А. П. ГУЛЯЕВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

6-е издание, переработанное и дополненное

Допущено Министерством высшего
и среднего специального образования СССР
в качестве учебника для студентов
высших технических учебных заведений

ФБ СПбГТУ
0000281761

МОСКВА «МЕТАЛЛУРГИЯ» 1986

УДК 669.017 (075.8)

Рецензент кафедра металловедения завода-втуза при ЗИЛе

УДК 669.017 (075.8)

Гуляев А. П. **Металловедение.** Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 544 с.

В шестое издание учебника (пятое издано в 1977 г.) внесены изменения и дополнения, связанные с развитием теоретического металловедения, с разработкой новых металлических материалов и новых технологических процессов термической обработки. Приведены справочные сведения практически о всех видах металлических материалов.

Учебник предназначен для студентов металлургических, машиностроительных и политехнических вузов. Может быть полезен инженерно-техническим работникам металлургической, машиностроительной и других отраслей промышленности

Ил. 437. Табл. 140. Библиогр. список: 242 назв.

Г $\frac{2605000000-037}{040(01)-86}$ 55—86

© Издательство «Металлургия», 1986

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 8

Часть первая. ТЕОРИЯ СПЛАВОВ

Глава I. Кристаллическое строение металлов 9

1. Металлы 9
2. Классификация металлов 11
3. Кристаллическое строение металлов 18
4. Кристаллические решетки металлов 21
5. Реальное строение металлических кристаллов 26
6. Анизотропия свойств кристаллов 32
7. Методы изучения строения металлов 32

Библиографический список 37

Глава II. Кристаллизация 38

1. Три состояния вещества 38
2. Энергетические условия процесса кристаллизации 39
3. Механизм процесса кристаллизации 41
4. Форма кристаллических образований 45
5. Строение слитка 47
6. Превращения в твердом состоянии. Полиморфизм 49
7. Магнитные превращения 52
8. Закалка из жидкого состояния. Аморфное состояние 53

Библиографический список 54

Глава III. Механические свойства. Наклеп и рекристаллизация 54

1. Металлы и неметаллы 54
2. Упругая и пластическая деформация. Несовершенства решетки и прочность металлов 55
3. Сверхпластичность 63
4. Разрушение 64
5. Методы определения механических свойств 70
6. Наклеп 76
7. Влияние нагрева на строение и свойства деформированного металла (рекристаллизационные процессы) 78

Библиографический список 88

Глава IV. Строение сплавов 88

1. Механическая смесь 89
2. Химическое соединение 89
3. Твердый раствор на основе одного из компонентов сплава 91
4. Твердый раствор на основе химического соединения 95
5. Упорядоченные твердые растворы 96
6. Электронные соединения (фазы Юм-Розери) 97
7. Фазы Лавеса 98
8. Фазы внедрения 99

Библиографический список 100

Глава V. Диаграмма состояния 100

1. Правило фаз 100
2. Общие замечания о построении диаграмм состояния 103
3. Экспериментальное построение диаграмм 105
4. Диаграмма состояния для сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов (I рода) 108
5. Правило отрезков 110
6. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии (II рода) 112
7. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (III рода) 113

8. Диаграмма состояния для сплавов, образующих химические соединения (IV рода) . . . 118
9. Диаграмма состояния для сплавов, испытывающих полиморфные превращения . . . 121
10. Кристаллизация сплавов в неравновесных условиях . . . 123
11. Системы с тремя компонентами . . . 128
12. Упрощенные методы изучения многокомпонентных систем . . . 137
13. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния . . . 139
Библиографический список . . . 141

Часть вторая. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

Глава VI. Диаграмма железо—углерод . . . 142

1. Историческая справка . . . 142
2. Железо . . . 143
3. Цементит . . . 147
4. Диаграмма состояния . . . 148
Библиографический список . . . 160

Глава VII. Углеродистые стали . . . 160

1. Влияние углерода на свойства стали . . . 162
2. Влияние постоянных примесей на свойства стали . . . 163
3. Сталь различных способов производства. Чистая сталь . . . 170
4. Углеродистая сталь общего назначения . . . 174
5. Нагартованная сталь . . . 177
6. Листовая сталь для холодной штамповки . . . 178
7. Обрабатываемость резанием. Автоматные стали . . . 178
Библиографический список . . . 181

Глава VIII. Чугун . . . 181

1. Процесс графитизации . . . 182
2. Структура чугуна Формы графита . . . 187
3. Структура и свойства чугуна . . . 191
4. Примеси в чугуне . . . 193
5. Марки серых и высокопрочных чугунов . . . 195
6. Ковкий чугун . . . 196
Библиографический список . . . 198

Часть третья. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Глава IX. Общие положения термической обработки . . . 199

1. Температура и время . . . 199
2. Классификация видов термической обработки . . . 200
3. Термическая обработка и диаграмма состояния . . . 203
4. Основные виды термической обработки стали . . . 205
5. Четыре основных превращения в стали . . . 207
Библиографический список . . . 209

Глава X. Теория термической обработки стали . . . 209

1. Образование аустенита . . . 210
2. Рост аустенитного зерна . . . 211
3. Распад аустенита . . . 216
4. Мартенситное превращение . . . 229
5. Бейнитное превращение . . . 244
6. Превращения при отпуске . . . 246
7. Влияние термической обработки на свойства стали . . . 248
8. Термомеханическая обработка . . . 253
Библиографический список . . . 255

Глава XI. Практика термической обработки стали . . . 256

1. Выбор температуры закалки . . . 256
2. Время нагрева . . . 257
3. Химическое воздействие нагревающей среды . . . 259
4. Закалочные среды . . . 260
5. Прокаливаемость . . . 262
6. Внутренние напряжения . . . 268
7. Способы закалки . . . 270
8. Обработка стали холодом . . . 273
9. Дефекты, возникающие при закалке . . . 274
10. Отжиг и нормализация . . . 275
Библиографический список . . . 278

Глава XII. Поверхностная закалка стали . . . 279

1. Общие положения . . . 279
2. Высокочастотная закалка . . . 280
Библиографический список . . . 283

Глава XIII. Химико-термическая обработка стали . . . 284

1. Теория химико-термической обработки . . . 284
2. Цементация стали . . . 289
3. Азотирование стали . . . 295
4. Цианирование стали . . . 299
5. Диффузионная металлизация . . . 301
Библиографический список . . . 302

Часть четвертая. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Глава XIV. Влияние легирующих элементов . . . 303

1. Классификация примесей . . . 303
2. Влияние элементов на полиморфизм железа . . . 304
3. Распределение легирующих элементов в стали . . . 308
4. Влияние легирующих элементов на феррит . . . 310
5. Карбидная фаза в легированных сталях . . . 312
6. Влияние легирующих элементов на превращения в стали . . . 314
Библиографический список . . . 317

Глава XV. Классификация и маркировка легированных сталей . . . 318

1. Классификация легированных сталей . . . 318
2. Маркировка легированных сталей . . . 321

Глава XVI. Конструкционные стали . . . 322

1. Механические свойства стали, влияние структуры и легирующих элементов . . . 322
2. Термическая обработка конструкционных сталей . . . 326
3. Цементуемые (низкоуглеродистые) стали . . . 331
4. Улучшаемые (среднеуглеродистые) стали . . . 334
5. Высокопрочные стали . . . 337
6. Свариваемость стали . . . 341
7. Строительная сталь . . . 343
8. Арматурная сталь . . . 347
9. Пружинная сталь . . . 349
10. Шарикоподшипниковая сталь . . . 351
11. Дефекты легированных сталей . . . 353
Библиографический список . . . 355

Глава XVII. Инструментальные стали . . . 355

1. Общие положения . . . 355
2. Инструментальные стали пониженной прокаливаемости . . . 356

3. Инструментальные стали повышенной прокаливаемости (легированные инструментальные стали) . . . 358
4. Быстрорежущие стали . . . 360
5. Штамповые стали . . . 370
6. Твердые сплавы . . . 379
Библиографический список . . . 382

Глава XVIII. Жаростойкие и жаропрочные стали и сплавы . . . 382

1. Жаростойкость. Жаростойкие сплавы . . . 383
2. Жаропрочность . . . 384
3. Оценка жаропрочных свойств . . . 390
4 Влияние структуры и состава на жаропрочность . . . 392
5 Классификация жаропрочных материалов . . . 394
6. Перлитные и мартенситные жаропрочные стали . . . 395
7. Аустенитные жаропрочные стали . . . 400
8. Никелевые и кобальтовые жаропрочные сплавы . . . 402
Библиографический список . . . 407

Глава XIX. Коррозионностойкие (нержавеющие) стали и сплавы . . . 408

1. Хромистые нержавеющие стали . . . 408
2. Хромоникелевые нержавеющие стали . . . 412
3. Кислотостойкие стали и сплавы . . . 423
4. Криогенные стали и сплавы . . . 425
Библиографический список . . . 429

Глава XX. Износостойкие стали и сплавы . . . 429

1. Износостойкость . . . 429
2. Графитизированная сталь . . . 430
3. Высокомарганцовистая сталь . . . 431
4. Наплавочные материалы . . . 433
Библиографический список . . . 434

Глава XXI. Титан и его сплавы . . . 434

1. Свойства титана . . . 435
2. Легирование титана . . . 436
3. Фазовые превращения в титановых сплавах . . . 436
4. Промышленные титановые сплавы . . . 440
5. Термическая обработка титановых сплавов . . . 441
6. Примеси в титановых сплавах . . . 442
7. Коррозионная стойкость титана . . . 442
Библиографический список . . . 443

Глава XXII. Тугоплавкие металлы . . . 443

1. Общие сведения . . . 443
2. Взаимодействие тугоплавких металлов с другими элементами и между собой . . . 445
3. Механические свойства и жаропрочность . . . 446
4. Хладноломкость тугоплавких металлов . . . 449
5. Сопротивление окислению и защита от окисления . . . 451
6. Коррозионная стойкость . . . 451
Библиографический список . . . 453

Глава XXIII. Сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами . . . 453

1. Закономерности теплового расширения металла и сплавов. Сплавы с заданным значением теплового расширения . . . 453
2. Сплавы с постоянным модулем упругости . . . 456
Библиографический список . . . 456

Глава XXIV. Магнитные стали и сплавы . . . 457

1. Основные магнитные характеристики металлов . . . 457
2. Стали и сплавы для постоянных магнитов (магнитнотвердые сплавы) . . . 458

3. Магнитномягкие сплавы . . . 462
4. Немагнитные стали . . . 467
5. Электротехнические сплавы . . . 468
Библиографический список . . . 471

Глава XXV. Сплавы атомной энергетики . . . 471

1. Влияние облучения на свойства металлов . . . 471
2 Конструкционные материалы. Теплоносители . . . 472
3. Ядерное горючее (уран, плутоний, торий) . . . 475
Библиографический список . . . 477

Часть пятая. ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Глава XXVI. Легкие металлы и их сплавы . . . 478

1. Свойства алюминия . . . 479
2. Постоянные примеси алюминия (железо и кремний) . . . 480
3. Термическая обработка сплавов Al—Cu . . . 481
4. Влияние состава алюминиевых сплавов на процессы, происходящие при термической обработке . . . 487
5. Классификация алюминиевых сплавов . . . 490
6. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой . . . 492
7. Дюралюминий и другие деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой . . . 493
8. Алюминиевые сплавы для поковок и штамповок . . . 497
9. Силумины и другие алюминиевые сплавы для фасонного литья . . . 498
10. Жаропрочные алюминиевые сплавы . . . 503
11. Магний . . . 504
12. Сплавы магния . . . 505
13. Бериллий . . . 507
14. Сплавы бериллия . . . 508
Библиографический список . . . 508

Глава XXVII. Медь и ее сплавы . . . 509

1. Медь . . . 509
2 Сплавы меди с цинком (латуни) . . . 512
3. Сплавы меди с оловом (оловянистые бронзы) . . . 516
4. Сплавы меди с алюминием, кремнием, бериллием и другими элементами . . . 519
Библиографический список . . . 524

Глава XXVIII. Подшипниковые сплавы и припои . . . 524

1. Требования к подшипниковым сплавам . . . 525
2. Легкоплавкие подшипниковые сплавы (баббиты) . . . 529
3. Припои . . . 532
4. Легкоплавкие сплавы . . . 534
Библиографический список . . . 533

Глава XXIX. Некоторые сплавы цветных металлов . . . 533

1. Цинк и его сплавы . . . 534
2. Типографские сплавы . . . 535
3. Благородные металлы . . . 536
Библиографический список . . . 537
Приложение . . . 538
Предметный указатель . . .

ПРЕДИСЛОВИЕ

Книга «Металловедение» была впервые издана в 1948 г.; отдельные главы в ней были написаны М. Е. Блантером, С. М. Винаровым, Я. Б. Фридманом, Ю. М. Лахтиным, С. З. Бокштейном и Е. Ф. Трусовой. Книга представляла собой монографию о металлах. Однако она была полезна и студентам высших учебных заведений, так как отражала опыт преподавания металловедения в Московском авиационном институте им. С. Орджоникидзе.

Потребность в учебнике по металловедению заставила автора переработать эту монографию в учебник, который в 1951 г. вышел в свет. Это первое издание учебника имело определенные недостатки и, в частности, большой объем (40 а. л.). Автор пытался в следующем (1956 г.) издании сократить объем учебника, но это оказалось не вполне удачным решением, так как отдельные разделы были изложены слишком кратко.

Оптимальное решение было найдено в 3-м издании (1963 г.), когда текст был набран двумя шрифтами. Основной текст напечатан корпусом, он и составляет обязательный учебный материал по курсу «Металловедение». Петитом набран дополнительный материал, развивающий некоторые положения основного текста, а также материал справочного характера.

В разных вузах страны курс металловедения различен по объему и направленности, поэтому кафедра каждого вуза должна решать, какой объем дополнительного материала должен изучать студент. Например, студент, специализирующийся по литейному производству, должен изучить главу о чугунах полностью, а для будущего приборостроителя более чем достаточно изучить лишь основной текст.

В полном объеме соответствующие части книги могут явиться учебниками по курсам «Металлография» (ч. I, II и V), «Теория термической обработки» (ч. III), «Легированные стали» (ч. IV) для студентов по специальности «Металловедение, оборудование и технология термической обработки металлов».

Таким образом, начиная с 3-го (1963 г.) издания, книга, являясь учебником для студентов вузов, представляет интерес и для инженерно-технических работников различных отраслей промышленности.

Следующие выпуски учебника сохранили общую направленность 3-го издания. Однако каждое последующее издание перерабатывалось и дополнялось в связи с общим развитием науки и техники, и металловедения в частности.

В настоящем 6-м издании отдельные главы подвергались существенной переработке, а некоторые написаны заново, в том числе главы I и X написаны совместно с А. А. Гуляевым.

За период с 1948 г. по 1984 г. многие выдающиеся металловеды (А. А. Бочвар, И. А. Одинг, Я. С. Уманский, С. М. Воронов, И. В. Кудрявцев, Я. Б. Фридман, И. Н. Богачев, Ю. М. Лахтин, И. И. Сидорин, С. В. Грачев, Е. В. Васильева) просматривали рукопись, рецензировали, давали советы автору, которые были приняты и использованы.

Им, а также сотрудникам и ученикам, оказавшим помощь при подготовке изданий учебника, автор выражает свою искреннюю и сердечную признательность.

Часть первая. ТЕОРИЯ СПЛАВОВ

Глава I
КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

1. Металлы

Металловедение — наука, изучающая строение и свойства металлов и их сплавов[1], устанавливающая связь между их составом, строением и свойствами и разрабатывающая пути воздействия на их свойства.

Теоретическими основами металловедения являются такие науки, как кристаллография, физика твердого тела, физическая химия. В свою очередь на металловедение опираются такие научные дисциплины, как общая металлургия, технология металлов, коррозия металлов, теория прочности и др.

Приступая к изучению металловедения, прежде всего необходимо ответить на вопрос: что такое металл? Еще М. В. Ломоносов определял металлы, как «светлые тела, которые ковать можно». Это простейшее определение не потеряло своего значения и сейчас. Однако более типичными, характерными свойствами металлов и их сплавов являются высокие тепло- и электропроводность, увеличивающаяся с понижением температуры. Теория твердого тела выбирает в качестве главного физического критерия металлического состояния температурный ход электросопротивления $\rho\,(T)$: у металлов при $T \to 0$ К $\rho \to 0$, в то время как у неметаллов, т. е. полупроводников и диэлектриков (изоляторов), при $T \to 0$ К $\rho \to \infty$.

Отмеченные свойства металлов[2] обусловлены их электронным строением. В металлах электроны, находящиеся на внешних оболочках (валентные электроны), не связаны с определенными атомами, а оторваны от них и принадлежат всему куску металла в целом. Такие электроны называют обычно электронами проводимости (или, по Френкелю, коллективизированными электронами), так как они способны легко ускоряться во внешнем электрическом поле и их упорядоченное движение обуславливает протекание электрического тока, т. е. электропроводность. Плотность электронов проводимости 10^{22}—10^{23} см$^{-3}$. Таким образом металл можно представить в виде положительного ионного остова[3], состоящего из атомных ядер с внутренними электронами, и коллективизированных электронов проводимости, образующих электронный газ или, точнее, учитывая возможность взаимодействия электронов, электронную жидкость «омывающую» ионный остов (рис. 1). Электронный газ компенсирует

[1] Под сплавами (*металлическими сплавами*) понимают вещества, состоящие из нескольких металлов, часто с примесями неметаллов, и получаемые обычно сплавлением.

[2] Так как металлические сплавы по свойствам имеют много общего с металлами, под металлами будем иногда подразумевать и их сплавы.

[3] Ионный остов периодически, правильно расположен в пространстве, образуя кристаллическую решетку (см. п. 3).

силы взаимного электростатического отталкивания положительных ионов, обеспечивая их связь в твердом теле, т. е металлическую связь. В металлах электроны проводимости есть всегда в отличие от полупроводников, где они появляются только при определенных воздействиях (например, температуры, освещения).

Более точно позволяет описать металлическое состояние современная квантовая теория твердого тела. Как известно, электроны в изолированном атоме располагаются на дискретных энергетических уровнях (оболочках), например в металлическом натрии $1s^2 2s^2 2p^6 3s^1$. При образовании твердого тела каждый энергетический уровень

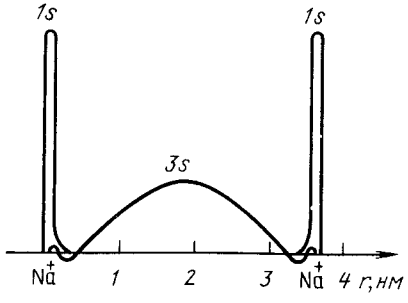


Рис. 1. Относительная вероятность пребывания электронов различных уровней в металлическом натрии (схема дана только для самых внутренних 1s и внешних 3s электронов)

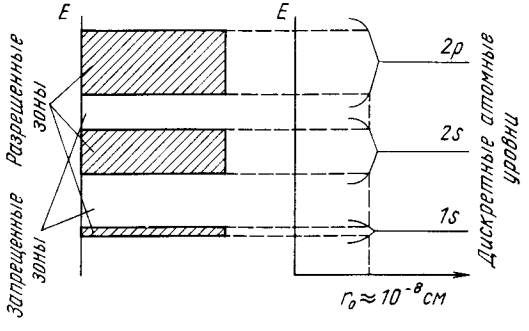


Рис. 2. Схема образования энергетических зон в твердом теле

изолированного атома расщепляется на близко расположенные подуровни, образующие энергетическую зону (рис. 2). Так уровню 1s соответствует зона 1s, уровню 2p — зона 2p и т. д. Таким образом, энергия электрона в твердом теле может принимать только некоторые, а не любые значения, при этом интервалы (зоны) разрешенных значений энергий разделены интервалами (зонами) запрещенных для электронов значений энергий, которые они не могут принимать. С увеличением энергии электронов в атоме ширина разрешенных зон увеличивается, а запрещенных уменьшается. На рис. 3 показано расположение разрешенных и запрещенных зон в различных твердых телах. По характеру заполнения зон электронами все твердые тела можно разделить на две группы. К первой группе относятся тела, у которых над целиком заполненными зонами располагается частично заполненная зона. Эта зона называется зоной проводимости. При приложении слабого электрического поля электроны в зоне проводимости увеличивают энергию, легко переходя на более высокий энергетический уровень в зоне проводимости, создавая в куске металла электрический ток. Электроны в верхней незаполненной зоне и есть электроны проводимости в металле. Например, для натрия в зоне проводимости находятся $3s^1$ электроны, а электроны в более низких заполненных зонах и атомное ядро с порядковым номером $z = 11$ составляют ионный остов, образующий кристаллическую решетку, в которой свободно перемещаются электроны проводимости, создавая при приложении электрического поля упорядоченное движение, т. е. электрический ток. Максимальная энергия электронов проводимости в частично заполненной зоне металла при $T = 0$ К называется энергией Ферми ($E_ф$). Электроны, имеющие энергию $E_ф$, расположены на Ферми-поверхности, которая представляет собой изоэнергетическую поверхность (поверхность постоянной энергии), отделяющую область, занятую электронами, от области, в которой их нет при 0 К. Большинство свойств металлов определяют электроны на Ферми-поверхности или вблизи нее, поэтому точное знание вида поверхности Ферми позволяет описать свойства металлов. Каждый металл характеризуется своей Ферми-поверхностью. В простейшем случае это сфера, но для большинства металлов Ферми-поверхность имеет сложный вид. С точки зрения современных представлений определение металла как твердого тела, обладающего Ферми-поверхностью наиболее фундаментальное. Построение Ферми-поверхностей и их изучение — важная область физики металлов. Ферми-поверхности рассчитываются теоретически и определяются экспериментально главным образом по анализу поведения электронов металла в магнитных полях. Для второй группы твердых тел характерно отсутствие частично заполненных зон: над целиком заполненной зоной (она называется валентной) располагается пустая, т. е. не занятая электронами — зона проводимости. Эти две зоны разделены запрещенной зоной. У диэлектриков ширина запрещенной зоны значительна (более 3 эВ) и приложение электрического поля не может вызвать электрического тока, так как для преодоления широкой запрещенной зоны электронам, чтобы попасть из валентной зоны в зону проводимости, нужна очень большая энергия. В полупроводниках запрещенная зона гораздо уже, чем в диэлектриках (менее 1 эВ) и при получении достаточной для преодоления запрещенной зоны энергии электроны «перескакивают» в верхнюю зону проводимости, где могут легко ускоряться под влиянием электрического поля, создавая электрический ток. Эта дополнительная энергия может быть получена, например, путем повышения температуры, что и объясняет увеличение электропроводности у полупроводников с ростом температуры. По сравнению с полупроводниками у металлов даже при 0 К наблюдается большая электропроводность, а ее с ижение при нагреве вызвано рассеянием электронов на тепловых колебаниях кристаллической решетки, а также на нарушениях правильного периодического расположения атомов в кристаллической решетке (т. е. на дефектах решетки — см. п.4). Наличие некоторого (остаточного) электросопротивления у металлов при 0 К как раз и вызвано дефектами решетки. Однако в ряде металлов (Nb, Zr, Hg, Pb, V и др.) и сплавов (Nb_3Sn, NiTi, TiMn, Nb_3Al, Ta_3Sn и др.) при очень низких температурах, в определенной для каждого металла и сплава критической температуре $T_{кр}$ (для Nb_3Ge получена наиболее высокая температура $T_{кр} = 23{,}2$ К) наблюдается абсолютно полное исчезновение электрического сопротивления — эффект *сверхпроводимости*. Этот эффект объясняется возможностью при определенных условиях особого притяжения электронов в металле друг к другу посредством их взаимодействия с кристаллической решеткой и образованием связанных пар электрон—электрон. Металловедение сверхпроводящих сплавов в настоящее время развивается и очень перспективно.

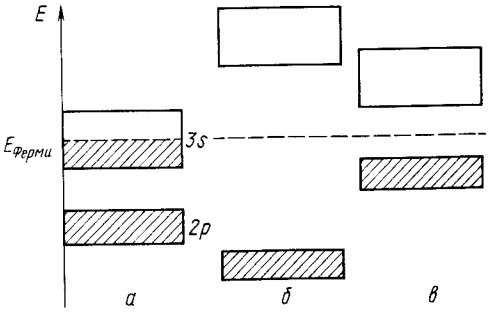


Рис. 3. Схема энергетической зонной структуры твердых тел (зоны, занятые электронами, заштрихованы):
а — металл (Na, $1s^2 2s^2 2p^6 3s^1$); *б* — диэлектрик; *в* — полупроводник

Из известных (к 1985 г.) 106 химических элементов 83 — металлы. В периодической системе (табл. 1) металлы расположены слева от ступенчатой линии, проведенной от бора (B) к астату (At). Вблизи этой границы ряд элементов можно отнести по одним признакам к металлам, а по другим признакам — к неметаллам (например, Bi, Sb). Для этих элементов, называемых полуметаллами, характерно с одной стороны наличие электропроводности вплоть до 0 К, а с другой, к меньшей по сравнению с металлами концентрации электронов проводимости (10^{19} см$^{-3}$), при этом с ростом температуры электропроводность полуметаллов растет, так как число электронов проводимости увеличивается.

2. Классификация металлов [1]

Каждый металл отличается строением и свойствами от другого, тем не менее по некоторым признакам их можно объединить в группы (табл. 2).

[1] Предлагаемая классификация не совпадает с общепринятой, согласно которой под черными металлами подразумеваются только железо и его сплавы, а под цветными — все остальные металлы.

Таблица 1. Периодическая система элементов Менделеева

	A I	A II	A III	A IV	A V	A VI	A VII	B VIII	B VIII	B VIII
1	1 H водород 1,008									
2	3 Li литий 6,940	4 Be бериллий 9,013								
3	11 Na натрий 22,997	12 Mg магний 24,32								
4	19 K калий 39 096	20 Ca кальций 40,08	21 Sc скандий 45,10	22 Ti титан 47,90	23 V ванадий 50,95	24 Cr хром 52,01	25 Mn марганец 54,93	26 Fe железо 55,85	27 Co кобальт 58,94	28 Ni никель 58,69
5	37 Rb рубидий 85,48	38 Sr стронций 87,63	39 Y иттрий 88,92	40 Zr цирконий 91,22	41 Nb ниобий 92,91	42 Mo молибден 95,95	43 Tc технеций 99	44 Ru рутений 101,7	45 Rh родий 102,91	46 Pd палладий 106,7
6	55 Cs цезий 132,91	56 Ba барий 137,36	57 La лантан 138 92	72 Hf гафний 178,6	73 Ta тантал 180,88	74 W вольфрам 183,92	75 Re рений 186 31	76 Os осмий 190,2	77 Ir иридий 193,23	78 Pt платина 195,23
	87 Fr франций 223	88 Ra радий 226,05	89 Ac актиний 227	104 Ku курчатовий 264						

	B I	B II	B III	B IV	B V	B VI	B VII	
1								2 He гелий 4,003
2			5 B бор 10,82	6 C углерод 12,01	7 N азот 14,008	8 O кислород 16,000	9 F фтор 19,00	10 Ne неон 20,183
3			13 Al алюминий 26,97	14 Si кремний 28,06	15 P фосфор 30,98	16 S сера 32,066	17 Cl хлор 35,457	18 Ar аргон 39,994
4	29 Cu медь 63,54	30 Zn цинк 65,38	31 Ga галлий 69,72	32 Ge германий 72,60	33 As мышьяк 74,91	34 Se селен 78,96	35 Br бром 79,916	36 Kr криптон 83,7
5	47 Ag серебро 107,88	48 Cd кадмий 112,41	49 In индий 114,78	50 Sn олово 118,70	51 Sb сурьма 121,76	52 Te теллур 127,61	53 I иод 126,92	54 Xe ксенон 131,3
6	79 Au золото 197,2	80 Hg ртуть 200,61	81 Tl таллий 204,39	82 Pb свинец 207,21	83 Bi висмут 209,00	84 Po полоний 210	85 At астат 211	86 Rn радон 222

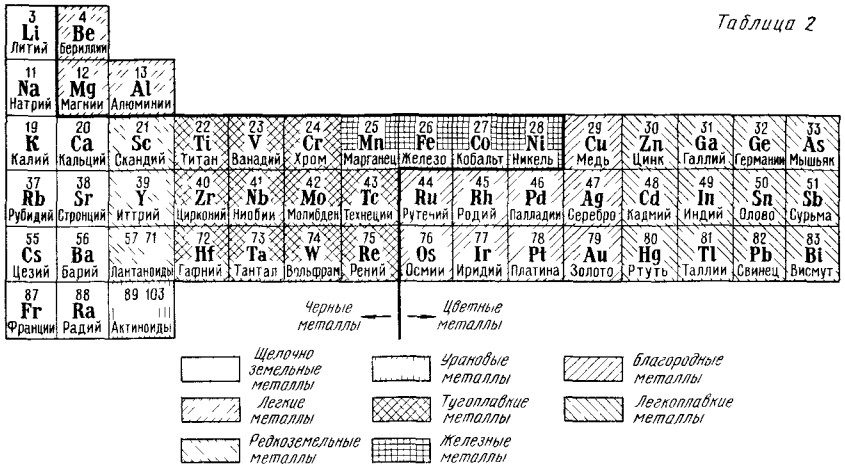
Лантаноиды (редкие земли)

58 Ce церий 140,13	59 Pr празеодим 140,92	60 Nd неодим 144,27	61 Pm прометий 147	62 Sm самарий 150 43	63 Eu европий 152,0	64 Gd гадолиний 156,9	65 Tb тербий 159,2	66 Dy диспрозий 162,46	67 Ho гольмий 164,94	68 Er эрбий 167,2	69 Tm туллий 169,4	70 Yb иттербий 173,04	71 Lu лютеций 174,99

Актиноиды

90 Th торий 232,12	91 Pa протактиний 231	92 U уран 238,07	93 Np нептуний 237	94 Pu плутоний 242	95 Am америций 243	96 Cm кюрий 245	97 Bk берклий 249	98 Cf калифорний 249	99 Es эйнштейний 253	100 Fm фермий 255	101 Md менделевий 256	102 No нобелий 253	103 Lr лоуренсий 256

Таблица 2



Прежде всего металлы можно разделить на две большие группы — черные и цветные металлы.

Черные металлы имеют темно-серый цвет, большую плотность (кроме щелочноземельных), высокую температуру плавления, относительно высокую твердость и во многих случаях обладают полиморфизмом (о последнем см. гл. II, п. 6). Наиболее типичным металлом этой группы является железо.

Цветные металлы чаще всего имеют характерную окраску: красную, желтую, белую. Обладают большой пластичностью, малой твердостью, относительно низкой температурой плавления, для них характерно отсутствие полиморфизма. Наиболее типичным металлом этой группы является медь.

Черные металлы в свою очередь можно подразделить следующим образом:

1. *Железные металлы* — железо, кобальт, никель (так называемые ферромагнетики) и близкий к ним по свойствам марганец. Кобальт, никель и марганец часто применяют как добавки к сплавам железа, а также в качестве основы для соответствующих сплавов, похожих по своим свойствам на высоколегированные стали.

2. *Тугоплавкие металлы*, температура плавления которых выше, чем железа (т. е. выше 1539° С). Применяют как добавки к легированным сталям, а также в качестве основы для соответствующих сплавов.

3. *Урановые металлы* — актиниды, имеющие преимущественное применение в сплавах для атомной энергетики.

4. *Редкоземельные металлы* (*РЗМ*) — лантан, церий, неодим, празеодим и др., объединяемые под названием лантаноидов, и сходные с ними по свойствам иттрий и скандий. Эти металлы обладают весьма близкими химическими свойствами, но довольно различными физическими (температура плавления и др.). Их применяют как присадки к сплавам других элементов. В природных условиях они

встречаются вместе и вследствие трудностей разделения на отдельные элементы для присадки обычно применяют «смешанный сплав», так называемый *мишметалл*, содержащий 40—45 % Ce и 45—50 % всех других редкоземельных элементов. К таким смешанным сплавам РЗМ относят *ферроцерий* (сплав церия и железа с заметными количествами других РЗМ), *дидим* (сплав неодима и празеодима преимущественно) и др.

5. *Щелочноземельные металлы* в свободном металлическом состоянии не применяются, за исключением особых случаев. [1]

Цветные металлы подразделяются на:

1. *Легкие металлы* — бериллий, магний, алюминий, обладающие малой плотностью.

2. *Благородные металлы* — серебро, золото, металлы платиновой группы (платина, палладий, иридий, родий, осмий, рутений). К ним может быть отнесена и «полублагородная» медь. Обладают высокой устойчивостью против коррозии.

3. *Легкоплавкие металлы* — цинк, кадмий, ртуть, олово, свинец, висмут, таллий, сурьма и элементы с ослабленными металлическими свойствами — галлий, германий.

По строению электронных оболочек металлы принято разделять на нормальные и переходные. У нормальных металлов внутренние электронные оболочки (уровни) полностью заполнены. К таким металлам относят Na, Cu, Mg, Al, Pb и др. У переходных металлов внутренние *p* и *d* оболочки недостроены. Наиболее характерные представители переходных металлов Fe, Pd, Pt и им подобные.

Применение металлов определяется их распространенностью в природе, а в историческом аспекте — развитием техники.

В табл. 3 повторена «металлическая часть» периодической системы. Под символом элемента указывается: дата открытия элемента (выделение металла в более или менее чистом виде из соединения в химической лаборатории) — первая строчка и дата промышленного применения — вторая строчка (иногда две даты: начало применения в чистом виде или в виде сплава с железом — ферросплава).

Применение металлов началось с меди, серебра и золота. Человечество еще не было знакомо с металлургией, способом получения металла из руд, а эти металлы в отличие от других, встречаются в природе в чистом (самородном) виде. Затем начали применять металлы, которые относительно легко восстанавливаются (олово, свинец) или их достаточно много в природе (железо).

Большинство металлов было открыто в XIX в., хотя тогда они не все получили промышленное применение.

Содержание металлических элементов в земной коре представлено на рис. 4, который показывает насколько велико различие в содержании разных металлов на нашей планете.

В табл. 4 приведены сведения о мировом объеме производства различных металлов. Действительно, основную долю в изготовлении и применении имеет железо (в виде его сплава с углеродом — сталь), что связано с рядом причин: малой стоимостью, наилучшими механическими свойствами, возможностью массового изготовления и большой распространенностью его руд в природе.

Стали производится больше, чем всех остальных металлов (сплавов) вместе взятых. Так, если в 1970 г. изготовлено приблизительно 600 млн. т металла (во всем мире), то на долю стали приходится свыше 550 млн. т (т. е. более 90 %), а на долю всех остальных металлов менее 50 млн. т (т. е. меньше 10 %).

[1] Например, теплоносители в атомных реакторах.

Таблица 3. Даты открытия и начала применения металлов

Li 1817	Be 1798 1920						
Na 1807	Mg 1755 1920	Al 1827 1895					
K 1807 1955	Ca 1808	Sc 1879	Ti 1789 1945 1930 Fe	V 1830 1950 1905 Fe	Cr 1797 1920 1900 Fe	Mn 1774 1930 1856 Fe	Fe III тысячелетие до нашей эры
Rb 1861 1955	Sr 1790	Y 1794	Zr 1709 1950 1935 Fe	Nb 1801 1950 1940 Fe	Mo 1782 1910 1910 Fe	Tc 1937	Ru 1844 1900
Cs 1860	Ba 1808	La 1839	Hf 1922 1950	Ta 1802 1940 1920 Fe	W 1783 1910 1900 Fe	Re 1925 1960	Os 1808 1900

Co 1735 1910 1300 Fe	Ni 1751 1880 1880 Fe	Cu VI тысячелетие до нашей эры	Zn Средние века	Ga 1875	Ge 1886 1950	As Средние века
Rh 1803 1890	Pd 1803 1880	Ag IV тысячелетие до нашей эры	Cd 1817 1910	In 1863 1940	Sn IV тысячелетие до нашей эры	Sb Средние века
Ir 1803 1890	Pt 1735 1825	Au 1 млн. лет до нашей эры	Hg Средние века	Tl 1861	Pb V тысячелетие до нашей эры	Bi Средние века

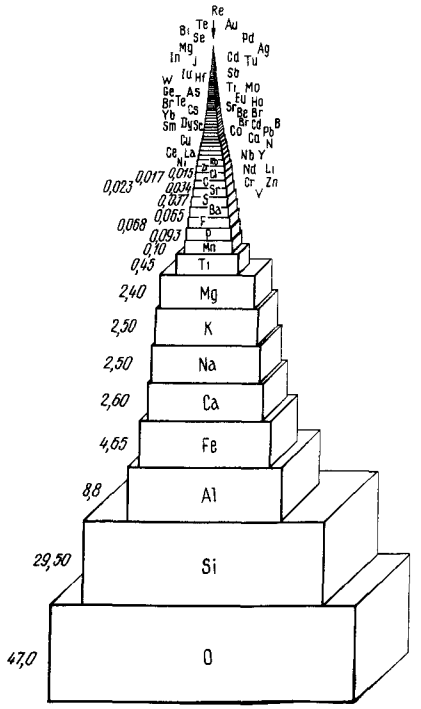


Рис. 4. Эпюра распределения элементов в земной коре

Объем производства стали — важный показатель технической и экономической мощи страны. Без обеспечения в необходимом количестве сталью не может развиваться ни одна отрасль промышленности. По производству стали СССР занимает первое место в мире, на втором — Япония, на третьем — США. До Октябрьской революции (1913 г.) в России производилось всего лишь 4,2 млн. т стали. Гражданская война и интервенция почти остановили производство стали; в 1920 г. было выплавлено лишь 200 тыс. т стали. Начавшийся затем этап восстановления народного хозяйства привел к тому, что в 1928 г. был достигнут довоенный уровень. В годы первых пятилеток построены крупнейшие металлургические комбинаты — Магнитогорский и Кузнецкий и перед войной уже выплавлялось около 18 млн. т стали в год.

Начало войны и временная оккупация таких металлургических районов

Таблица 4. Мировое производство металлов[1], тыс. т

Металл	1850 г.	1900 г.	1929 г.	1964 г.	1980 г.
Железо	4000	40 000	120 000	437 000	718 000
Марганец	0	200	3 500	10 000	—
Алюминий	0	7	1 000	6 100	17 000
Медь	52	560	2 000	5 760	9 400
Цинк	80	550	1 450	3 850	6 200
Олово	100	850	1 800	3 050	5 400
Никель	0	2	56	400	760
Магний	0	0	2	150	370
Вольфрам	0	0	10	60	—
Молибден	0	0	2	45	—
Титан	0	0	0	30	—
Сурьма	10	20	30	60	—
Кадмий	0	0	0	15	—
Ванадий	0	0	1	10	—
Серебро	0	0	—	—	—
Ниобий	0	0	0	4	—
Тантал	0	0	0	1	—
Золото	0,4	0,6	0,9	1,2	—
Платина	—	—	—	—	—

[1] В чистом виде и в сплавах, 0 — производство отсутствует, — — данные отсутствуют

Таблица 5. **Стоимость металлов**

Металл	Относительная стоимость	Металл	Относительная стоимость
Железо	1	Титан	90
Свинец	2,5	Вольфрам	120
Цинк	3	Молибден	170
Алюминий	6	Серебро	500
Сурьма	6,5	Ванадий	750
Медь	7,5	Ниобий	800
Магний	8	Тантал	1 500
Марганец	10	Рубидий	2 200
Никель	17	Палладий	5 000
Олово	22	Золото	11 000
Хром	25	Рений	12 000
Кобальт	35	Иридий	25 000
Висмут	50	Осмий	25 000
Ртуть	65	Платина	27 000
		Родий	45 000

страны, как юг Украины и Донбасс, резко снизили выпуск стали. В год окончания войны (1945 г.) изготовлялось лишь 12 млн. т стали, но к 1948 г. был достигнут довоенный уровень, в послевоенные годы производство стали непрерывно нарастало и в 1976 г. было выплавлено 145 млн. т.

К 1980 г. объем производства стали стабилизировался на уровне 150 млн. т в год, что обеспечивает развитие народного хозяйства сталью при учете постоянного улучшения качества металла и более экономного его расходования.

Стоимость металла — фактор возможности и целесообразности его применения. В табл. 5 показана относительная стоимость разных металлов (за единицу принята стоимость железа, точнее простой углеродистой стали). Стоимость 1 кг проката простой углеродистой стали примерно 20 коп.

Данные, приведенные в табл. 5, приблизительны, так как не учтены конъюнктурные обстоятельства, вид полуфабриката, степень чистоты металла и ряд других факторов.

3. Кристаллическое строение металлов

Все вещества могут находиться в трех агрегатных состояниях: твердом, жидком и газообразном, переходы между которыми (так называемые фазовые переходы) сопровождаются скачкообразными изменениями свободной энергии F ($F = U - TS$, где U — внутренняя энергия; T — температура; S — энтропия), энтропии, плотности и других физических свойств. Четвертым агрегатным состоянием часто называют плазму — сильно ионизированный газ (т. е. газ заряженных частиц — ионов, электронов), образующийся при высоких температурах (свыше 10^5 К). Однако это утверждение неточно, так как между плазмой и газом нет фазового перехода. Тем не менее, плазма резко отличается от газа прежде всего сильным электрическим взаимодействием ионов и электронов, проявляющимся на больших расстояниях.

Реализация того или иного агрегатного состояния вещества зависит главным образом от температуры и давления, при которых оно находится (рис. 5). Важной характеристикой является отношение

средней потенциальной энергии взаимодействия атомов $E_п$ к их средней кинетической энергии $E_к$. Для газов $E_п/E_к \ll 1$, для жидкостей $E_п/E_к \approx 1$, для твердых тел $E_п/E_к \gg 1$.

В газах межмолекулярные (атомы в газах объединены в молекулы —O_2, N_2 и т. д.) расстояния большие, молекулы практически не взаимодействуют друг с другом и, свободно двигаясь, заполняют весь возможный объем. Таким образом, для газа характерно отсутствие собственного объема и формы.

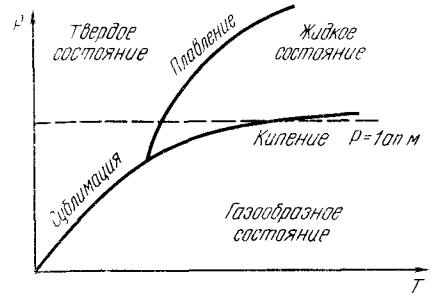


Рис. 5. Диаграмма состояния вещества в зависимости от давления и температуры

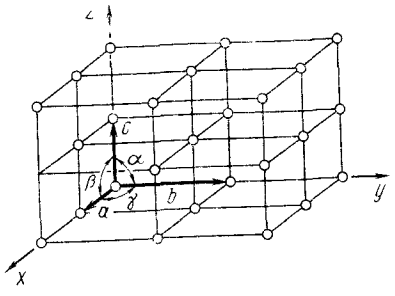


Рис. 6. Кристаллическая решетка (выделена элементарная ячейка с параметрами a, b, c, α, β, γ)

Жидкости и твердые тела относят к конденсированному состоянию вещества. В отличие от газообразного состояния у вещества в конденсированном состоянии атомы расположены ближе друг к другу, что приводит к их более сильному взаимодействию и, как следствие этого, жидкости и твердые тела имеют постоянный собственный объем. Для теплового движения атомов в жидкости характерны малые колебания атомов вокруг равновесных положений и частые перескоки из одного равновесного положения в другое. Это приводит к наличию в жидкости только так называемого *ближнего порядка* в расположении атомов, т. е. некоторой закономерности в расположении соседних атомов на расстояниях, сравнимых с межатомными. Для жидкости в отличие от твердого тела характерно такое свойство, как текучесть.

Атомы в твердом теле, для которого в отличие от жидкого тела характерна стабильная, постоянная собственная форма, совершают только малые колебания около своих равновесных положений. Это приводит к правильному чередованию атомов на одинаковых расстояниях для сколь угодно далеко удаленных атомов, т. е существования так называемого *дальнего порядка* в расположении атомов. Такое правильное, регулярное расположение атомов в твердом теле, характеризующееся периодической повторяемостью в трех измерениях (рис. 6), образует *кристаллическую решетку*, а тела, имеющие кристаллическую решетку, называют *твердыми телами*. Кроме того, существуют аморфные тела (стекло, воск и т. д.). В аморфных телах атомы совершают малые колебания вокруг хаотически расположен-

ных равновесных положений, т. е. не образуют кристаллическую решетку. Аморфное тело находится с термодинамической точки зрения в неустойчивом (так называемом метастабильном) состоянии и его следует рассматривать как сильно загустевшую жидкость, которая с течением времени должна закристаллизоваться, т. е. атомы в твердом теле должны образовать кристаллическую решетку и превратиться в истинно твердое тело.

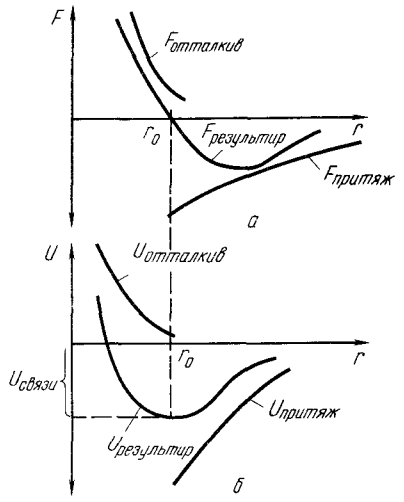


Рис. 7. Схема сил взаимодействия (*а*) и потенциальной энергии взаимодействия (*б*) между атомами в зависимости от расстояния

Для аморфного тела характерна изотропия свойств (одинаковые свойства по разным направлениям), а также отсутствие точки плавления, т. е. при повышении температуры аморфное тело размягчается. Эти особенности вызваны отсутствием у аморфного тела дальнего порядка в расположении атомов, однако ближний порядок имеется. Таким образом, аморфное тело правильнее рассматривать как жидкость в переохлажденном, метастабильном состоянии с очень высоким коэффициентом вязкости.

Аморфное состояние образуется при быстром ($10^{6\circ}$ С/с и более) охлаждении расплава. Например, при охлаждении ряда сплавов из жидкого состояния образуются так называемые *металлические стекла*, обладающие специфическими физико-механическими свойствами.

Какие силы удерживают атомы в твердом теле. Между атомами, образующими кристаллическое твердое тело, существуют силы притяжения, которые уравновешиваются на расстояниях порядка $r_0 \approx \approx 10^{-8}$ см силами отталкивания (рис. 7, *а*).

Соответственно при $r_0 \approx 10^{-8}$ см потенциальная энергия взаимодействия атомов имеет минимальное значение (рис. 7, *б*). Таким образом при $r > r_0$ атомы притягиваются, при $r < r_0$ — отталкиваются, при $r = r_0$ находятся в устойчивом положении. Существование атомно-кристаллической решетки в твердых телах с межатомным расстоянием порядка 10^{-8} см объясняется тем, что минимум потенциальной энергии системы достигается именно тогда, когда атомы регулярно, периодически расположены в пространстве. В самом общем случае при данной температуре T расположение атомов в кристаллической решетке, т. е. структура кристаллов, соответствует не минимуму потенциальной энергии U (точнее внутренней энергии U, но в данном рассмотрении пренебрегаем кинетической энергией атомов), а минимуму свободной энергии $F = U - TS$. Это обстоятельство, т. е. наличие энтропийного члена T ответственно, в частности, за многообразие встречающихся у элементов и их соединений кристаллических структур.

Природу отталкивания атомов в различных твердых телах можно считать одинаковой: на больших расстояниях основную роль играют кулоновские силы отталкивания положительных ионов (ядер), а на меньших расстояниях главную роль играют силы отталкивания, возникающие вследствие перекрытия заполненных электронных оболочек сближенных атомов.

Силы притяжения (силы связи) в твердых телах существенно отличаются по своей природе. Обычно рассматривают четыре основных типа связи в твердых телах: *металлическую*, *ионную*, *ковалентную* и связь *Ван-дер-Ваальса*. В большинстве случаев связи в твердых телах носят смешанный характер. В металлах и сплавах определяющее значение имеет металлический тип связи. Связь в металлах обусловлена взаимодействием положительных ионов с коллективизированными электронами. Свободные электроны проводимости, находясь между ионами, как бы «стягивают» их, компенсируя силы отталкивания. У ряда металлов (например, переходных) определенный вклад вносит также ковалентная связь, при которой объединяются два атома, временно передающие друг другу валентный электрон и удерживаемые поэтому силами электростатического притяжения. При ионной связи соседние атомы уже постоянно обменялись электронами.

4. Кристаллические решетки металлов

Как отмечалось в предыдущем параграфе, атомы в кристаллическом твердом теле располагаются в пространстве закономерно, периодически повторяясь в трех измерениях через строго определенные расстояния, т. е. образуют *кристаллическую решетку*. Кристаллическую решетку можно «построить», выбрав для этого определенный «строительный блок» (аналогично постройке стены из кирпичей) и многократно смещая этот блок по трем непараллельным направлениям. Такая «строительная» единица кристаллической решетки имеет форму параллелепипеда и называется элементарной ячейкой. Все элементарные ячейки, составляющие кристаллическую решетку, имеют одинаковую форму и объемы. Атомы могут располагаться как в вершинах элементарной ячейки, так и в других ее точках (в узлах кристаллической решетки). В первом случае элементарные ячейки называются простыми (примитивными), во втором — сложными. Если форма элементарной ячейки определена и известно расположение всех атомов внутри нее, то имеется полное геометрическое описание кристалла, т. е. известна его атомно-кристаллическая структура.

В кристаллографии рассматривают 14 типов элементарных ячеек. Их называют пространственными решетками Бравэ. Для характеристики элементарной ячейки задают шесть величин: три ребра ячейки a, b, c и три угла между ними α, β, γ (см. рис. 6). Эти величины называются параметрами элементарной ячейки (кристаллической решетки). Все 14 решеток Бравэ распределены по семи кристаллическим системам (сингониям) в соответствии с ориентацией и относительными величинами параметров решетки (рис. 8). Каждая кристаллическая система включает одну или несколько типов пространственных кристаллических решеток. В простой решетке атомы располагаются только по вершинам решетки, в объемноцентрированной еще один атом в центре решетки, в гранецентрированной еще по одному атому в центре каждой грани, и в базоцентрированной еще по одному атому в центрах пары параллельных граней.

Узлы (положения атомов), направления в плоскости и пространстве обозначаются с помощью так называемых индексов Миллера (рис. 9). Положение любого узла кристаллической решетки относительно произвольно выбранного начала координат определяют заданием координат x, y, z. Для одной элементарной ячейки очевидно эти координаты равны параметрам решетки a, b, c соответственно.

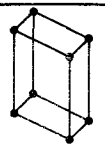
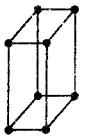
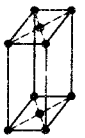
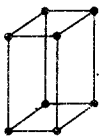
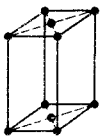
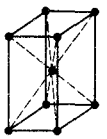
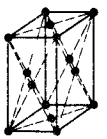
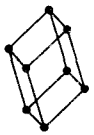
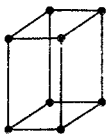
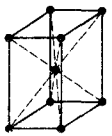
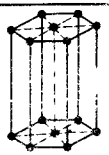
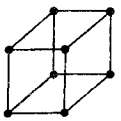
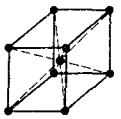
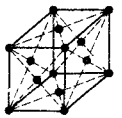
Системы и примеры	Тип решетки			
	Примитивная	Базо-центрированная	Объемно-центрированная	Гране-центрированная
Триклинная $a \neq b \neq c$ $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90°$ $K_2Cr_2O_7$				
Моноклинная $a \neq b \neq c$ $\alpha = \gamma = 90° \neq \beta$ S_β				
Ромбическая $a \neq b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90°$ S_α; Fe_3C				
Тригональная $a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma \neq 90°$ As, Bi				
Тетрагональная $a = b \neq c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90°$ Sn_β, TiO_2				
Гексагональная $a = b \neq c$ $\alpha = \beta = 90°$, $\gamma = 120°$ Zn, Cd				
Кубическая $a = b = c$ $\alpha = \beta = \gamma = 90°$ Cu, Fe, NaCl				

Рис. 8. Решетки Бравэ

Для удаленной от начала координат ячейки координаты узла определяются как $x = ma$, $y = nb$, $z = pc$, где m, n, p — целые числа. Если за единицу измерения длин вдоль осей решетки выбрать величины a, b, c, то координаты узла будут просто числа m, n, p. Они называются индексами узла и записываются $[[mnp]]$. Например для узла с координатами $x = 3a$, $y = 1b$, $z = 4c$ индексы равны $[[314]]$. Для отрицательных индексов узла (отрицательные значения m, n, p) над индексом ставится знак минус. Индексы направления определяются индексами первого узла, через который проходит прямая, проведенная от начала координат, поэтому индексы направления, обозначаемые как $[mnp]$ численно равны индексам узла $[[mnp]]$. Положение плоскости определяется отрезками A, B, C, которые она отсекает на осях решетки. Далее определяются величины, обратные им ($1/A$, $1/B$, $1/C$) и полученные дроби приводят к общему знаменателю, например к числу D. Тогда индексы плоскости определяются как $h = D/A$, $k = D/B$ и $l = D/C$ и записываются в виде (hkl). Например, при $A = 3$, $B = 2$, $C = 2$ $(hkl) = (233)$. Если плоскость не пересекает какую-нибудь ось (например z), то соответствующий индекс Миллера равен нулю [например (110)]. Для описания кристаллов с гексагональной решеткой пользуются четырехосной системой координат (в основании призмы лежат три оси координат под углом 120°, а четвертая ось перпендикулярна им). В этом случае плоскость обозначается $(hkil)$, где $i = -(h+k)$. Непараллельные плоскости, имеющие одинаковое атомное строение, кристаллографически эквивалентны. Совокупность таких плоскостей заключается в фигурные скобки. Например плоскости (100), (010), (001), $(\bar{1}00)$, $(0\bar{1}0)$ и $(00\bar{1})$ можно обозначить индексами одной плоскости: {100} или {010} и т. д. Совершенно аналогично совокупность непараллельных кристаллографически эквивалентных направлений, например [100], [010], [001] и т. д. можно обозначить индексами одного из них, заключив для этого их в ломаные скобки: ⟨100⟩ и т. д.

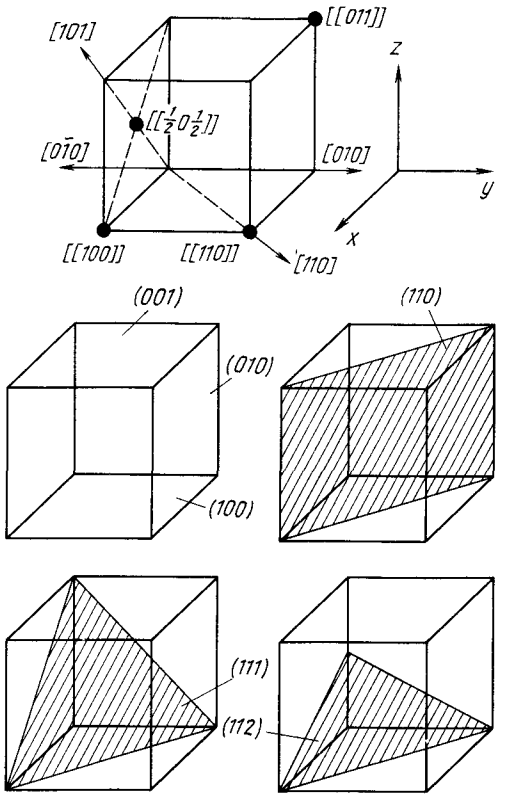


Рис. 9. Символы некоторых важнейших узлов, направлений и плоскостей в кубической решетке

Наиболее распространенными среди металлов являются гексагональная плотноупакованная решетка (г. п. у.) (Mg, Zn, Hf и др.), гранецентрированная кубическая (г. ц. к.) (Cu, Al, Pt и др.), объемноцентрированная кубическая (о. ц. к.) (Na, V, Nb и др.) (табл. 6). Ряд металлов (например, Fe) в зависимости от температуры и давления может существовать в состояниях с различными кристаллическими решетками — это явление называется *полиморфизмом*. Реа-

лизация в металлах отмеченных структур является следствием их высокой компактности, т. е. отношение объема, занимаемого атомами в элементарной ячейке к объему ячейки Компактность структуры является одним из факторов, уменьшающим свободную энергию твердого тела, т. е. обеспечивающим его равновесное состояние и следствием особенностей электронной структуры металлов и характером их межатомного взаимодействия.

Таблица 6. Кристаллические решетки металлических элементов

3 Li K8	4 Be Г12												
11 Na K8	12 Mg Г12	13 Al K12											
19 K K8	20 Ca K12 (Г12)	21 Sc	22 Ti Г12 K8	23 V K8	24 Cr K8	25 Mn	26 Fe K8 K12	27 Co Г12 K12	28 Ni K12	29 Cu K12	30 Zn 16	31 Ga тетрагональная	32 Ge алмаза
37 Rd K8	38 Sr K12	39 Y Г12	40 Zr Г12 K8	41 Nb K8	42 Mo K8	43 Tc	44 Ru Г12	45 Rh K12	46 Pd K12	47 Ag K12	48 Cd Г12	49 In тетрагональная	50 Sn алмаза, тетрагональная
55 Cs K8	56 Ba K8	57—71 редкоземельные элементы K12 Г12	72 Hf Г12	73 Ta K8	74 W K8	75 Re Г12	76 Os Г12	77 Ir Г12	78 Pt K12	79 Au K12	80 Hg 16	81 Tl Г12 K12	88 Pb K12

Примечание. Модификации марганца имеют сложные кристаллические решетки. Буквы К и Г обозначают кубическую и гексагональную решетки соответственно, а цифры после букв — координационное число Другое обозначение К8 — о ц к., К12 — г ц к; Г12 — г. п. у., Г6 — г.

Таблица 7. Характеристика кристаллов

Параметр	Тип решетки		
	примитивная кубическая	о ц к	г. ц. к.
Объем элементарной ячейки	a^3	a^3	a^3
Число атомов в каждой элементарной ячейке	1	2	4
Плотность упаковки (компактность)	0,52	0,68	0,74
Координациоонне число	6	8	12
Расстояние между ближайшими соседями	a	$\frac{\sqrt{3}}{2}a$	$\frac{a}{\sqrt{2}}$

Приведем (табл. 7) наиболее важные характеристики кристаллов с кубической решеткой. За координационное число принято число ближайших соседей данного атома.

Точечное расположение атомов в кристаллических решетках, приведенных на рис. 6 и 8, является условным, так как в действительности атомы имеют определенный размер и могут соприкасаться друг

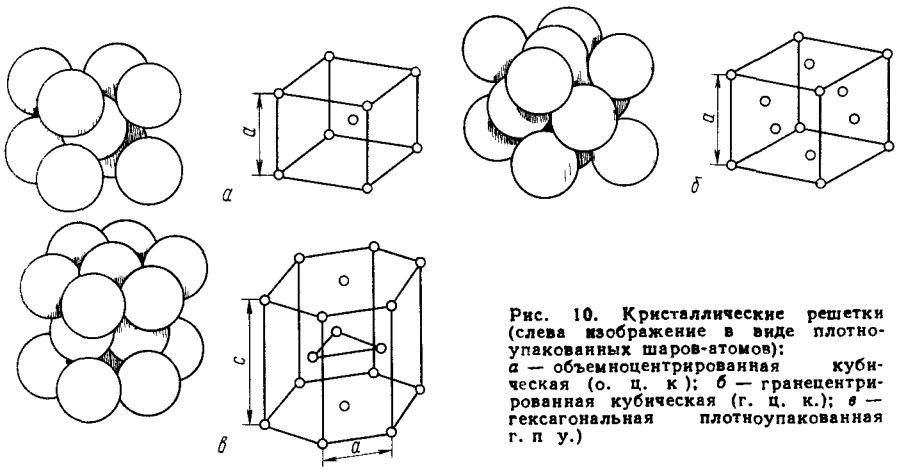


Рис. 10. Кристаллические решетки (слева изображение в виде плотноупакованных шаров-атомов):
а — объемноцентрированная кубическая (о. ц. к.); *б* — гранецентрированная кубическая (г. ц. к.); *в* — гексагональная плотноупакованная г. п у.)

с другом (рис. 10). Для характеристики величины атома служит атомный радиус (табл. 8), под которым понимается половина расстояния между ближайшими соседними атомами Параметры элементар-

Таблица 8. Атомные радиусы металлических элементов в нанометрах (по Г. Б. Бокию) (*для координационного числа 12*)

3 Li 0,157	4 Be 0,113											
11 Na 0,192	12 Mg 0,160	13 Al 0,143										
19 K 0,236	20 Ca 0,197	21 Sc 0,165	22 Ti 0,145	23 V 0,136	24 Cr 0,128	25 Mn 0,131	26 Fe 0,127	27 Co 0,126	28 Ni 0,126	29 Cu 0,128	30 Zn 0,137	31 Ga 0,139
37 Rb 0,253	38 Sr 0,216	39 Y 0,181	40 Zr 0,160	41 Nb 0,147	42 Mo 0,140	43 Tc 0,134	44 Ru 0,132	45 Rh 0,134	46 Pd 0,137	47 Ag 0,144	48 Cd 0,152	49 In 0,152
55 Cs 0,274	56 Ba 0,225	57—71 La 0,188	72 Hf 0,159	73 Ta 0,146	74 W 0,141	75 Re 0,137	76 Os 0,134	77 Ir 0,135	78 Pt 0,138	79 Au 0,144	80 Hg 0,155	81 Tl 0,171

ной ячейки a, b, c и атомные радиусы измеряются в *ангстремах* (1 Å $= 10^{-8}$ см) или в *нанометрах* (1 нм $= 10^{-9}$ см $= 10$ Å). Параметры решетки металлов (их также называют *периодами решетки*) находятся в пределах 0,2—0,7 нм и определяются методом рентгеноструктурного анализа с точностью до третьего, а при необходимости и до четвертого или даже пятого знака после запятой.

5. Реальное строение металлических кристаллов

Обычно кусок металла состоит из скопления большого числа маленьких кристаллов неправильной формы, называемых *зернами*. Кристаллические решетки в отдельных зернах ориентированы относительно

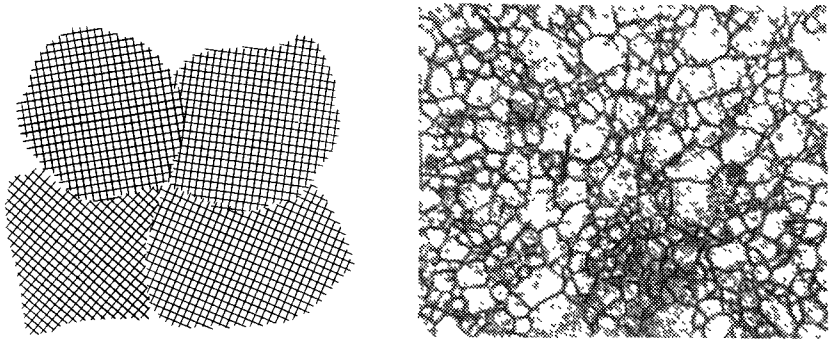


Рис. 11. Структура поликристаллического твердого тела (слева различная ориентация кристаллических решеток в зернах)

друг друга случайным образом (в некоторых случаях, например, при холодной прокатке, наблюдается преимущественная ориентировка зерен — *текстура* [1]) (рис. 11). Поверхности раздела зерен называются *границами зерен*. Такой кусок металла является *поликристаллом*. При определенных условиях, обычно при очень медленном контролируемом отводе тепла при кристаллизации (затвердевании металла), может быть получен кусок металла, представляющий собой один кристалл, его называют *монокристаллом*. В настоящее время в лабораториях выращивают монокристаллы массой в несколько сот грамм и более.

Встречающиеся в природе кристаллы, как монокристаллы, так и зерна в поликристаллах, никогда не обладают такой строгой периодичностью в расположении атомов, о которой говорилось выше, т. е. не являются «идеальными» кристаллами. В действительности «реальные» кристаллы содержат те или иные несовершенства (дефекты) кристаллического строения.

Дефекты в кристаллах принято классифицировать по характеру их измерения в пространстве на точечные (нульмерные), линейные

[1] Часто не все зерна одинаково ориентированы. Оценивают это обстоятельство *степенью текстурованности* (в процентах), которая показывает долю зерен, одинаково ориентированных.

(одномерные), поверхностные (двухмерные), объемные (трехмерные).

Точечными дефектами называются такие нарушения периодичности кристаллической решетки, размеры которых во всех измерениях сопоставимы с размерами атома. К точечным дефектам относят *вакансии* (узлы в кристаллической решетке, свободные от атомов), *межузельные атомы* (атомы, находящиеся вне узлов кристаллической решетки), а также примесные атомы, которые могут или замещать атомы основного металла (*примеси замещения*), или внедряться в наиболее свободные места решетки (поры или междоузлия) аналогично межузельным атомам (*примеси внедрения*) (рис. 12).

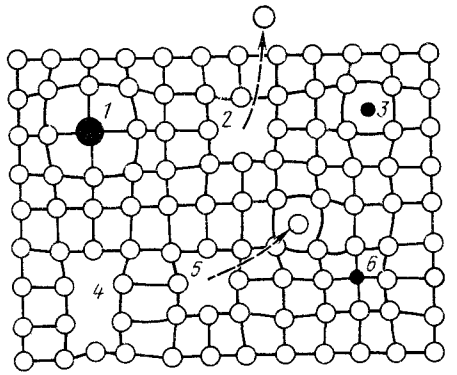


Рис. 12. Схема точечных дефектов в кристалле: *1* — примесный атом замещения; *2* — дефект Шоттки, *3* — примесный атом внедрения; *4* — дивакансия; *5* — дефект Френкеля (вакансия и межузельный атом); *6* — примесный атом замещения

При переходе атома из равновесного положения (узла) в междоузлие возникает пара вакансия — межузельный атом, которая называется *дефектом Френкеля*, а если атом из своего узла выходит на поверхность кристалла, то образующийся дефект называется *дефектом Шоттки*. Точечные дефекты являются центрами локальных искажений в кристаллической решетке. Однако заметные смещения атомов, окружающих вакансию или межузельный атом, создаются только на расстояниях нескольких атомных диаметров от центра дефекта, и поля упругих напряжений являются близкодействующими, т. е. быстро убывают (с увеличением расстояния) от дефекта. Точечные дефекты, хотя и требуют определенной затраты энергии для образования, являются термодинамически равновесными, т. е. всегда присутствуют в кристалле. Это связано с тем, что точечные дефекты повышают энтропию системы. В результате этого свободная энергия $F = U - TS$ может понижаться до определенной (равновесной) концентрации точечных дефектов. Расчет дает для равновесной концентрации вакансий соотношение $c_v = n/N = e^{-E/kT}$, где n — число вакансий в кристалле из N атомов; E — энергия, требуемая для перемещения атома из узла решетки внутри кристалла в узел на поверхности (энергия образования вакансии).

Для меди $c_v = 10^{-19}$ при 300 К и $c_v = 10^{-5}$ при 1100 К, т. е. одна вакансия приходится на 100000 атомов. Энергия образования вакансии порядка 1 эВ ($1{,}6 \cdot 10^{-19}$ Дж), а энергия образования межузельного атома 3 эВ, что связано в основном с тем, что межузельный атом вызывает бо́льшие искажения в решетке, чем вакансия. Поэтому концентрация межузельных атомов меньше концентрации вакансий. При невысоких температурах можно достичь концентрацию точечных дефектов гораздо выше равновесной за счет облучения элементарными частицами высокой энергии, пластической деформации, закалки (быстрого охлаждения) с высокой температуры, фиксирующей высокотемпературную концентрацию вакансии. Вакансии могут объединяться, образуя пары—бивакансии и даже скопления вакансий. Перемещения вакансий по кристаллу, которое можно рассматривать и как встречное движение атомов играют важную роль в ряде процессов в сплавах (диффузия, ползучесть и т. д.). Энергия движения вакансии, необходимая для преодоления определенного энергетического барьера при ее перемещении, близка к 1 эВ. Достигаемые в ионном микроскопе увеличения (до $2 \cdot 10^6$) и разрешающая способность ($3 \cdot 10^{-8}$ см) позволяют получать изображения отдельного атома или вакантного узла.

Линейные дефекты в кристаллах характеризуются тем, что их поперечные размеры не превышают нескольких межатомных расстояний, а длина может достигать размера кристалла. К линейным дефектам относятся дислокации — линии, вдоль и вблизи которых нарушено правильное периодическое расположение атомных плоскостей кристалла. Различают *краевую* и *винтовую дислокации* (рис. 13). Краевая дислокация представляет собой границу неполной атомной плоскости (экстраплоскости). Винтовую дислокацию можно определить как сдвиг одной части кристалла относительно другой.

Если в идеальной решетке провести контур (*контур Бюргерса*) вокруг любого, произвольного места, т. е. отложить определенное число параметров решетки вокруг этого места, то контур Бюргерса сомкнется. Как видно из рис. 13 в реальной решетке, содержащей дислокации, контур Бюргерса не сомкнется, т. е. число параметров решетки по разные стороны дислокации будет отличаться на величину $\vec{b}$, которая называется *вектором Бюргерса*. Для краевой дислокации вектор Бюргерса перпендикулярен линии дислокации (вектору $\vec{l}$), а для винтовой параллелен. Плоскость, проходящая через векторы $\vec{b}$ и $\vec{l}$ называется плоскостью скольжения. В кристаллах встречаются и так называемые смешанные дислокации, у которых угол между $\vec{b}$ и $\vec{l}$ произвольный. Дислокации не могут обрываться внутри кристалла — они должны быть либо замкнутыми, либо выходить на поверхность кристалла. Плотность дислокаций, т. е. число линий дислокаций, пересекающих внутри металла площадку в 1 см^2, составляет $10^3 \div 10^4$ в наиболее совершенных монокристаллах до 10^{12} в сильно деформированных металлах. Дислокации создают в кристалле вокруг себя поля упругих напряжений, убывающих обратно пропорционально расстоянию от них. Упругая энергия, обусловленная полем напряжений, дислокаций, пропорциональна b^2. Наличие упругих напряжений вокруг дислокаций приводит к их взаимодействию, которое зависит от типа дислокаций и их векторов Бюргерса. Под действием внешних напряжений дислокации двигаются (скользят), что определяет дислокационный механизм пластической деформации. Перемещение дислокации в плоскости скольжения сопровождается разрывом и образованием вновь межатомных связей только у линии дислокации (рис. 14), поэтому пластическая деформация может протекать при малых внешних напряжениях, гораздо меньших тех, которые необходимы для пластической деформации идеального кристалла путем разрыва всех межатомных связей в плоскости скольжения. Обычно дислокации возникают при образовании кристалла из расплава. Основным механизмом размножения дислокаций при пластической деформации являются так называемые источники Франка-Рида. Это отрезки дислокаций, закрепленные на концах, которые под

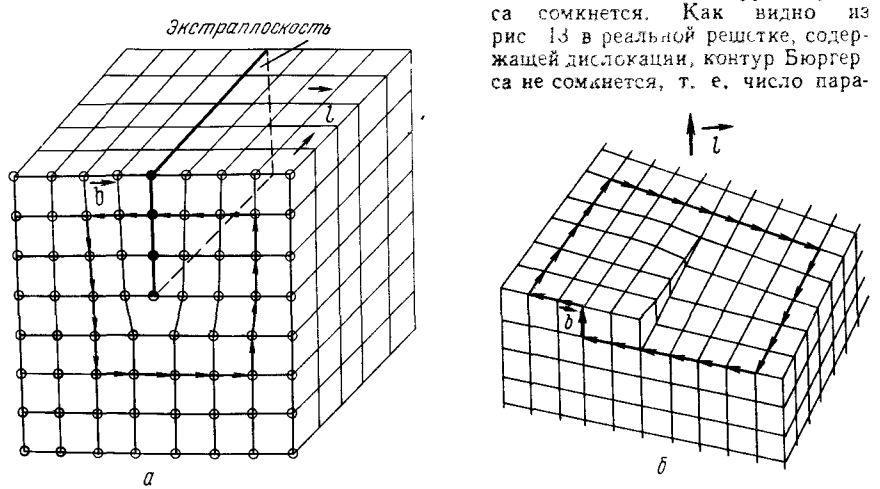


Рис. 13. Краевая (*а*) и винтовая (*б*) дислокации в кристаллической решетке

действием напряжений могут прогибаться, испуская при этом дислокации, и вновь восстанавливаться. Так как пластическая деформация в кристаллических телах осуществляется движением дислокаций [1], то упрочнение металла может быть достигнуто путем создания препятствий для их продвижения. Обычно упрочненное состояние достигается при взаимодействии дислокаций друг с другом, с атомами примесей и частицами другой фазы. Дислокации влияют не только на прочностные и

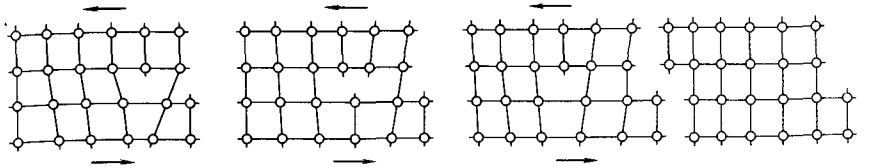


Рис. 14. Схема сдвиговой деформации, осуществляемой скольжением краевой дислокации

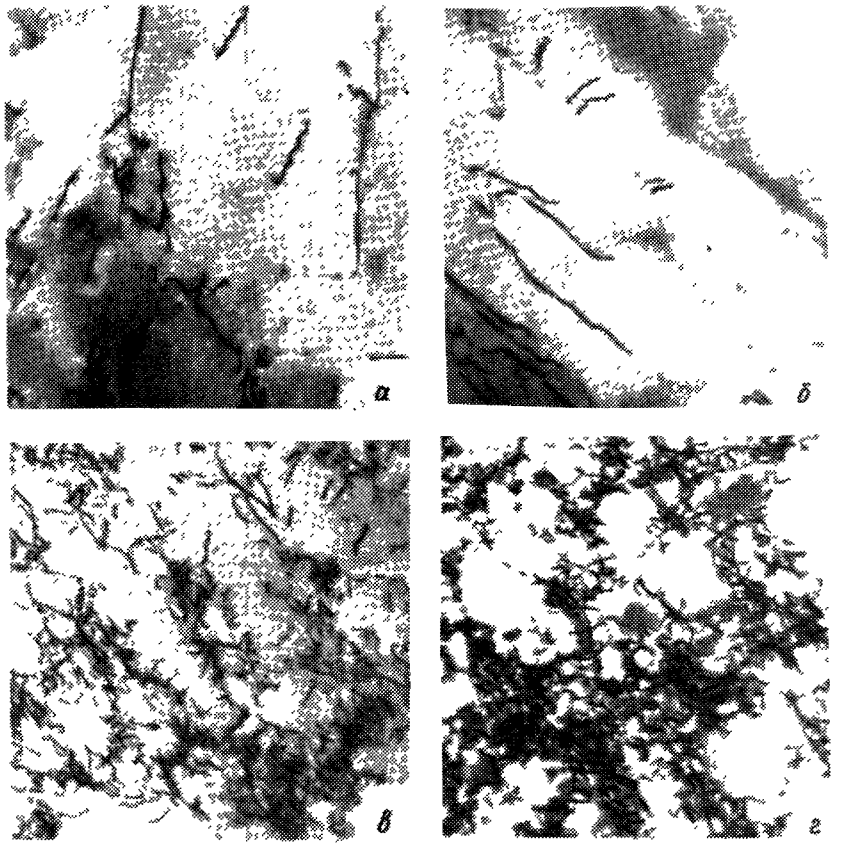


Рис. 15. Дислокации в марганцевой стали (снято в просвечивающем электронном микроскопе):
а — отдельные дислокации; *б* — плоское скопление дислокаций; *в* — дислокации сплетения; *г* — ячеистая дислокационная структура × 20 000

[1] В ряде случаев кристаллы деформируются двойникованием (см. д.)

пластические свойства металлов, но также и на их физические свойства (увеличивают электросопротивление, скорость диффузии и т. д.). Большинство методов прямого наблюдения дислокаций основано на регистрации создаваемых ими в решетке искажений. В результате этого изменяется травимость поверхности кристалла, условия дифракции рентгеновских лучей и электронов. На рис. 15 показаны изображения дислокаций в сплавах, полученные в просвечивающем электронном микроскопе.

Под поверхностными (двумерными) дефектами понимают такие нарушения в кристаллической решетке, которые обладают большой протяженностью в двух измерениях и протяженностью лишь в нескольких межатомных расстояниях в третьем измерении. К ним относятся дефекты упаковки, двойниковые границы, границы зерен и

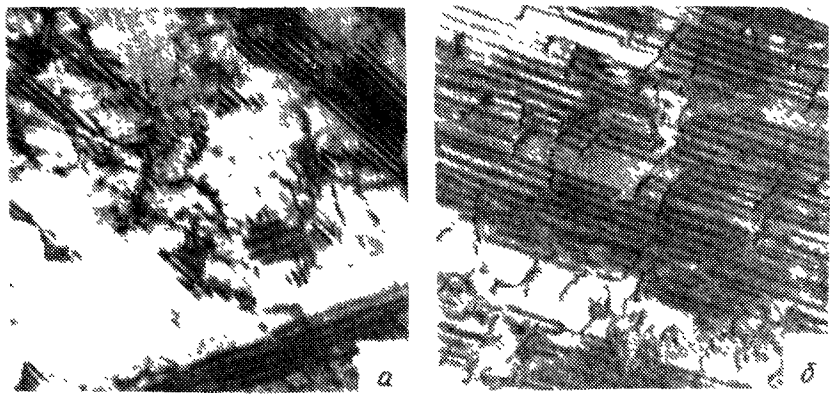


Рис. 16. Дефекты упаковки в марганцевой стали:
***а* — единичные; *б* — скопления. ×30 000**

внешние поверхности кристалла. Под дефектами упаковки подразумевают локальные изменения расположения плотноупакованных плоскостей в кристалле.

Например в г. ц. к. решетке плотноупакованные плоскости {111} расположены так, что каждый четвертый слой находится в той же позиции, что и первый. Однако изменение чередования плоскостей {111} таким образом, что каждый третий слой будет повторяться, т. е. атомы будут располагаться в тех же позициях, и приведет к образованию дефекта упаковки. Дефект упаковки не создает, подобно точечным или линейным дефектам поля упругих напряжений, однако обладает энергией, которую обычно относят к единице площади. Для алюминия эта энергия составляет $2 \cdot 10^{-5}$ Дж/см^2, для меди $0{,}4^{-5}$ Дж/см^2. Изображения дефектов упаковки в электронном микроскопе показаны на рис. 16.

Одним из видов дефектов являются так называемые *двойники*. Двойникованием, т. е. образованием двойников, называют симметричную переориентацию областей кристаллической решетки (рис. 17). Решетка внутри двойниковой прослойки является зеркальным отображением решетки в остальной части кристалла. Обычно деформация двойникованием протекает в тех случаях, когда деформация скольжением, т. е. путем движения дислокаций, затруднена. Электронно-

микроскопическое изображение двойников показано на рис. 18.

Исследования строения металлов показали, что зерна в поликристаллах не являются монолитными, совершенными монокристал-

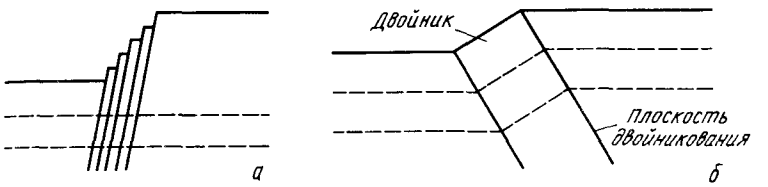


Рис. 17. Деформация скольжением (*а*) и двойникованием (*б*)

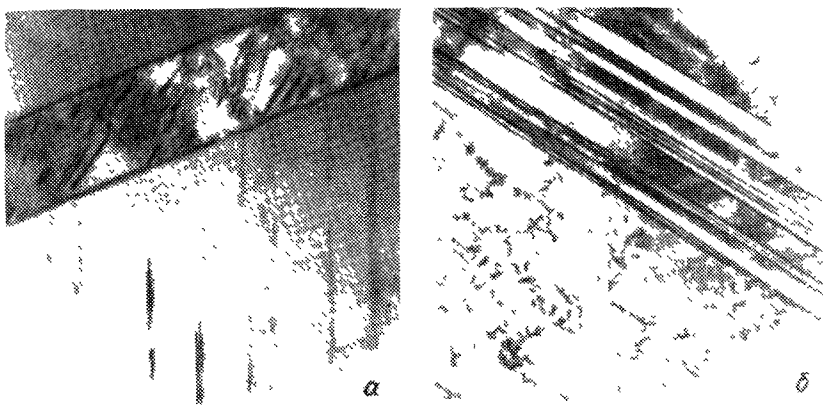


Рис. 18. Двойники отжига (*а*) и деформационные, ×16 000 (*б*)

лами, а состоят из отдельных, так называемых *субзерен* (*блоков*), повернутых одно относительно другого на малый угол Границы субзерен и зерен в металлах принято разделять на малоугловые (угол разориентировки менее 5°) и большеугловые (более 5°). Малоугловые границы наблюдаются, как правило, между субзернами и имеют дислокационное строение (рис. 19). В простейшем случае малоугловую границу можно представить с помощью ряда параллельных краевых дислокаций. Структура большеугловых границ более сложная.

К объемным (трехмерным) дефектам относятся такие, которые имеют размеры в трех измерениях: макроскопические трещины, поры и т. д.

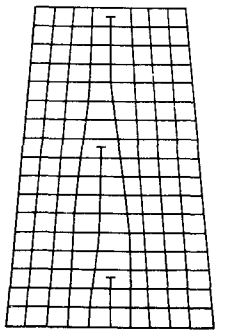


Рис. 19 Дислокационное строение малоугловой границы

6. Анизотропия свойств кристаллов

Рассматривая различные плоскости, например в о. ц. к. решетке, можно легко заключить, что они заполнены атомами с различной плотностью.

Так, в заштрихованном квадрате (рис. 20, *а*) о. ц. к решетки центры атомов располагаются по вершинам. Поскольку каждый из этих атомов принадлежит одновременно четырем квадратам, на долю каждого квадрата с площадью a^2 приходится полностью один атом.

В заштрихованном прямоугольнике той же решетки на площадь $a^2\sqrt{2}$ (рис. 20, *б*) приходятся два атома, а на долю каждого атома — площадь $a^2\sqrt{2}/2$, что меньше площади a^2, т. е. на этой плоскости атомов расположено больше.

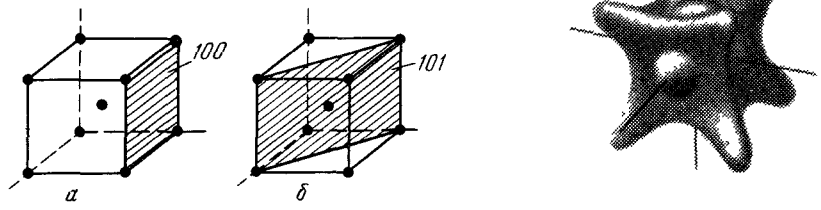


Рис. 20. Плоскости в решетке объемноцентрированного куба

Рис. 21. Модель, показывающая изменение предела прочности кристалла меди в зависимости от направления приложения нагрузки

Свойства отдельно взятого кристалла (монокристалла) по данному направлению отличаются от свойств в другом направлении (рис. 21) и, естественно, зависят от того, сколько атомов встречается в этом направлении. Различие свойств в зависимости от направления испытания носит название *анизотропии*. Все кристаллы анизотропны.

Реальный металл состоит из многих кристаллов; размер каждого кристалла измеряется долями миллиметра, и поэтому в 1 $см^3$ металла содержатся десятки тысяч кристаллов. Произвольность ориентировки каждого кристалла приводит к тому, что в любом направлении располагается примерно одинаковое количество различно ориентированных кристаллов. В результате получается, что свойства такого поликристаллического тела одинаковы во всех направлениях, хотя свойства каждого кристалла, составляющего это тело, зависят от направления. Это явление называется *квазиизотропией* (ложная изотропия).

7. Методы изучения строения металлов

Для исследования внутреннего строения (структуры) металлов и сплавов, а также их поверхности применяются самые разнообразные методы, подавляющее большинство которых основано на физических принципах.

Как правило, изучение строения металлов и сплавов начинается с помощью наиболее простого и широко распространенного в научных и заводских лабораториях метода — световой микроскопии (часто этот метод называют металлографическим, хотя это понятие в принципе более широкое). Методом световой микроскопии изучают размеры, форму, взаимное расположение кристаллов (зерен), достаточно крупные включения в них, некоторые дефекты кристаллического строения (двойники, дислокации).

Так как все металлы — вещества непрозрачные (для видимого света), то форму кристаллов, а также их размер и взаимное расположение изучают на специально изготавливаемых микрошлифах. В этом случае делают разрез металла в плоскости, интересующей исследователя. Затем полученную плоскость шлифуют и полируют до зеркального состояния. Чтобы выявить структуру, следует создать рельеф или окрасить в разные цвета структурные составляющие, что достигается обычно химическим травлением. При травлении кислота в первую очередь воздействует на границы зерна, как места, имеющие наиболее дефектное строение и которые в травленом шлифе станут углублениями; свет, падая на них, будет рассеиваться, и в поле зрения микроскопа они будут казаться темными, а тело зерна — светлым (см. рис. 11, *б*).

Для рассмотрения микрошлифов при исследовании микроструктуры металлов применяют специальные микроскопы, в которых луч от источника света, отражаясь от шлифа, проходит через объектив и окуляр [1], давая соответствующее увеличение.

На рис. 11, *б* приведена структура металла при увеличении в 200 раз, так называемая ***микроструктура***. Иногда требуется рассмотреть более грубые детали структуры — конгломераты отдельных более или менее однородных зерен и т. д. В этом случае после глубокого травления шлиф рассматривают глазом (или при помощи лупы). Выявленная таким образом структура называется ***макроструктурой*** (а шлиф — макрошлифом).

Однако оптический микроскоп не является аппаратом, который может обнаружить кристаллик любого размера. Как известно из оптики, разрешающая способность микроскопа [*1]

$$d = \frac{\lambda}{n \sin \varphi} \approx \frac{\lambda}{A},$$

где d — разрешающее расстояние; λ — длина волны; n — показатель преломления среды между объективом и предметом; φ — отверстный угол объектива.

Чем больше апертурное число A, тем меньше разрешающая способность. В современных микроскопах отверстный угол объектива близок к 90°, показатель преломления воздуха равен 1. Отсюда

$$d \approx \lambda,$$

т. е. разрешающая способность оптического микроскопа равняется длине волны света, т. е. 0,6 мкм.

Величина 0,6 мкм, характеризующая разрешающую способность оптического микроскопа, теоретическая. Практически (с учетом несовершенства оптической системы микроскопа) она близка к 1 мкм. Следовательно, детали структуры, размеры которых менее 1 мкм, не будут разрешаться оптическим микроскопом. Увеличение, получаемое в световом микроскопе не более 10^3 (специальным методом можно получить увеличение, вдвое большее).

Для изучения более тонких деталей структуры (мельче 0,1 мкм) применяют методы электронной микроскопии, основанные на взаимодействии электронов с твердым телом. Наиболее широкое распространение в настоящее время получили методы просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). В основе метода ПЭМ лежит упругое рассеяние электронов (т. е. без изменения энергии) в поле электрического потенциала атомов. Наиболее простым в методическом отношении является изучение в просвечивающем электронном микроскопе реплик — тонких пленок, точно воспроизводящих микрорельеф поверхности изучаемого образца. Реплика получается путем конденсации (напыления) паров углерода (или других веществ) в вакууме на поверхность изучаемого

[1] *Системы линз, расположенные около шлифа и глаза наблюдателя.*

[*1] Минимальное расстояние, при котором две точки различаются раздельно, не сливаясь в одно пятно.

объекта с последующим ее отделением. Разрешение на репликах $\geqslant$3 нм. Методом реплик чаще всего изучают характеры изломов сталей — метод фрактографии (рис. 22, *а*, *б*). В настоящее время метод реплик вытесняется методом РЭМ. Наиболее универсальная и обширная информация получается при использовании дифракции электронов в ПЭМ — метод дифракционной электронной микроскопии. Объектами исследования являются тонкие фольги (0,1 мкм), получаемые электрохимическим

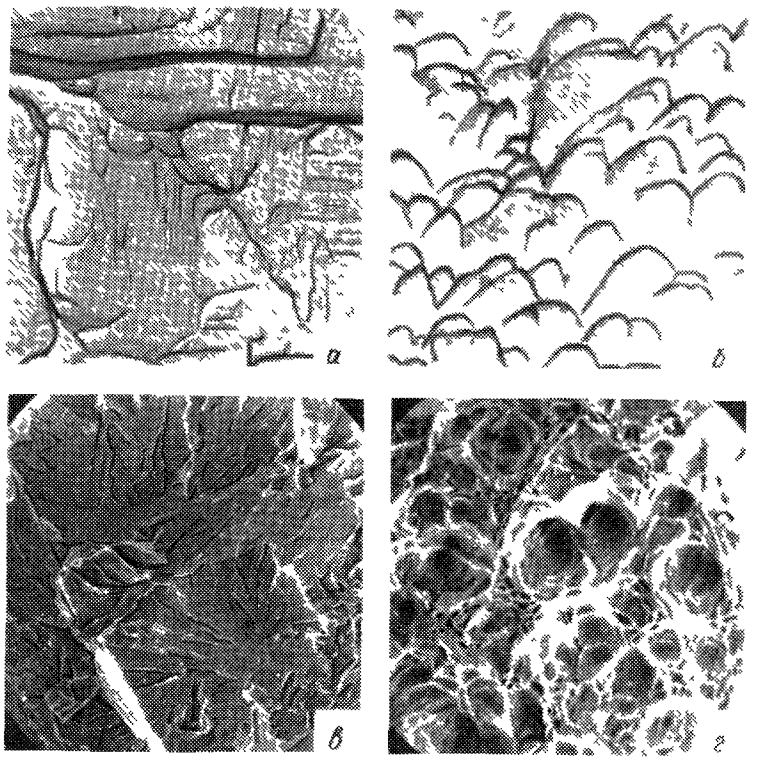


Рис 22 Фрактографии изломов, снятых в просвечивающем (*а*, *б*) и на растровом (*в*, *г*) электронных микроскопах:
а, *в* — хрупкое разрушение; *б*, *г* — вязкое разрушение

утонением массивных образцов. В ПЭМ электроны ускоряются обычно при напряжении $E = 100-200$ кВ *. Для $E = 100$ кВ длина волны электронов $\lambda = h/mv = h/\sqrt{2meE} = \sqrt{150/E} \approx 0{,}005$ нм, где h — постоянная Планка; m, v, e — масса, скорость и заряд электрона. Так как теоретическая разрешающая способность микроскопа равна длине волны используемого излучения, то очень малая длина волны электронов указывает на то, что в ПЭМ можно добиться очень высокой разрешающей способности. Однако различные несовершенства электронно-

* Существуют высоковольтные ПЭМ с $E = 500 \div 3500$ кВ, способные просвечивать фольги толщиной до нескольких микрометров Однако при этом вносятся значительные радиационные повреждения объекта Кроме того высоковольтные микроскопы сложны в эксплуатации

оптической системы ПЭМ значительно повышают эту величину (до 0,2—1 нм) Использование дифракции электронов для изучения внутреннего строения металлов и сплавов позволяет получать подробную информацию о всех типах дефектов кристаллического строения, о структуре, образующейся при различных видах фазовых превращений и деформации. Характерные примеры электронно-микроскопических изображений, полученных в ПЭМ методом дифракционной электронной микроскопии, показаны на рис. 15, 16, 18. Другой метод взаимодействия электронов с твердым телом лежит в основе метода РЭМ. В растровом электронном микроскопе поверхность изучаемого образца облучается очень узким (диаметр 1—10 нм) пучком электронов (зондом). Зонд постепенно обегает (сканирует) всю поверхность исследуемого объекта, а датчики регистрируют «ответные» сигналы от участка образца, на который попадает зонд. Электроны в РЭМ при обычно используемых напряжениях (до 50 кВ) испытывают неупругие (с изменением энергии) столкновения с электронами образца и упругие столкновения с ядрами. При этом образуются и регистрируются датчиками отраженные электроны, испускаемые образцом под воздействием облучения зондом и характеристическое (определенной длины волны) рентгеновское излучение. Наименьшая разрешающая способность 7—10 нм при регистрации вторичных электронов. Наиболее характерной и отличительной способностью РЭМ является большая глубина резкости изображения (фокуса), что открывает широкие возможности для исследования особенностей поверхностей, в частности, при исследовании изломов (фрактографии) (рис. 22, *в*, *г*). Кроме того РЭМ используют при изучении включений в стали, порошков, а также травленой полированной поверхности (т. е. обычного металлографического шлифа), получая лучшие изображения, чем в оптическом микроскопе.

Одним из наиболее важных и распространенных методов изучения строения металлов и сплавов является рентгеноструктурный анализ. В основе этого метода лежит рассеяние рентгеновских лучей (обычно используют рентгеновские лучи с длиной волны $\approx$0,1 нм, т. е. порядка размера атома) электронами твердого тела. Анализ дифракционной картины (рис. 23) позволяет определить атомно-кристаллическую структуру вещества. Разработаны специальные методы прикладного рентгеноструктурного анализа, которые позволяют исследовать различные нарушения кристаллического строения, определять напряжения в металлах, проводить качественный и количественный фазовые анализы сплавов, исследовать характер колебания атомов (динамику решетки).

В случае применения сложных по составу сплавов исследование всегда начинается с установления его химического состава. Средний состав сплава определяется методами аналитической химии и спектрального анализа. Однако, если сплав состоит из нескольких фаз разных составов и надо знать состав каждой фазы, то применяют метод фазового химического анализа. Для этого сплав подвергают растворению (электролизу) таким образом, чтобы интересующая исследователя фаза не растворилась, а остальные растворились. Отфильтровав нерастворимый осадок и сделав химический анализ, устанавливают состав определяемой фазы. Так, в частности, изучают состав карбидов (соединений металлов с углеродом) в стали — карбидный анализ.

Высокая точность при определении распределения компонентов в сталях достигается при использовании метода рентгеноспектрального микроанализа (микрозонда), который основан на анализе рентгеновского характеристического излучения, возникающего при облучении исследуемого объекта узким (до 1 мкм) пучком электронов (зондом). По длине волны и интенсивности рентгеновского излучения определяют, какие элементы и в каком количестве присутствуют в выбранном зондом микрообъеме. Для выбора исследуемого участка на образце применяют световой микроскоп. С помощью микрозонда определяются все элементы от бора (порядковый номер $z = 5$) до урана ($z = 92$). Для элементов с $z > 11$ минимальная концентрация элемента, обнаруживаемая микрозондом, составляет сотые (а при оптимальных условиях и тысячные) доли процента. Для более легких элементов чувствительность метода хуже. Ценность метода микрозонда заключается не столько в его чувствительности, сколько в локальности, т. е. способности осуществлять анализ небольших объемов материала (до 0,2 мкм^3). В настоящее время микрозонды выпускаются, как правило, в виде приставок к РЭМ, при этом оба прибора удачно дополняют друг друга. Например, имеется возможность выяснения причины того или иного типа разрушения с учетом химической неоднородности (сегрегации атомов по

границам зерен и т. д.). На рис. 24 приведены снимки включений в стали, содержащей марганец, серу и фосфор. На снимке, снятом в РЭМ в отраженных электронах (рис. 24, *а*), — форма включений. С помощью микрозонда было определено что включение представляет собой сульфид марганца, так как было зарегистрировано характеристическое излучение марганца и серы, а не свинца (рис. 24, *б*, *в*).

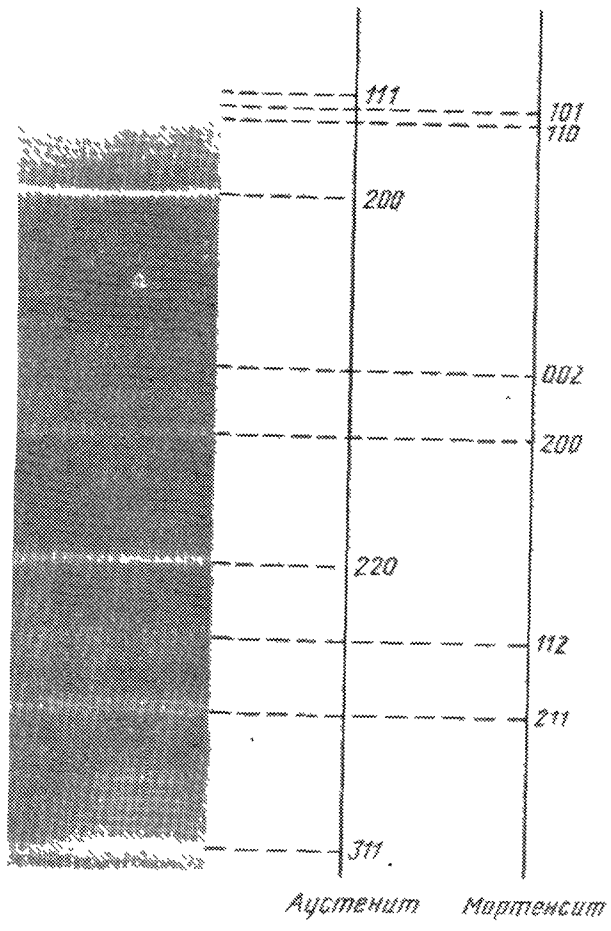


Рис. 23 Рентгенограмма закаленной стали

Описанные выше способы изучения строения металлов и сплавов являются основными и наиболее распространенными, однако далеко не исчерпывают всего арсенала современной металловедческой или металлофизической лаборатории. Заслуживают краткого упоминания такие методы, как нейтронография, которая позволяет определить положения легких атомов в соединениях с тяжелыми, а также установить взаиморасположение атомов-соседей по периодической таблице, метод ядерного гамма резонанса (эффект Мессбауэра), позволяющий изучать различные по природе сверхтонкие взаимодействия в сплавах, метод автоионной микроскопии, позволяющий наблюдать изображения отдельных атомов на поверхности твердого тела метод Оже-электронной спектроскопии, позволяющий обнаруживать на поверхности и в приповерхностном слое сплава толщиной в несколько атомных слоев все элементы, начиная с $z = 2$, и определять их концентрацию.

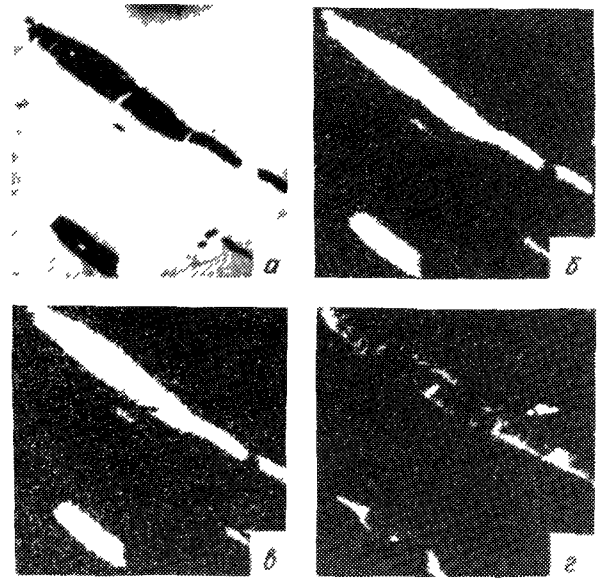


Рис. 24. Идентификация включений рентгеноспектральным методом:
а — в отраженных электронах ×600, *б—г* — в характеристическом излучении серы (*б*), марганца (*в*) и свинца (*г*)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Шульце Г. Металлофизика: Пер с нем. М.: Мир, 1971. 503 с

Шаскольская М. П. Кристаллография М : Высшая школа, 1976 391 с

Крэкнелл А , Уонг К Поверхность Ферми Пер с англ. М. Атомиздат, 1978 350 с

Жданов Г. С., Илюшин А. С., Никитина С. В. Дифракционный и резонансный структурный анализ. М : Наука, 1980. 254 с.

Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. Уманский Я С , Скаков Ю. А., Иванова Н., Расторгуев Л. Н. М.: Металлургия, 1982 631 с.

Штремель М. А. Прочность сплавов Дефекты решетки М : Металлургия, 1982 278 с.

Металловедение и термическая обработка стали: Справочник, т. I Под ред Бернштейна М. Л и Рахштадта А. Г. М : Металлургия, 1983 352 с

Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1983. 231 с.

Орлов А. Н. Введение в теорию дефектов в кристаллах М : Высшая школа, 1983 145 с.

Контроль качества термической обработки Справочник /Под ред Кальнера В Д М.: Машиностроение, 1984 288 с.

Вонсовский С В , Кацнельсон М И. Квантовая физика твердого тела М · Наука, 1983 336 с.

Баррет Ч , Массальский Т Структура металлов· Пер с англ М · Металлургия 1984 685 с.

Глава II

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

1. Три состояния вещества

Любое вещество, как известно, может находиться в трех *агрегатных состояниях*: газообразном, жидком и твердом. В чистых металлах при определенных температурах происходит изменение агрегатного состояния: твердое состояние сменяется жидким при температуре плавления, жидкое состояние переходит в газообразное при температуре кипения. Температуры перехода зависят от давления (см. рис. 2), но при постоянном давлении они вполне определенны. Температуры перехода наиболее распространенных в технике металлов для давления 0,1 МПа приведены в табл. 9.

Таблица 9. **Некоторые свойства важнейших металлов**

Элемент	Номер элемента в периодической системе	Кристаллическая решетка	Атомный радиус, нм	Плотность (при 20 °С), г/см³	Температура, °С		Коэффициент расширения (при 20 °С) $\alpha \cdot 10^6$	Твердость НВ
					плавления	кипения		
Be	4	Г12	0,113	1,82	1284	2970	12,2	140
Mg	12	Г12	0,160	1,74	651	1110	25,7	30
Al	13	К12	0,143	2,70	660	2500	23,1	20
Ti	22	Г12, К8	0,145	4,50	1660	3260	7,14	80
V	23	К8	0,136	5,96	1700	3000	8,3	260
Cr	24	К8	0,128	7,14	1850	2470	6,2	100
Mn	25	Сложная	0,131	7,46	1244	2150	22,1	200
Fe	26	К8, К12	0,127	7,86	1539	2880	11,5	70
Co	27	Г12, К12	0,126	8,9	1480	3135	12,5	50
Ni	28	К12	0,124	8,90	1455	3080	13,5	60
Cu	29	К12	0,128	8,92	1083	2300	16 5	35
Zn	30	Г6	0,137	7,14	419	907	32,5	35
Zr	40	Г12, К8	0,160	6,52	1860	3580	6,23	100
Nb	41	К8	0,147	8,5	2450	3700	7,2	80
Mo	42	К8	0,140	10,2	2625	4800	4,9	150
Ag	47	К12	0,144	10,5	960	1950	18,9	25
Sn	50	Алмаза К4	0,158	7,29	232	2430	46,6	5
W	74	К8	0,141	19,3	3410	5500	4,3	300
Au	79	К12	0,144	19,3	1063	2600	14,2	19
Hg	80	Г6	0,155	13,51	—38,9	357	—	—
Pb	82	К12	0,175	11,3	327	1750	28,1	4
U	92	Сложная	0,155	19,0	1133	3927	23	240

Температура плавления — особенно важная константа свойств металла. Она колеблется для различных металлов в весьма широких пределах — от минус 38,9 °С для ртути — самого легкоплавкого металла, находящегося при комнатной температуре в жидком состоянии, до 3410 °С для самого тугоплавкого металла — вольфрама.

Низкая прочность (твердость) при комнатной температуре легкоплавких металлов (олова, свинца и т. д.) является следствием главным образом того, что комнатная температура для этих металлов менее «удалена» от температуры плавления, чем у тугоплавких металлов [1].

2. Энергетические условия процесса кристаллизации

При переходе из жидкого состояния в твердое образуется кристаллическая решетка, возникают кристаллы. Такой процесс называется *кристаллизацией*

Чем объясняется существование при одних температурах жидкого, а при других температурах твердого состояния и почему превращение происходит при строго определенных температурах?

В природе все самопроизвольно протекающие превращения, а следовательно, кристаллизация и плавление обусловлены тем, что новое состояние в новых условиях является энергетически более устойчивым, обладает меньшим запасом энергии.

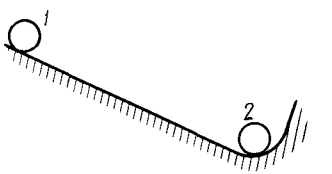


Рис. 25

Поясним примером.

Тяжелый шарик из положения *1* (рис. 25) стремится попасть в более устойчивое положение *2*, так как потенциальная энергия в положении *2* меньше, чем в положении *1*.

Энергетическое состояние системы, имеющей огромное число охваченных тепловым движением частиц (атомов, молекул), характеризуется особой термодинамической функцией F, называемой *свободной энергией* [2] (свободная энергия $F = U - TS$, где U — внутренняя энергия системы; T — абсолютная температура; S — энтропия). Можно сказать, что чем больше свободная энергия системы, тем система менее устойчива, и если имеется возможность, то система переходит в состояние, где свободная энергия меньше («подобно» шарику, который скатывается из положения *1* в положение *2*, если на пути нет препятствия).

С изменением внешних условий, например температуры, свободная энергия системы изменяется по сложному закону, но различно для жидкого и кристаллического состояний. Схематически характер изменения свободной энергии жидкого и твердого состояний с температурой показан на рис. 26.

Выше температуры T_s меньшей свободной энергией обладает вещество в жидком состоянии, ниже T_s — вещество в твердом со-

[1] Чтобы сравнить свойства различных металлов, испытания проводят при так называемых *сходственных* (*гомологических*) температурах, составляющих одинаковую долю от абсолютной температуры плавления (например, 0,5 от абсолютной температуры плавления будет для свинца 27 °С, для железа 631 °С, при этих температурах свойства свинца и железа довольно близки).

[2] При участии в процессах газообразной фазы приходится вводить в расчеты более сложную величину — *термодинамический потенциал* системы. Но процесс кристаллизации, в котором газообразная фаза не участвует, вполне может быть охарактеризован свободной энергией.

стоянии. Следовательно, выше T_s вещество должно находиться в жидком состоянии, а ниже T_s — в твердом, кристаллическом.

Очевидно, что при температуре, равной T_s, свободные энергии жидкого и твердого состояний равны, металл в обоих состояниях находится в равновесии. Эта температура T_s и есть *равновесная* или *теоретическая температура кристаллизации.*

Однако при T_s не может происходить процесс кристаллизации (плавление), так как при данной температуре $F_ж = F_{кр}$ и процесс

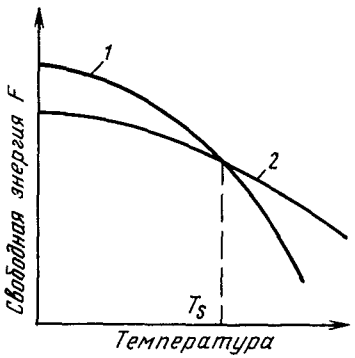


Рис. 26. Изменение свободной энергии жидкого (*1*) и кристаллического (*2*) состояния в зависимости от температуры

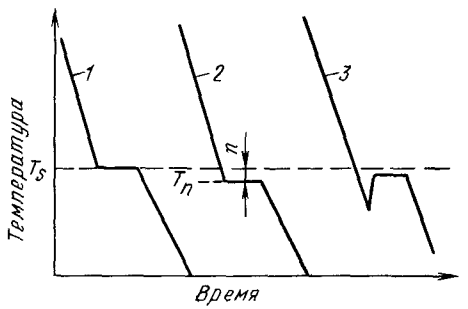


Рис. 27. Кривые охлаждения при кристаллизации

кристаллизации (плавления) не может идти, так как при равенстве обеих фаз это не будет сопровождаться уменьшением свободной энергии.

Для начала кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе и сопровождался уменьшением свободной энергии системы. Из кривых, приведенных на рис. 26 видно, что это возможно только тогда, когда жидкость будет охлаждена ниже точки T_s. Температура, при которой практически начинается кристаллизация, может быть названа *фактической температурой кристаллизации.*

Охлаждение жидкости ниже равновесной температуры кристаллизации называется *переохлаждением.*

Указанные причины обусловливают и то, что обратное превращение из кристаллического состояния в жидкое может произойти только выше температуры T_s; это явление называется *перенагреванием.*

Величиной или степенью переохлаждения называют разность между теоретической и фактической температурами кристаллизации.

Если, например, теоретическая температура кристаллизации сурьмы равна 631 °С, а до начала процесса кристаллизации жидкая сурьма была переохлаждена до 590 °С и при этой температуре закристаллизовалась, то степень переохлаждения n определяется разностью 631 — 590 = 41 °С.

Процесс перехода металла из жидкого состояния в кристаллическое можно изобразить кривыми в координатах время — температура (рис. 27).

Охлаждение металла в жидком состоянии сопровождается плавным понижением температуры и может быть названо простым охлаждением, так как при этом нет качественного изменения состояния.

При достижении температуры кристаллизации на кривой температура — время появляется горизонтальная площадка (кривая *1*, рис. 27), так как отвод тепла компенсируется выделяющейся при кристаллизации *скрытой теплотой кристаллизации.* По окончании кристаллизации, т. е. после полного перехода в твердое состояние, температура снова начинает снижаться, и твердое кристаллическое вещество охлаждается. Теоретически процесс кристаллизации изображается кривой *1*. Кривая *2* показывает реальный процесс кристаллизации. Жидкость непрерывно охлаждается до температуры переохлаждения $T_п$, лежащей ниже теоретической температуры кристаллизации T_s. При охлаждении ниже температуры T_s создаются энергетические условия, необходимые для протекания процесса кристаллизации.

У некоторых металлов из-за большого переохлаждения скрытая теплота плавления выделяется в первый момент кристаллизации настолько бурно, что температура скачкообразно повышается, приближается к теоретической (кривая *3*, рис. 27). Так кристаллизуется, например, сурьма.

Чем больше скорость охлаждения, тем больше величина переохлаждения. Для того, чтобы полностью переохладить металл в жидком состоянии требуются большие скорости охлаждения (миллионы и даже миллиарды градусов в секунду), охлаждение жидкого металла до комнатной температуры следует проводить так, чтобы получить переохлажденный жидкий металл (т. е. металл, не имеющий кристаллического строения) за ничтожную долю секунды. Такой металл называется *аморфным* или *металлическим стеклом*, который начинает применяться на практике.

3. Механизм процесса кристаллизации

Еще в 1878 г. Д. К. Чернов, изучая структуру литой стали, указал, что процесс кристаллизации состоит из двух элементарных процессов. Первый процесс заключается в зарождении мельчайших частиц кристаллов, которые Чернов называл «зачатками», а теперь их называют *зародышами*, или *центрами кристаллизации.* Второй процесс состоит в росте кристаллов из этих центров.

Систематическое исследование процесса образования центров кристаллизации и их роста вначале на прозрачных органических веществах, а затем и металлах было проведено Г. Тамманом. Им установлена в общем виде зависимость между числом центров кристаллизации, скоростью роста и степенью переохлаждения. Однако более поздние исследования процессов кристаллизации, особенно исследования А. А. Бочвара, К. П. Бунина и др., показали ограниченное значение схемы Таммана для процесса кристаллизации реальных жидких металлов, поскольку они содержат нерастворенные (взвешенные) частицы, служащие центрами кристалли-

зации. Все же многие закономерности, установленные Тамманом на основе его опытов, нашли качественное подтверждение в последующих работах и оказываются полезными при анализе процессов кристаллизации.

Процесс образования кристаллов путем зарождения центров кристаллизации и их роста можно изучать с помощью рассмотрения моделей (схем), что с успехом применялось И. Л. Миркиным. Подобная модель кристаллизации представлена на рис. 28. Предположим, что на площади, изображенной на рис. 28 за секунду возникает пять зародышей, которые растут с определенной скоростью. К концу первой

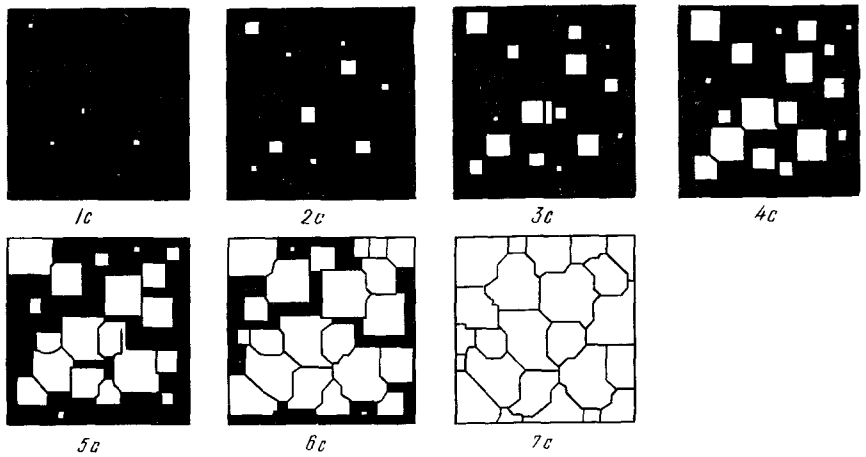


Рис. 28. Модель процесса кристаллизации

секунды образовалось пять зародышей, к концу второй секунды они выросли и одновременно с этим возникло еще пять новых зародышей будущих кристаллов. Так, в результате возникновения зародышей и их роста происходит процесс кристаллизации, который, как видно в данном примере, заканчивается на седьмой секунде.

Качественная схема процесса кристаллизации, изображенная на рис. 28, может быть представлена количественно кинетической кривой (рис. 29).

Рассмотрение подобных схем кристаллизации позволяет объяснить два важных момента:

1. По мере развития процесса кристаллизации в нем участвует все большее и большее число кристаллов. Поэтому процесс вначале ускоряется, пока в какой-то момент [1] взаимное столкновение растущих кристаллов не начинает заметно препятствовать их росту; рост кристаллов замедляется, тем более, что и жидкости, в которой образуются новые кристаллы, становится все меньше.

2. В процессе кристаллизации, пока кристалл окружен жидкостью, он часто имеет правильную форму, но при столкновении и срастании кристаллов их правильная форма нарушается, внешняя форма кристалла оказывается зависимой от условий соприкосновения растущих кристаллов. Вот почему кристаллы металла, зерна (кристаллиты) не имеют правильной формы, о чем указывалось в гл. I.

[1] Обычно, когда закристаллизовалось 50 % жидкости.

Скорость всего процесса кристаллизации количественно определяется двумя величинами: *скоростью зарождения центров кристаллизации и скоростью роста кристаллов*. Обе эти величины можно измерить для разных условий кристаллизации.

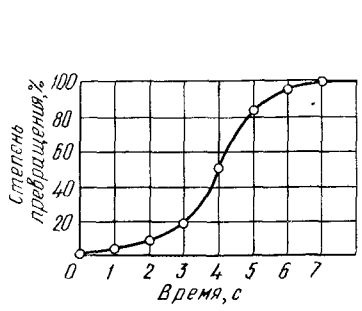


Рис 29. Кинетическая кривая кристаллизации

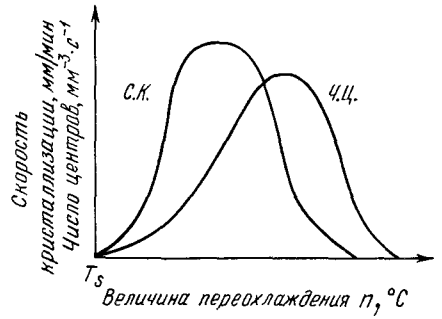


Рис 30. Скорость роста кристаллов (с к.) и скорость зарождения центров кристаллизации (ч. ц) в зависимости от степени переохлаждения

Число зарождающихся в единицу времени кристаллов, которые в дальнейшем мы будем обозначать буквами ч. ц., имеет размерность $1/мм^3 \cdot с$ (число центров кристаллизации, возникших в 1 $мм^3$ за одну секунду). Скорость роста кристаллов, обозначаемая в дальнейшем через с. к., есть скорость увеличения линейных размеров кристалла, выраженная в миллиметрах в единицу времени. Размерность этой величины — мм/с; мм/мин

Исследуя кристаллизацию прозрачных органических веществ при разных температурах, Г. Тамман установил, что ч. ц. и с. к. определяются степенью переохлаждения. Графически изменения величин ч. ц. и с. к. в зависимости от переохлаждения представлены на рис. 30. Зависимость ч. ц. и с. к. от переохлаждения выражается кривой с максимумом. При теоретической температуре кристаллизации ($n = 0$) значения с. к. и ч. ц. равны нулю и процесс кристаллизации идти не может, что находится в полном соответствии с изложенным выше положением о необходимости переохлаждения для протекания процесса. С увеличением переохлаждения значения с. к. и ч. ц. возрастают, достигают максимума и затем понижаются; при больших величинах переохлаждения практически падают до нуля.

Увеличение с. к. и ч. ц. при малых степенях переохлаждения обусловлено тем, что вблизи равновесной точки (T_s) подвижность атомов велика и ускорение кристаллизации с увеличением степени переохлаждения вызывается увеличением разности свободных энергий жидкого и кристаллического состояний. Снижение с. к. и ч. ц. при больших степенях переохлаждения вызвано тем, что при больших переохлаждениях и, следовательно, при низких температурах подвижность атомов уменьшена, а тем самым уменьшена и способность системы к превращению. При больших степенях переохлаждения с. к. и ч. ц. становятся равными нулю, так как подвижность атомов уже недостаточна для того, чтобы осуществилась перестройка их из хаотического расположения в жидкости в правильное в кристалле.

Размер образовавшихся кристаллов зависит от соотношения величин с. к. и ч. ц. при температуре кристаллизации, при данной степени переохлаждения. При большом значении с. к. и малом значении ч. ц. (например, при малых степенях переохлаждения, рис. 30), образуются немногочисленные крупные кристаллы; при малых значениях с. к. и больших ч. ц. (большое переохлаждение) образуется большое число мелких кристаллов. Наконец, в соответствии с кривыми Таммана, если удается очень сильно переохладить жидкость без кристаллизации, то с. к. и ч. ц. становятся равными нулю, жидкость сохраняется непревращенной, незакристаллизовавшейся. Соли, силикаты, органические вещества весьма склонны к переохлаждению. Для металлов же требуется переохладить жидкость до температуры, когда подвижность атомов станет мала и такое состояние окажется достаточно устойчивым.

Обычное прозрачное «твердое» стекло представляет собой переохлажденную загустевшую жидкость. Такое состояние, как указывалось выше, является аморфным и характеризуется отсутствием определенной температуры плавления и отсутствием правильного расположения атомов в виде определенной кристаллической решетки.

Было показано, что не только в жидких расплавах, но и при превращении в твердом состоянии новая форма также образуется путем зарождения и роста кристаллов; скорость этих процессов зависит от переохлаждения. В отличие от кристаллизации из жидкости процесс превращения в твердом состоянии (перекристаллизация) обычно протекает при сильном переохлаждении, и таммановская зависимость с. к. и ч. ц. для этого случая даже более приемлема, чем для случая первичной кристаллизации из жидкого состояния.

Учитывая изложенное, можно отметить, что переход из одного состояния в другое, например из жидкого в твердое, возможен тогда, когда твердое состояние более устойчиво, имеет более низкое значение свободной энергии. Но сам переход из одного состояния в другое требует затраты энергии на образование поверхности раздела жидкость — кристалл.

Превращение произойдет тогда, когда выигрыш в энергии от перехода в более устойчивое состояние будет больше потери энергии, идущей на образование поверхности раздела.

Другими словами, свободная энергия системы $\Delta\Phi$ определяется как алгебраическая сумма двух членов, характеризующих поверхность $S\sigma$ и объемную $V\Delta F$ энергии:

$$\Delta\Phi = S\sigma - V\Delta F,$$

где S — поверхность; σ — поверхностное натяжение; V — объем; ΔF — разность свободных энергий жидкого и кристаллического состояний, приходящаяся на единицу объема.

По мере увеличения зародыша (для зародыша сферической формы) поверхностный член увеличивается пропорционально квадрату радиуса, а объемный — кубу, т. е. если поверхность и объем частицы выразить через ее радиус, то получим

$$\Delta\Phi = 4\pi r^2 n\sigma - \frac{3}{4}\pi r^3 n\Delta F,$$

где r — радиус частицы новой фазы; n — число частиц.

Увеличение размера зарождающегося кристалла вначале приводит к росту свободной энергии (так как объем V мал, а поверхность S относительно велика) (рис. 31). Но при некотором критическом значении увеличение размера зародыша приведет к уменьшению $\Delta\Phi$ *.

Процесс кристаллизации может протекать только при условии уменьшения свободной энергии, поэтому, если образуется зародыш размером меньше $r_к$ (см. рис. 31), он расти не может, так как это повело бы к увеличению энергии системы. Если же образуется зародыш размером $r_к$ и более, то его рост возможен, так как это приведет к уменьшению свободной энергии.

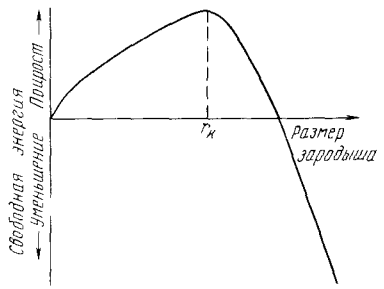


Рис. 31. Изменение свободной энергии в зависимости от размера зародыша

Минимальный размер способного к росту зародыша называется *критическим размером зародыша*, а такой зародыш называется *устойчивым*.

Каждой температуре кристаллизации (степени переохлаждения) отвечает определенный размер устойчивого зародыша; более мелкие если они и возникнут, тут же растворяются в жидкости, а более крупные растут, превращаясь в зерна — кристаллы. Чем ниже температура (больше степень переохлаждения), тем меньший размер имеет устойчивый зародыш, тем больше число центров кристаллизации образуется в единицу времени, тем быстрее протекает процесс кристаллизации. Таким образом, с увеличением степени переохлаждения быстро возрастают величина ч. ц. и общая скорость кристаллизации.

4. Форма кристаллических образований

Реально протекающий процесс кристаллизации усложняется действием различных факторов, в столь сильной степени влияющих на процесс, что роль степени переохлаждения может стать в количественном отношении второстепенной.

При кристаллизации из жидкого состояния для скорости течения процесса и для формы образующихся кристаллов первостепенное значение приобретают такие факторы, как скорость и направление отвода тепла, наличие нерастворившихся частиц (которые могут служить готовыми центрами кристаллизации), конвекционных токов жидкости и т. д.

В направлении отвода тепла кристалл растет быстрее, чем в другом направлении.

* Кривая с максимумом при некотором определенном значении должна получиться при исследовании приведенного выше уравнения на максимум и минимум: $r_к = 2\sigma/\Delta F$.

Если на боковой поверхности растущего кристалла возникает бугорок, то кристалл приобретает способность расти и в боковом направлении. В результате образуется древовидный кристалл, так называемый *дендрит*, схематическая структура которого, впервые изображенная Д. К. Черновым, показана на рис. 32.

Дендритное строение типично для литого металла. Если условия благоприятны, охлаждение медленное, то могут вырасти огромного размера, дендриты. В усадочной раковине 100-т слитка один из учеников Д. К. Чернова нашел дендрит (точнее два дендрита, сросшиеся своими основаниями) длиной в 39 см. Фотография этого дендрита, который обычно называют «Кристаллом Чернова», приведена на рис. 33.

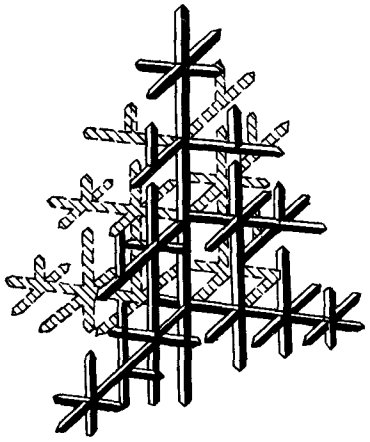


Рис. 32. Схема дендрита

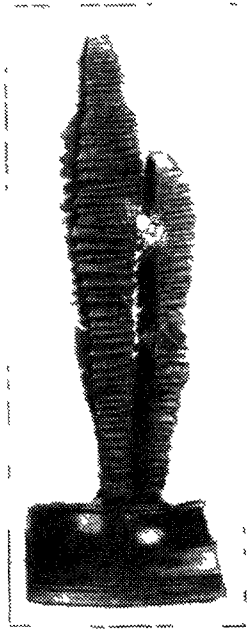


Рис. 33. Кристалл Чернова, ×1/3

Согласно схеме (см. рис. 32) дендрит состоит из ствола (ось первого порядка), от которого идут ветви (оси второго и последующего порядка).

Чем быстрее было охлаждение при кристаллизации, тем меньше размеры (высота) дендрита и меньше расстояния между ветвями второго порядка (d) $d = bv_{\text{охл}}^{1/3}$.

При очень большой скорости охлаждения, например, при распылении жидкого металла в отдельные гранулы (круглые частицы диаметром 0,01—0,1 мм) дендриты имеют размеры порядка 100 мкм, а расстояние между осями второго порядка 1—5 мкм.

В обычных слитках массой в сотни килограмм или несколько тонн дендриты имеют размеры несколько десятков миллиметров и меньше. В момент своего образования дендрит является монокристаллом, но при последующем охлаждении в результате полиморфных превращений или внутренних напряжений могут внутри ветвей дендрита образоваться зерна равноосной, *полиэдрической* формы (см. рис. 11) вероятно, не сильно различающиеся ориентировкой.

5. Строение слитка

Ранее было отмечено, что реальный процесс кристаллизации осложняется влиянием побочных факторов (см. п. 4). Сочетание влияния этих привнесенных факторов (часто не поддающихся точному учету) с общими законами кристаллизации и определяет особенности строения стального слитка.

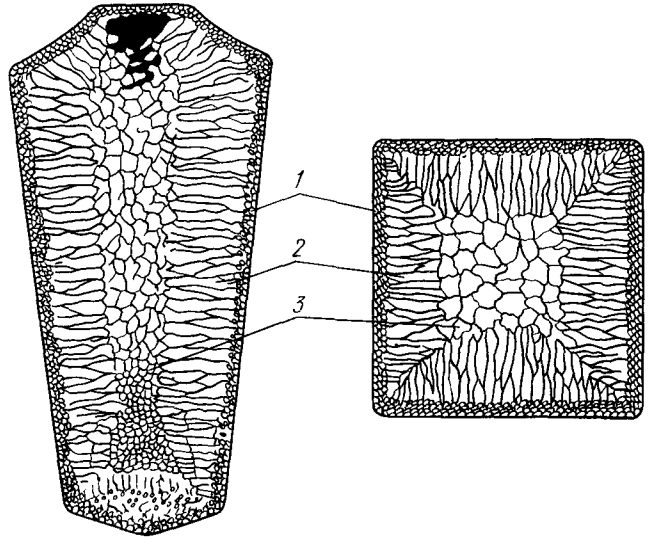


Рис. 34. Схема строения стального слитка

Описание строения стального слитка впервые дано в 1878 г. Д. К. Черновым. Остальные характерные черты в строении литого металла были отмечены тогда Д. К. Черновым, хотя многочисленные последующие исследования вскрыли много новых деталей.

Структура литого слитка состоит из трех основных зон (рис. 34). Первая зона — наружная *мелкозернистая корка 1*, состоящая из дезориентированных мелких кристаллов — дендритов. При первом соприкосновении со стенками изложницы в тонком прилегающем слое жидкого металла возникает резкий градиент температур и явление переохлаждения, ведущее к образованию большого количества центров кристаллизации. В результате корка получает мелкозернистое строение.

Вторая зона слитка — *зона столбчатых кристаллов 2*. После образования самой корки условия теплоотвода меняются (из-за теплового сопротивления, из-за повышения температуры стенки изложницы и других причин), градиент температур в прилегающем слое

жидкого металла резко уменьшается и, следовательно, уменьшается степень переохлаждения стали. В результате из небольшого числа центров кристаллизации начинают расти нормально ориентированные к поверхности корки (т. е. в направлении отвода тепла) столбчатые кристаллы.

Третья зона слитка — *зона равноосных кристаллов 3*. В центре слитка уже нет определенной направленности отдачи тепла. «Температура застывающего металла успевает почти совершенно уравниваться в различных точках и жидкость обращается как бы в кашеобразное состояние, вследствие образования в различных ее точках

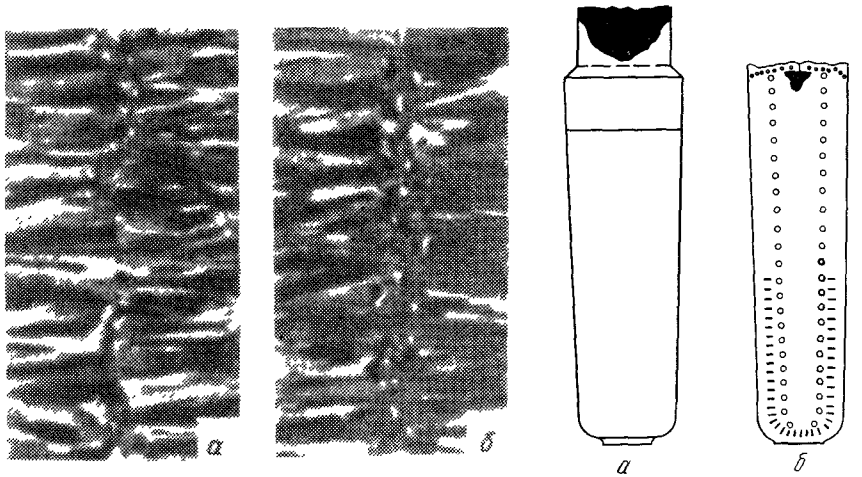


Рис. 35. Транскристаллизация слитка алюминиевой бронзы

Рис. 36. Расположение усадочной раковины и пустот в слитках спокойной (*а*) и кипящей (*б*) сталей

зачатков кристаллов. Далее зачатки разрастаются осями — ветвями по различным направлениям, встречаясь друг с другом» (Чернов Д. К.). В результате этого процесса образуется равноосная структура. Зародышами кристалла здесь являются обычно различные мельчайшие включения, присутствующие в жидкой стали, или случайно в нее попавшие, или не растворившиеся в жидком металле.

В зоне столбчатых кристаллов металл более плотный, он содержит меньше раковин и газовых пузырей. Однако места стыка столбчатых кристаллов обладают малой прочностью.

Кристаллизация, приводящая к стыку зон столбчатых кристаллов, носит название *транскристаллизации*.

Степень развития столбчатых кристаллов будет варьироваться главным образом в зависимости от химического состава металла, степени его перегрева, от размера слитка, скорости разливки, формы изложницы и толщины, а также температуры ее стенок. Эти факторы будут влиять на скорость теплоотвода и образование больших или меньших градиентов температур внутри объема кристаллизующейся стали и т. д. Повышение степени перегрева и увеличение скорости охлаждения слитка способствует увеличению доли столбчатых кристаллов и может повести к полной транскристаллизации, как это показано на рис. 35, *а*; при несколько

замедленном охлаждении в центре слитка образуется зона равноосных кристаллов (рис. 35, *б*).

Жидкий металл имеет больший объем, чем закристаллизовавшийся, поэтому залитый в форму металл в процессе кристаллизации сокращается в объеме, что приводит к образованию пустот, называемых *усадочными раковинами;* усадочные раковины могут быть сконцентрированы в одном месте, либо рассеяны по всему объему слитка или по его части. Они могут быть заполнены газами, растворимыми в жидком металле, но выделяющимися при кристаллизации. В хорошо раскисленной так называемой *спокойной стали*, отлитой в изложницу с утепленной надставкой, усадочная раковина образуется в верхней части слитка, и в объеме всего слитка содержится малое количество газовых пузырей и раковин (рис. 36,*а*). Недостаточно раскисленная, так называемая *кипящая сталь*, содержит раковины и пузыри во всем объеме (рис. 36, *б*). Спокойный металл поэтому более плотный, чем кипящий.

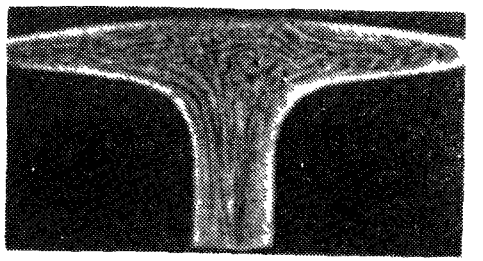


Рис. 37. Макроструктура штампованного клапана

Форма первичных кристаллов (дендритов) после горячей механической обработки давлением (ковка, прессовка, прокатка и т. д.) видоизменяется. Дендриты вытягиваются вдоль направления течения металла и превращаются в *волокна*. В результате возникает различие в свойствах вдоль проката (вдоль волокна) и поперек [1].

На рис. 37 приведена макроструктура штампованного клапана, на котором видно распределение волокон вдоль контура изделия. Такое расположение волокон является наилучшим и: следует стремиться ковкой добиться именно такого распределения, избегая перерезанных волокон. [2]

6. Превращения в твердом состоянии. Полиморфизм

Атомы данного элемента могут образовать, если исходить только из геометрических соображений, любую кристаллическую решетку. Однако устойчивым, а следовательно, реально существующим типом является решетка, обладающая наиболее низким запасом свободной энергии. Так, например, в твердом состоянии литий, натрий, калий, рубидий, цезий, молибден, вольфрам и другие металлы имеют объемноцентрированную кубическую решетку; алюминий, кальций, медь,

[1] Анизотропия свойств деформированных изделий в сильной степени зависит от наличия неметаллических включений, располагающихся при деформации в строчки, идущие вдоль волокон.

[2] Точнее, следует стремиться к тому, чтобы расположение волокон совпадало с направлением главных усилий в деталях при работе

серебро, золото, платина и др. — гранецентрированную, а бериллий, магний, цирконий, гафний, осмий и некоторые другие — гексагональную.

Однако в ряде случаев при изменении температуры или давления может оказаться, что для того же металла более устойчивой будет другая решетка, чем та, которая была при другой температуре или давлении. Так, например, существует железо с решетками объемноцентрированного и гранецентрированного кубов; обнаружен кобальт с гранецентрированной и с гексагональной решетками. В различных решетках кристаллизуются также олово, марганец, титан и некоторые другие металлы.

Существование одного металла (вещества) в нескольких кристаллических формах носит название *полиморфизма*, или *аллотропии*. Различные кристаллические формы одного вещества называются *полиморфными*, или *аллотропическими модификациями*.

Небольшие изменения давления, которые могут возникать в практике, обычно не приведут к полиморфным превращениям. Поэтому для практического металловедения важна главным образом температурная аллотропия.

В табл. 10 показан интервал температур существования различных аллотропических форм некоторых, имеющих практическое значение металлов, у которых обнаружена температурная аллотропия

Таблица 10. Аллотропические формы металлов

Металл (элемент)	Аллотропическая форма	Интервал температур устойчивого состояния, °С	Кристаллическая решетка
Fe	α	<911	Кубическая объемноцентрированная (К8)
	γ	1392—1539	Кубическая гранецентрированная (К12)
	δ	911—1392	
Co	α	<450	Гексагональная (Г12)
	β	450—1480	Кубическая гранецентрированная (К12)
Sn	α	<18	Решетка алмаза
	β	18—232	Тетрагональная объемноцентрированная
Mn	α	<700	Кубическая сложная многоатомная
	β	700—1079	То же
	γ	1079—1143	Тетрагональная гранецентрированная
	δ	1143—1244	Кубическая объемноцентрированная (К8)
Ti	α	<882	Гексагональная (Г12)
	β	882—1660	Кубическая объемноцентрированная (К8)
Zr	α	<867	Гексагональная (Г12)
	β	867—1860	Кубическая объемноцентрированная (К8)
U	α	<668	Орторомбическая
	β	668—720	Тетрагональная
	γ	720—1132	Кубическая объемноцентрированная (К8)

Аллотропические формы обозначаются греческими буквами α, β, γ и т. д., которые в виде индексов добавляют к символу, обозначающему элемент. Аллотропическая форма, существующая при самой низкой температуре, обозначается через α, следующая — через β и т. д.

Превращение одной аллотропической формы в другую при нагреве чистого металла сопровождается поглощением тепла и происходит при постоянной температуре. На термической кривой (в координатах температура — время) превращение отмечается горизонтальным участком (рис. 38). При охлаждении происходит выделение тепла (выделение скрытой теплоты превращения) теоретически при такой же температуре, что и при нагреве, но практически при несколько более низкой вследствие переохлаждения.

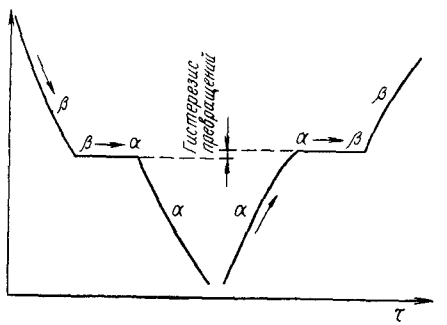


Рис. 38. Кривые охлаждения и нагрева металла, имеющего аллотропические превращения

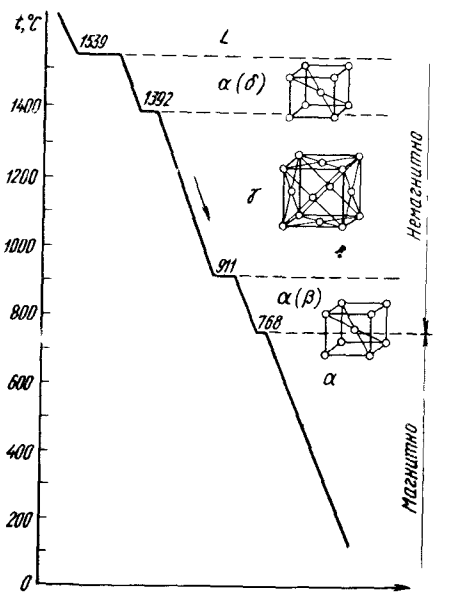


Рис. 39. Кривая охлаждения железа

Явление полиморфизма основано на приведенном выше едином законе об устойчивости состояния с наименьшим запасом энергии (см. п. 2).

Запас свободной энергии зависит от температуры. Поэтому в одном интервале температур более устойчивой является модификация α, а в другом — модификация β и т. д. Температура, при которой осуществляется переход из одной модификации в другую, носит название *температуры полиморфного (аллотропического) превращения*. Так, железо имеет две температуры полиморфного превращения: 911 и 1392 °С.

Новые аллотропические формы образуются в результате зарождения центров и роста кристаллов аналогично кристаллизации из жидкого состояния. Кривые зависимости с. к. и ч. ц. от степени переохлаждения для аллотропического превращения имеют тот же вид, что и для кристаллизации из жидкого состояния (см. рис. 27). Следует

отметить большую склонность к переохлаждению при аллотропических превращениях в твердом состоянии.

В качестве общей закономерности можно указать, что высокотемпературная модификация, как правило, имеет более простое атомно-кристаллическое строение и более высокую пластичность (Е. М. Савицкий).

Аллотропические превращения различных металлов имеют свои особенности.

Аллотропия олова. Олово существует в двух модификациях. Ниже +18 °С устойчиво так называемое серое α-олово. При охлаждении α-олово появляется на обыкновенном белом олове (β-модификация) в виде отдельных бугорков на поверхности (так называемая «оловянная чума»). Решетка белого олова с координационным числом 6 в полтора раза компактнее решетки серого олова, имеющего решетку алмаза с координационным числом 4. Поэтому превращение белого олова в серое сопровождается увеличением объема примерно на 25 %. Серое олово представляет собой серый порошок, не обладающий металлическими свойствами. Хотя температура равновесия $Sn_\alpha \rightleftarrows Sn_\beta$ равна +18 °С, превращение при этой и немного более низкой температуре происходит с весьма малой скоростью. Максимальное значение с. к. получается при переохлаждении $n = 50$ °С (т. е. при минус 32 °С), когда с. к. превращения $\beta \rightarrow \alpha$ равняется 0,004 мм в час. Ввиду столь малой скорости превращения β-олово весьма склонно к переохлаждению и сравнительно длительное время может сохраняться при температурах ниже 18 °С.

Аллотропия железа. Ниже 911 °С железо существует в форме α; при 911 °С объемноцентрированная решетка Fe_α переходит в гранецентрированную решетку Fe_γ, которая при 1392 °С вновь превращается в объемноцентрированную α-решетку (рис 39). Высокотемпературную α-модификацию иногда обозначают буквой δ.

Таким образом, одна и та же решетка у железа (кубическая объемноцентрированная) устойчива в двух интервалах температур. Превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ сопровождается уменьшением координационного числа кристаллической решетки и уменьшением компактности. Если бы это уменьшение не компенсировалось в значительной степени уменьшением атомного радиуса, то железо должно было бы при превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ увеличиваться в объеме на 9 %. На самом деле (благодаря уменьшению атомного радиуса) объем железа увеличивается при этом примерно на 1 %. Следует отметить, что структурные напряжения, вызванные даже этим незначительным увеличением объема, имеют большое значение.

При 768 °С получается остановка на кривой охлаждения, связанная не с перестройкой решетки, а с изменением магнитных свойств. Выше 768 °С α-железо немагнитно (немагнитное α-железо называют иногда β-железом). Ниже 768 °С железо ферромагнитно (см. ниже).

7. Магнитные превращения

Некоторые металлы (железо, кобальт, никель) отличаются специфическими магнитными свойствами, например способностью хорошо намагничиваться. Эти свойства называются *ферромагнитными*. Однако при нагреве ферромагнитные свойства металла постепенно теряются. П. Кюри показал, что полная потеря ферромагнитных свойств получается при определенной температуре, названной в дальнейшем *точкой Кюри*.

Как видно из рис. 40, интенсивность намагничивания с повышением температуры постепенно снижается, и точка Кюри соответствует окончательной потере ферромагнетизма.

Магнитное превращение имеет ряд особенностей, отличающих его от аллотропического превращения.

Во-первых, магнитные свойства постепенно падают по мере приближения к точке превращения, и эта точка не отвечает скачкообразному изменению свойств. Во-вторых, магнитное превращение не имеет температурного гистерезиса. Увеличение скорости охлаждения не снижает температуры превращения. В-третьих, механические и некоторые физические свойства при превращении не изменяются (изменяются многие электрические магнитные и тепловые свойства). Наконец, в-четвертых, самое важное, магнитное превращение не сопровождается перекристаллизацией — образованием новых зерен и изменением решетки.

Эти особенности существенно отличают магнитное превращение от аллотропического. Типичными для аллотропического превращения являются изменение кристаллической решетки, перекристаллизация и тепловой гистерезис превращения.

Магнитное превращение не сопровождается ни одним из этих явлений. Следовательно, магнитное превращение есть особый вид превращения, принципиально отличный от аллотропического.

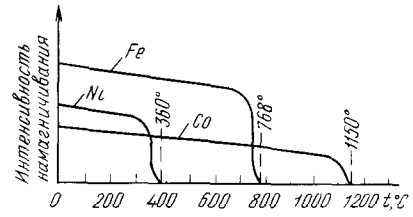


Рис. 40. Изменение магнитных свойств железа, никеля и кобальта в зависимости от температуры

Согласно современным представлениям при магнитных превращениях происходит изменение не в кристаллической структуре металла, а во взаимодействии внешних и внутренних электронных оболочек атомов.

8. Закалка из жидкого состояния. Аморфное состояние

Зависимость скорости роста кристаллов (с. к.) и зарождения центров (ч. ц.) (см. рис. 30) показывает, что если достичь переохлаждения, при котором ч. ц. и с. к. становятся равными нулю, то можно получить переохлажденное жидкое (аморфное) состояние, что реально наблюдается у неметаллических материалов, например, стекла.

Для металлов долгое время считалось, что получение аморфного состояния невозможно, так как жидкие их расплавы мало склонны к переохлаждению ввиду быстрого роста обоих параметров кристаллизации.

Однако в последние годы научились получать большую скорость охлаждения, охлаждая тонкие струи металла или распыляя мелкие капли на металлическую подложку. Достигаемые при этом скорости охлаждения оцениваются величиной 10^6—10^7 °С/с. Теоретически считается, что если будут найдены способы охлаждения со скоростью 10^9—10^{10} °С/с, то любой металл можно получить в аморфном состоянии.

Для указанных выше достигнутых скоростей охлаждения аморфное состояние получено на сплавах, содержащих так называемые аморфизирующие компоненты: бор, кремний и некоторые другие элементы. Наиболее склонный к получению аморфного состояния — сплав палладия с кремнием. Для получения этого состояния, достаточная скорость охлаждения 10^3 °С/с.

Подбором соответствующего состава и технологии охлаждения получают или тонкую ленту (несколько микрон) или частицу (чешуйчатой формы), не имеющие кристаллической структуры. Атомы при таком структурном состоянии не расположены в определенном порядке, зерен-кристаллов нет, имеется лишь ближний порядок.

Сплавы в аморфном состоянии обладают высокой твердостью, пластичность не сопровождается скольжением или двойникованием, а имеет характер вязкого (правда, весьма сильно затрудненного) течения. Металл полностью изотропен, свойства во всех направлениях совершенно одинаковы. Это обстоятельство, а также уникальность некоторых физических свойств позволяет эффективно использовать аморфные сплавы, но пока только в приборостроении, поскольку возможности получения изделий, учитывая сказанные выше особенности получения аморфного состояния, не позволяет получать изделия обычных размеров.

Естественно, что аморфное состояние неустойчиво и нагрев, когда тепловая подвижность атомов достигает определенного предела, приводит к образованию кристаллов.

Таким образом кристаллизация в этом случае происходит при нагреве и смесь аморфной основы и выделившихся кристаллов может привести к структуре с уникальными свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Штейнберг С. С. Лекции по металловедению. М.: ГНТИ, 1931. 180 с.

Таммап Г. Металловедение: Пер. с нем. М.—Л.: ОНТИ, 1935. 433 с.

Чернов Д. К. Наука о металлах. Под ред. Гудцова Н. Т. М.—Л.: Металлургиздат, 1950. 563 с.

Уманский Я. С., Гинтер С. М., Финкельштейн Б. Н. Физическое металловедение. М.: Металлургиздат, 1955. 724 с.

Бочвар А. А. Металловедение. М.: Металлургиздат, 1956. 494 с.

Штейнберг С. С. Металловедение. Под ред. Богачева И. Н., Садовского В. Д. Свердловск: ГНТИ, 1961. 598 с.

Чалмерс Б. Физическое металловедение. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1963. 455 с.

Лившиц Б. Г. Металлография. М.: Металлургия, 1971. 404 с.

Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982. 166 с.

Быстрозакаленные металлы. Сб. М.: Металлургия, 1983. 470 с.

Глава III

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. НАКЛЕП И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

1. Металлы и неметаллы

Из свойств, которыми могут обладать материалы, механические свойства в большинстве случаев являются важнейшими, и поэтому им уделено в этой книге особое внимание.

Все наиболее ответственные детали и изделия изготавливают из металлов, а не из стекла, пластмасс или камня, чтобы обеспечить им необходимую надежность.

Как было отмечено в гл. I (п. 1), для металлов характерна металлическая связь, когда в узлах кристаллической решетки расположены положительно заряженные ионы, окруженные электронным газом.

Для всех неметаллов характерна ионная или ковалентная связь. Эти виды связи жесткие, обусловленные электростатическим притяжением двух разнородно заряженных ионов.

Наличие металлической связи придает материалу (металлу) способность к пластической деформации и к самоупрочнению в результате пластической деформации. Поэтому, если внутри материала есть дефект или форма детали такова, что имеются концентраторы напряжений, то в этих местах напряжения достигают большой величины и может возникнуть даже трещина. Но так как пластичность металла высока, то в этом месте, в том числе в устье трещины, металл пластически продеформируется, упрочнится и процесс разрушения приостановится.

У неметаллов этого не наблюдается. У них не будет пластической деформации и самоупрочнения — произойдет разрушение, как только в устье дефекта напряжения превзойдут некоторую величину.

Этими обстоятельствами и обусловлено то, что металлы являются надежными конструкционными материалами, которыми никогда не смогут быть неметаллические материалы в силу своей природы.

2. Упругая и пластическая деформация. Несовершенства решетки и прочность металлов

Приложение к материалу напряжения вызывает деформацию.

Деформация может быть *упругой*, исчезающей после снятия нагрузки, и *пластической*, остающейся после снятия нагрузки.

Сколь бы ни было мало приложенное напряжение, оно вызывает деформацию, причем начальные деформации являются всегда упругими и величина их находится в прямой зависимости от напряжения.

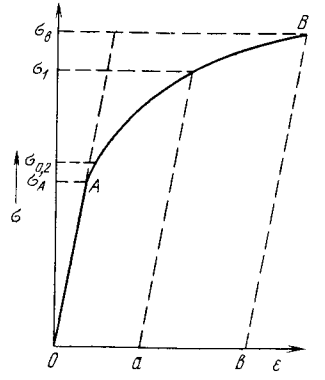


Рис. 41. Изменение деформации в зависимости от напряжения

На кривой, приведенной на диаграмме (рис. 41), упругая деформация характеризуется линией OA и ее продолжением (штриховая линия).

Выше точки A нарушается пропорциональность между напряжением и деформацией. Напряжение вызывает уже не только упругую, но и остаточную, пластическую деформацию. Величина ее равна горизонтальному отрезку от штриховой линии до сплошной кривой.

Выше было дано формальное определение упругой и пластической деформаций, но упругая и пластическая деформации имеют глубокое физическое различие.

При упругом деформировании под действием внешней силы изменяется расстояние между атомами в кристаллической решетке. Снятие нагрузки устраняет причину, вызвавшую изменение межатомного расстояния, атомы становятся на прежние места и деформация исчезает.

Пластическое деформирование представляет собой совершенно другой, значительно более сложный процесс.

При пластическом деформировании одна часть кристалла перемещается по отношению к другой (см. рис. 17). Если нагрузку снять, то перемещенная часть кристалла не возвратится на старое место; деформация сохранится. Эти сдвиги обнаруживаются при микроструктурном исследовании, как это, например, показано на рис. 42.

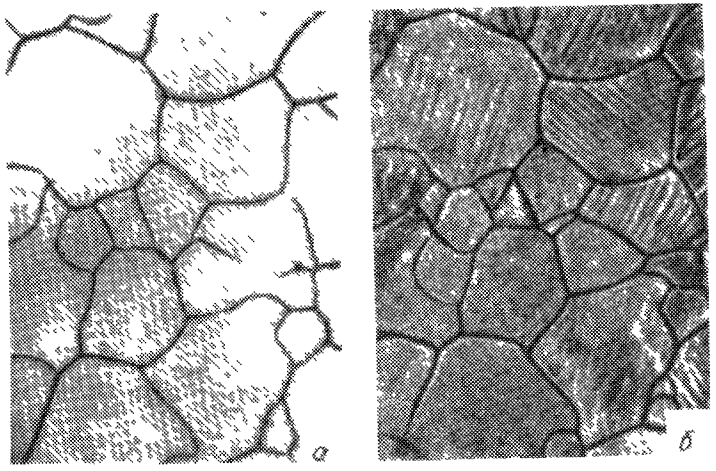


Рис. 42. Изменение структуры железа при пластическом деформировании (Розенгейн), ×100:
а — до деформирования; *б* — после деформирования

Кроме того, пластическое деформирование сопровождается дроблением блоков мозаики внутри зерен, а при значительных степенях деформации наблюдается также заметное изменение форм зерен и их расположения в пространстве, причем между зернами (иногда и внутри зерен) возникают пустоты (поры).

Представленная на рис. 41 зависимость OAB между приложенным извне напряжением (σ) и вызванной им относительной деформацией (ε) характеризует механические свойства металлов:

наклон прямой OA показывает *жесткость* металла, или характеристику того, как нагрузка, приложенная извне, изменяет межатомные расстояния, что в первом приближении характеризуют силы межатомного притяжения. Тангенс угла наклона прямой OA пропорционален *модулю упругости* (E), который численно равен частному от деления напряжения на относительную упругую деформацию ($E = \sigma/\varepsilon$); напряжение σ_A соответствует моменту появления пластической деформации. Чем точнее метод измерения деформации, тем ниже лежит точка A. В технических измерениях принята характеристика, именуемая *пределом текучести* $\sigma_{0,2}$ (напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2 % от длины — или другого размера — образца, изделия);

максимальное напряжение $\sigma_в$ соответствует максимальному напряжению, достигнутому при растяжении.

Величина пластической деформации, предшествующая разрушению и определяемая как относительное изменение длины (или поперечного сечения) — так называемое *относительное удлинение* δ (или *относительное сужение* ψ), характеризует пластичность металла; площадь под кривой OAB пропорциональна работе, которую надо затратить, чтобы разрушить металл. Этот показатель, определяемый различными способами (главным образом путем удара по надрезанному образцу), характеризует *вязкость* металла.

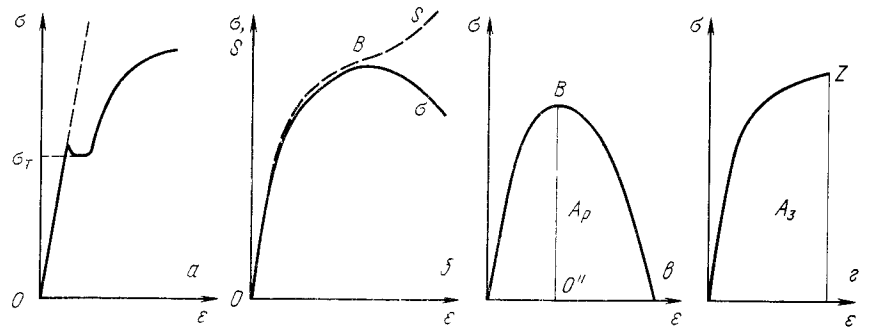


Рис. 43. Кривые напряжение—деформация

Кривая деформации (рис. 41) в зависимости от многих факторов (природа испытуемого материала, напряженное состояние, скорость и температура испытания и др.) имеет разный вид и, анализируя ее можно получить много ценной информации. Некоторые типичные виды кривых деформации (для растяжения) представлены на рис. 43.

Для некоторых мягких металлов характерно наличие *площадки* (и *зуба*) *текучести* (рис. 43, *а*). Различают *физический* $\sigma_т$ (когда есть площадка) и условный $\sigma_{0,2}$ (когда ее нет) *предел текучести* и их по-разному обозначают.

Появление местного сужения при растяжении образца (*шейка*) приводит к уменьшению условного напряжения — $\sigma = P/F_0$ (F_0 — начальная площадь поперечного сечения) — на рис. 43, *б* сплошная линия, но к росту действительного $S = P/F_x$ (F_x — поперечное сечение образца в данный момент) — на рис. 43, *б* штриховая линия. Максимальная точка (B) на кривой σ—ε называется *временным сопротивлением* или чаще теперь *пределом прочности*; обозначается через $\sigma_в$.

Всю кривую можно разделить на два участка, разделенные точкой B (рис. 43, *в*) [1], которая характеризует момент появления трещины, способной развиваться, что поведет к разрушению (разделению на две части) образца.

[1] Не обязательно, что момент появления трещины совпадает с максимумом на кривой растяжения (точка B)

Площадь под кривой напряжение — деформация пропорциональна работе разрушения. Если из точки B (момент образования трещины) опустить вертикаль, то левая часть этой площади пропорциональна работе, которая была необходима для зарождения трещины (*работа зарождения трещины* — $A_з$), а правая часть — работе, необходимой, чтобы распространить трещину на все сечение (коротко — *работа распространения трещины* — $A_р$). Таким образом, вся работа затраченная $A_{полн} = A_з + A_р$.

В поведении металла после точки B возможны два принципиально различных случая. Если после зарождения трещины ее распространение требует некоторой работы, такое разрушение называется вязким (*вязкое разрушение*), характеризуемое определенным видом излома (см. рис. 22, *б*, *г*), и тем, что $A_р \gg 0$ (рис. 43, *в*). Если же в точке B наблюдается срыв кривой, то $A_р \approx 0$, что характеризует *хрупкое разрушение* (рис. 43, *г* и рис. 20, *а*, *в*). Возможен промежуточный случай — вначале вязкое, а потом хрупкое разрушение.

По диаграмме деформации определяют только прочностные характеристики: $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$. На этой диаграмме модуль нормальной упругости (тангенс наклона кривой OA) значительно меньше действительного, так как диаграммный аппарат фиксирует и упругую деформацию частей машины. Чтобы определить модуль упругости, на испытуемый образец навешивают тензометры, позволяющие определить малые величины деформаций, и тем самым точно построить участок OA. Деформационные характеристики — δ и ψ по той же причине определяют также не по диаграмме, а измерением образца до и после испытания.

По ряду причин площадь под кривой OAO' (рис. 43, *в*) количественно не точно определяет работу разрушения и при испытаниях на растяжение ее не подсчитывают.

Работу разрушения, в том числе и ее составляющие (работу зарождения и распространения трещины), определяют испытанием на изгиб (обычно ударом надрезанных образцов), о чем будет сказано дальше.

Краткое описание методов механических испытаний будет приведено в отдельном параграфе этой главы.

Рассмотрим теперь, как осуществляется упругая и пластическая деформация (т. е. механизм упругой и пластической деформации).

Упругая деформация — есть изменение расстояния между атомами под действием внешних сил. Поэтому напряжение — есть изменение в межатомных расстояниях и может измеряться рентгеновскими методами. Очевидно, что если исключить причины, вызывающие смещение атомов, т. е. нагрузку, то они возвратятся на прежние места. Другими словами, упругая деформация не вызывает никаких последствий в материале. Чем меньшую деформацию вызывает напряжение, тем жестче материал. Следовательно, модуль упругости характеризует жесткость материала. Различают два вида модуля упругости: *модуль нормальной упругости* (модуль Юнга) и *модуль касательной упругости* (Гука). В первом случае силы стремятся оторвать атомы друг от друга, во втором — сдвинуть. Модуль Юнга (E) в 2,5—3 раза больше модуля Гука (G). В частности, для железа $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, а $G = 0{,}8 \cdot 10^5$ МПа.

Значения модулей упругости определяются силами межатомного взаимодействия и являются константами материала. Например, модуль нормальной упругости для алюминия $0{,}8 \cdot 10^5$ МПа, для железа $2 \cdot 10^5$ МПа, молибдена $3 \cdot 10^5$ МПа. Наименее жестким материалом

является резина $E = 0{,}00007 \cdot 10^5$ МПа, а наиболее жестким — алмаз $E = 12 \cdot 10^5$ МПа. Эта механическая характеристика структурно нечувствительна, т. е. термическая обработка или другие способы изменения структуры металла практически не изменяют модуля упругости [1].

Вместе с тем повышение температуры, изменяющее (увеличивающее) межатомные расстояния, изменяет (снижает) модуль упругости.

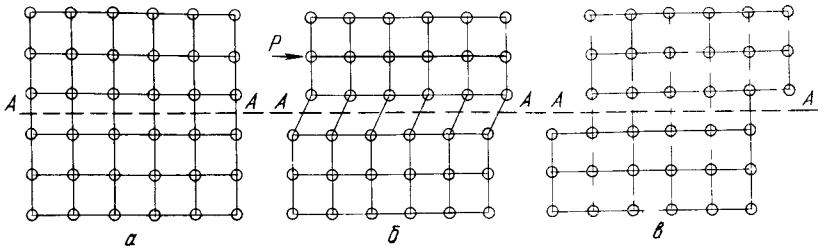


Рис 44 Схема пластического сдвига в идеальной кристаллической решетке

Все остальные механические характеристики, кроме модуля упругости, являются структурно чувствительными и изменяются в зависимости от обработки (структуры) в весьма широких пределах, о чем подробно будет сказано ниже при рассмотрении свойств различных металлов.

Выше отмечалось, что пластическое деформирование представляет собой процесс сдвига части кристалла по отношению к другой

Каков же механизм пластического сдвига?

Естественно предположить, что этот процесс протекает так, как показано на рис. 44, т. е. что все атомы части кристалла выше плоскости скольжения AA смещаются одновременно под действием силы P и из положения a последовательно переходят в положения $б$ и $в$.

Усилие ($\sigma_{сд}$), которое надо приложить, чтобы осуществить такой сдвиг, можно теоретически подсчитать.

Такой расчет (в 20-х годах) был сделан Я. И. Френкелем, и выведенная им формула имеет вид

$$\sigma_{сд} = \frac{a}{b}\,\frac{G}{2\pi},$$

где G — модуль сдвига, a — межатомное расстояние в направлении скольжения (AA на рис 44), b — межплоскостное расстояние.

[1] Принято делить свойства (характеристики) на *структурно чувствительные* и *структурно нечувствительные*, т е зависящие и не зависящие от структуры Такое деление условно так как все свойства зависят от структуры (в том числе и модуль упругости) вопрос лишь в какой степени К структурно нечувствительным свойствам относят такие, которые практически не зависят от структуры для их изменения не следует применять термическую обработку

Для плотных металлических решеток дробь a/b близка к единице. Отсюда теоретическое усилие (*теоретическая прочность*) для осуществления сдвига (пластической деформации) примерно в 6 раз меньше модуля сдвига. Часто теоретическую прочность принимают равной 1/10 модуля Юнга.

Для железа теоретический предел текучести должен быть равен 13000 МПа, тогда как в действительности для мягкого железа составляет примерно 150 МПа, т. е. в 100 раз меньше.

Это различие настолько значительно, что вначале уравнение Френкеля, как и представление о теоретической прочности, считались ошибочными. Для объяснения этого расхождения была разработана (Тэйлором и одновременно с ним Орованом и Полани) теория дислокаций.

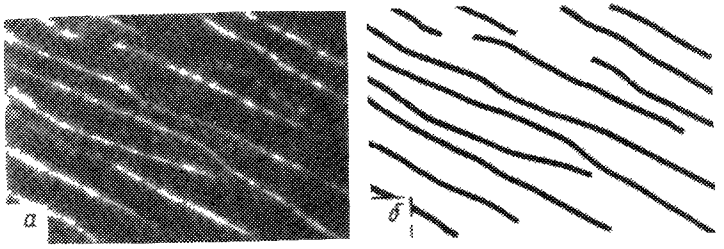


Рис. 45. Линейный дефект в кристаллической решетке
а — наблюдение на электронном микроскопе; *б* — рисованная структура

В I главе рассматривались дислокации как реально существующие дефекты в реальных кристаллах. В существовании дислокаций сейчас никто не сомневается, но в 30—50-х годах этот вопрос служил темой многочисленных дискуссий.

Итак, дислокации были вначале (20-е годы) придуманы (Я. И. Френкелем) для объяснения различия между теоретической и фактической прочностью металлов; в 50-е годы в связи с применением электронного микроскопа дислокации были обнаружены металлографически; так, например, на рис.45 представлена, по-видимому, первая электронная фотография, где видна электроплоскость, край которой является дислокацией.

Чаще, правда, на электронном (и даже оптическом) микроскопе обнаруживают не саму дислокацию, а выход ее на поверхность в виде точки (черточки), окруженной (как говорят, декорированной) всевозможными дефектами и примесными атомами, в результате чего место выхода дислокации на поверхность шлифа растравливается (рис. 46).

Таким образом, металлографический метод подтвердил наличие дислокаций.

Теория дислокаций, объяснившая причину низкой прочности реальных металлов, достигла полного признания, когда удалось получить бездислокационные кристаллы, так называемые «усы» [1].

Оказывается, что прочность таких бездислокационных кристаллов близка к теоретической.

Рассмотрим теперь другой, дислокационный механизм пластической деформации.

[1] Получили свое название из-за того, что бездислокационные кристаллы можно получить лишь очень малого диаметра, порядка одного микрона, длиной в несколько миллиметров, вероятно, правильнее назвать их не усами, а *усиками*, потому, что они похожи на усики насекомого.

Упрощенная схема процесса сдвига с участием дислокации представлена на рис. 47.

Дислокация (обозначаемая значком $\perp$) под действием силы P перемещается направо только вследствие того, что изменяется «соседство» атомов по обе стороны от плоскости AA. В конце концов дислокация выйдет на поверхность кристалла (границу зерна или блока мозаики) и исчезает, как это показано на рис. 47, *в*. Описанный процесс происходит гораздо легче, т. е. при значительно меньшем

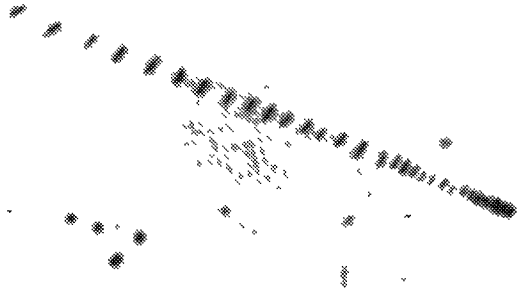


Рис 46 Скопление дислокаций у препятствия

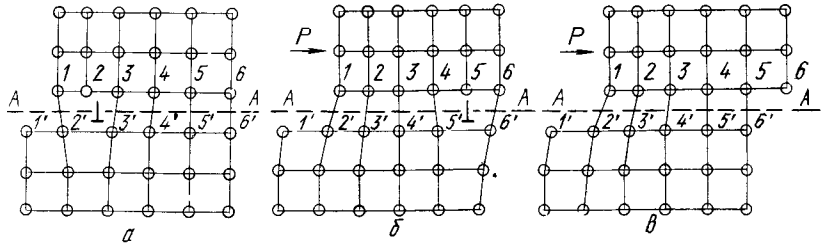


Рис 47. Дислокационная схема пластического сдвига

напряжении, чем одновременный сдвиг всех атомов (см. рис. 44) и фактически только так и осуществляется пластическая деформация.

Рассмотренная схема пластической деформации позволяет сделать вывод, что процесс сдвига в кристалле будет происходить тем легче, чем больше дислокаций будет в металле. В металле, в котором нет дислокаций, сдвиг возможен только за счет одновременного смещения всей части кристалла [1]. В случае, если под действием напряжений дислокации не зарождаются, то прочность бездислокационного металла должна быть равна теоретической.

[1] Или предварительного зарождения под действием упругой деформации дислокаций

Существует и другой способ упрочнения металлов. Оказывается, что реальная прочность металлов падает с увеличением числа дислокаций только вначале. Достигнув минимального значения при некоторой плотности дислокаций, реальная прочность вновь начинает возрастать. Такого рода зависимость между реальной прочностью и плотностью дислокаций (и других несовершенств) схематически представлена на рис. 48. Повышение реальной прочности с возрастанием плотности дислокации объясняется тем, что при этом возникают не только параллельные друг другу дислокации, но и дислокации в разных плоскостях и направлениях. Такие дислокации будут мешать друг другу перемещаться, и реальная прочность металла повысится.

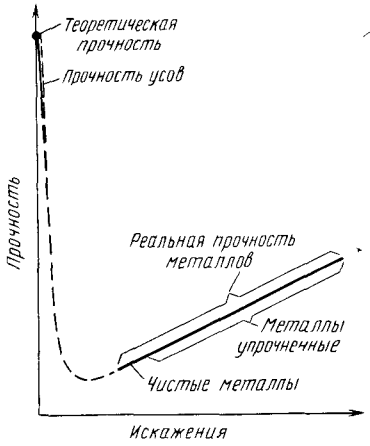


Рис. 48. Прочность кристаллов в зависимости от искажений решетки

Давно известны способы упрочнения, ведущие к увеличению полезной плотности дислокаций; это — механический наклеп, измельчение зерна и блоков мозаики, термическая обработка и т. д. Кроме того, известные методы легирования (т. е. внедрение в решетку чужеродных атомов), создающие всякого рода несовершенства и искажения кристаллической решетки, также являются методами создания препятствий для свободного перемещения дислокаций (блокирования дислокаций). Сюда же относятся способы образования структур с так называемыми упрочняющими фазами, вызывающими дисперсионное твердение и др. Об этих методах более подробно будет сказано ниже. Однако при всех этих способах упрочнения прочность не достигает теоретического значения. Следовательно, в той или иной степени наличие дислокаций в реальном металлическом кристалле является причиной более низкой его прочности по сравнению с теоретической, и одновременно придающей способность пластически деформироваться. Можно ли в связи с этим рассматривать способность металла к пластическому деформированию как его недостаток?

Опыт показывает, что способность реального металла пластически деформироваться является его важнейшим и полезнейшим свойством. Это свойство используют при различных технологических процессах — при протяжке проволоки, операциях гибки, высадки, вытяжки, штамповки и т. д. Большое значение оно имеет и для обеспечения конструктивной прочности или надежности металлических конструкций, деталей машин и других изделий из металла. Опыт показывает, что если металл находится в хрупком состоянии, т. е. если его способность к пластическому деформированию низка, то он в изделиях склонен к внезапным так называемым хрупким разрушениям, которые часто происходят даже при пониженных нагрузках на изделие.

3. Сверхпластичность

В свое время (1934 г.) английский ученый Д. Пирсон обнаружил у некоторых легкоплавких цветных металлов в некоторых условиях способность значительно деформироваться. На рис. 49 приведена фотография, ставшая теперь классической, из работы Пирсона, где показан свернутый в спираль образец, который удлинился при растяжении в 20 раз. В 1945 г. советский ученый А. А. Бочвар обнаружил огромную пластичность у сплава Zn—Al и высказал предположение, что если создать определенные условия, то большинство сплавов можно продеформировать на значительную величину, назвав это явление «*сверхпластичностью*».

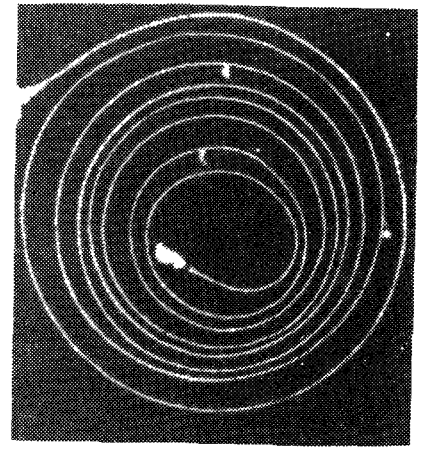


Рис 49. Образец растянут в условиях сверхпластичности на 2000 %

В общем случае сверхпластичностью следует назвать способность металла к значительной равномерной деформации без деформационного упрочнения (наклепа).

Действительно, почему нельзя продеформировать образец, например, растяжением как угодно много. Во-первых, потому что в процессе деформации металл наклепывается (размножение дислокаций) и теряет способность пластически деформироваться, во-вторых, например при температуре выше температуры рекристаллизации образуется шейка (локальная деформация) и происходит разделение образца, правда, при местной деформации 100 %.

Различают несколько видов сверхпластичности;

а) *мелкозеренная сверхпластичность* (рис. 50, *а*) проявляется при повышенных температурах, не ниже чем $0{,}4T_{пл}$, при очень мелком зерне размером в диаметре менее 3—5 мкм и при малой скорости деформирования 10^{-3}—10^{-4} $с^{-1}$. В этом случае не наблюдается обычной деформации, при которой, как известно, металл наклепывается, а зерна как бы перекатываются, меняются своими соседями (подобно пересыпанию картошки из одного мешка в другой) причем зерна не изменяют форму. Конечно, описан типичный, идеализированный случай мелкозеренной сверхпластичности. В действительности часто наблюдается слабое упрочнение и небольшое изменение формы зерен. Если бы этого не было, то деформация при сверхпластичности была бы бесконечной величины;

б) *субкритическая сверхпластичность* (рис. 50, *б*). Имеет место при температурах вблизи (ниже) температуры фазовых превращений и при определенной исходной структуре. Причина повышенной

при этом «пластичности» результат явления *«предпревращения»*. Показано, что при нагревании перед фазовым превращением или плавлением происходят значительные изменения свойств, без изменения структуры, например, модуль нормальной упругости снижается в 2—3 раза;

в) *мартенситная сверхпластичность* (рис. 50, *в*); при так называемом мартенситном (сдвиговом, бездиффузионном) превращении наблюдается повышенная пластичность (см. ниже);

г) *рекристаллизационная сверхпластичность*. Выше температуры рекристаллизации упрочнение не возникает (так называемая *динамическая рекристаллизация*), но степень деформации ограничивается развивающейся деструкцией (порообразованием) и локализацией деформации. Однако, если лишь незначительно превзойти температуру рекристаллизации и деформировать медленно, то образования шейки и пор не наблюдается равно как и деформационного упрочнения; поэтому в этих условиях возможна значительная деформация.

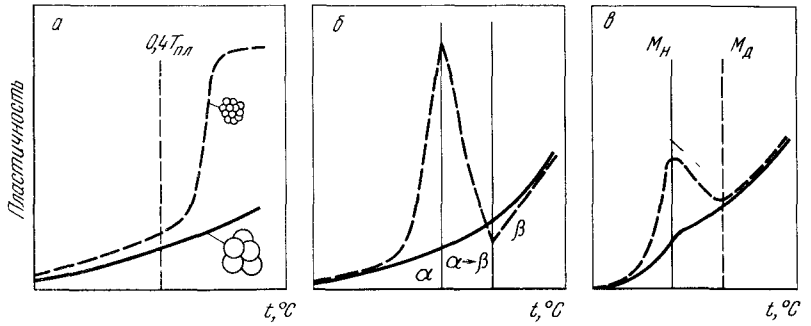


Рис. 50. Виды сверхпластичности; сплошные линии — ожидаемая пластичность; штриховые — сверхпластичность:
а — мелкозеренная; *б* — субкритическая; *в* — мартенситная

В дальнейшем с использованием сверхпластичности мы познакомимся при рассмотрении некоторых сплавов.

4. Разрушение

Из сказанного в предыдущих разделах этой главы следует, что от металла, как конструкционного материала, требуется не только высокое сопротивление деформации (упругой, характеризуемой модулями E и G; пластической — пределами $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$), но и высокое сопротивление разрушению.

Обычно сопротивление деформации объединяют в общее понятие *прочность*, а сопротивление разрушению — *надежность*.

Укажем, что если разрушение происходит не за один, а за многие акты нагружения, причем за каждый акт происходит микроразрушение [1], то это характеризует *долговечность* материала.

[1] Сюда относятся такие процессы постепенного разрушения, как износ, усталость, коррозия, ползучесть.

Очевидно, высококачественный конструкционный материал должен быть одновременно прочным, надежным и долговечным.

Как же происходит разрушение? Если материал пластичен, то превышение определенного уровня напряжения (так называемые силы Пайерса—Набарро) приводит в движение дислокации, которые скапливаются у каких-то непреодолимых для них препятствий (включения, границы зерен и др.) (см. рис. 46).

При большом скоплении дислокаций эти зоны вообще становятся неспособными к пластическому деформированию и дальнейший рост напряжений ведет в этом месте к образованию микротрещин. Можно констатировать, что дефекты строения и несплошности являются концентраторами напряжений, т. е. по краям дефекта напряжения могут значительно отличаться от среднего. Концентрация напряжения (K)

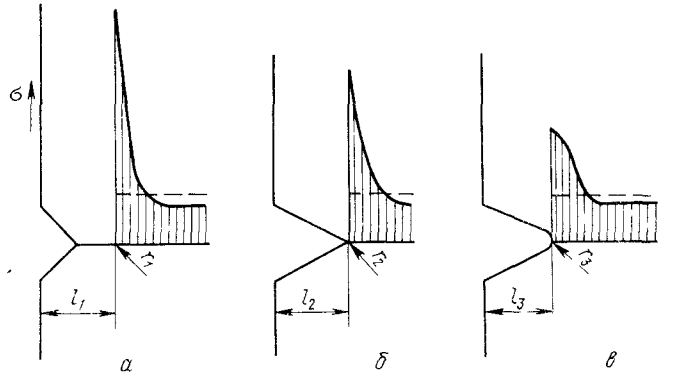


Рис 51. Концентраторы напряжений в устье дефекта (штриховые линии $\sigma_{ср}$; $l_1 > l_2 > l_3$; $r_1 < r_2 < r_3$):
а — трещина; *б* — острый надрез; *в* — «мягкий» надрез

тем больше, чем острее дефект и больше его длина, что выражается следующей формулой.

$$K = 2\sqrt{l/r},$$

где l — длина дефекта; r — радиус закругления в вершине дефекта.

Не только внутренние дефекты, но и поверхностные, в том числе надрезы разной длины (l) и остроты (r) способствуют концентрации напряжений (рис. 51).

Величина r может быть очень малой, т. е. трещина очень острая,но она не может быть меньше 0,1 нм, т. е. меньше, чем диаметр атома, и надо полагать, что минимальный радиус трещин составляет примерно 10 нм (10^{-6} мм).

Отсюда для такой предельно острой трещины величина K составляет

K	600	200	60
l, мм	1	0,1	0,01

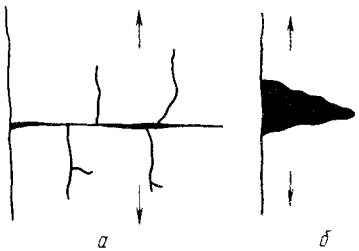
Это значит, что если такая предельно острая трещина доросла до 1 мм, то в ее вершинах напряжение в 600 раз больше среднего.

Если принять теоретическую прочность на отрыв $\sigma_{теор} = E/10 = 21000$ МПа, то при среднем напряжении всего лишь 100 МПа в устье трещины ($l = 0{,}1$ мм) возникает напряжение, равное теоретической прочности, и разрушение произойдет путем отрыва одних слоев атомов от других. Начавшийся лавинный процесс разрушения будет протекать до тех пор, пока трещина не разделит металл на два куска или более, так как по мере роста длины трещины, что следует из приведенного выше уравнения, требуется все меньшее и меньшее напряжение.

Из описанного вытекает, что разрушение происходит путем образования трещины и ее роста до критической величины (критическая трещина характеризуется тем, что в ее устье напряжение достигает значения теоретической прочности).

Описанный механизм характеризует так называемое *хрупкое разрушение*. Хрупкому разрушению предшествует пластическая деформация до достижения трещины критического размера и затем хрупкое бездислокационное разрушение.

Начавшееся хрупкое разрушение является самопроизвольным процессом, накопленная в системе энергия поддерживает процесс лавинообразного хрупкого разрушения, затрата энергии на образование новых поверхностей меньше, чем освобождающаяся при этом упругая энергия. А. Гриффитсом было установлено, что существует некоторая критическая длина трещины, назовем ее первой критической и обозначим через $l_э$, рост которой происходит самопроизвольно и сопровождается уменьшением энергии в системе. Как было сказано выше, для того чтобы трещина двигалась, кроме энергетических условий (уменьшение энергии в системе), требуется и достижение определенного напряжения в устье трещины, что достигается при втором критическом ее размере — l_c. Ввиду того, что в металлах трещина не предельно остра, определяет хрупкую прочность вторая критическая длина дефекта, поскольку $l_c \gg l_э$, для стекла $l_c = l_э$ или разница между l_c и $l_э$ не так велика. Это количественная, но не принципиальная разница хрупкого разрушения стекла и металла.



а *б*

Рис. 52. Хрупкая (*а*) и вязкая (*б*) трещины

Важным для описанного выше механизма хрупкого разрушения металлов, является достижение в устье трещины напряжения равного теоретической прочности. Это условие будет выполнено, если по мере развития трещины последняя будет острой. Если трещина будет раскрываться и радиус в ее вершине увеличиваться, т. е. не только l но и r будет расти, то для ее движения будет требоваться все большее и большее напряжение (если дробь l/r будет уменьшаться). В этом случае трещина так и не достигнет критического размера, хотя может распространиться на все сечение. Такое разрушение является *вязким*.

Каковы основные показатели, которые позволяют отнести разрушение к хрупкому или вязкому типу.

Для хрупкого разрушения типична острая (рис. 52, *а*) быстро ветвящаяся трещина, большая скорость ее распространения (примерно 0,1—0,7 от скорости звука) и отсутствие пластической деформации при ее распространении. Трещина движется за счет накопленной упругой энергии.

Для вязкого разрушения характерна тупая, раскрывающаяся трещина (рис. 52, *б*), малая скорость ее распространения и значительная пластическая деформация металла при ее продвижении.

Вид разрушения — вязкий или хрупкий определяют в результате изучения изломов (фрактография).

На рис. 22 были показаны два вида излома — вязкий «матовый» и хрупкий «кристаллический». Первый вид излома свидетельствует о том, что при разрушении требовалась определенная работа и металл имеет хорошие свойства, второй — что разрушение *произошло почти мгновенно без затраты большой работы* и металл ненадежный.

При электронномикроскопическом исследовании вязкое разрушение характеризуется ямочным строением излома (рис. 23). Ямки в изломе — результат пластической деформации, вызванной движением тупой трещины. Хрупкое разрушение характеризуется ручьистым изломом. Плоские фасетки указывают на отрыв одной части кристалла от другой.

Раньше были рассмотрены два крайних случая. В действительности в металлах не бывает ни чисто вязкого, ни чисто хрупкого разрушения. В первом можно найти следы хрупкости (вязкое разрушение происходит путем образования пор, перемычки же между ними могут разрушаться путем отрыва т. е. хрупко, рис. 53, *б*) а во втором — следы пластической деформации (перескок с одной на другую плоскость, рис. 53, *а*). Поэтому когда говорят о вязком или хрупком разрушении металла, это значит что явно превалирует один из описанных механизмов.

Весьма часты случаи смешанных разрушений. Методом фрактографии можно определить долю того и другого вида. Например, если в локна в изломе составляют

30 % (обозначается через 30 % *В*), это значит 30 % сечения разрушилось вязко, а 70 % — хрупко.

Вид разрушения зависит от многих факторов — состава металла, его структурного состояния, условий нагружения и особенно от температуры.

Для многих металлов, в первую очередь имеющих объемноцентрированную кубическую или гексагональную решетку, при определенных температурах изменяется механизм разрушения, вязкое разрушение при высокой температуре сменяется хрупким. Температурный интервал изменения характера разрушения называется *порогом хладноломкости*.

Как было отмечено, вязкое разрушение характеризуется волокнистым (ямочным) изломом и определенной величиной работы распространения трещины, а хрупкое — кристаллическим (ручьистым) изломом при практически нулевом значении работы распространения.



а *б*

Рис. 53. Схемы хрупкого (*а*) и вязкого (*б*) разрушений (сечение перпендикулярно поверхности излома)

Следовательно, порог хладноломкости характеризуется температурным интервалом, в котором % *В* или $a_р$ смещается от 100 % (или некоторого значения для $a_р$) до 0 ($a_р$ — работа распространения трещины) (рис. 54). Кривая, подобная изображенной на рис. 54 называется *сериальной*, потому что для ее построения требуется проведение серии испытаний при разных температурах. Порог хладноломкости, очевидно, характеризуется двумя температурами $T_в$ (выше этой температуры — излом полностью вязкий) и $T_н$ (ниже этой температуры — излом полностью хрупкий и $a_р = 0$).

Если порог хладноломкости характеризовать одной цифрой, то указывают середину порога T_{50} (температура, при которой 50 % волокна в изломе или величина $a_р$ уменьшились вполовину). Эта температура называется *температурой полухрупкости*.

Положение порога хладноломкости зависит от многих факторов: 1) структуры и размера зерна. В частности, измельчение зерна понижает порог хладноломкости; 2) состава металла. Вредное влияние имеют многие загрязняющие металл примеси, 3) скорости деформации. Увеличение скорости деформации повышает порог хладноломкости; 4) размеров образца (детали). Чем больше сечение, тем выше порог хладноломкости.

Здесь следует отметить, что надрез (концентратор) не влияет на порог хладноломкости. Это обстоятельство объясняется тем, что на дне надреза возникает вначале трещина и вне зависимости от исходного концентратора напряженное состояние в устье трещины становится одинаковым (хотя оно было существенно разным до возникновения трещины).

Как говорилось выше, надежным конструкционным материалом является такой, в котором работа распространения трещины не равна нулю. Поэтому эксплуатировать в сколь-нибудь ответственных случаях металл при температуре ниже $T_н$ нельзя. Лучше всего применить материал, у которого $T_в$ лежит ниже температуры эксплуатации. Разницу между температурой эксплуатации и T_{50} (поскольку допустимо во многих случаях некоторое количество хрупкой составляющей в изломе) называют *запасом вязкости*.

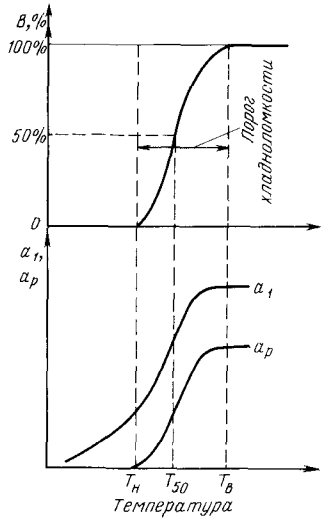
Запас вязкости не может быть равным нулю, так как возможно появление в процессе эксплуатации, ухудшающих вязкость (повышающие порог хладноломкости) обстоятельств, а это приведет к охрупчиванию материала. В соответствии с этим, положение порога хладноломкости характеризует *сопротивление хрупкому разрушению*. Чем ниже положение порога, тем более надежен материал, так как охрупчивающие факторы могут еще и не перевести его в состояние, склонное к хрупкому разрушению.

Выше порога хладноломкости материал тоже может быть ненадежным, если мало абсолютное значение $a_р$. Поэтому надо стремиться к повышению этой вели-

чины, характеризующей *сопротивление вязкому разрушению*. В основном величина $a_р$ зависит от уровня прочности — чем выше прочность (выше $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$), тем ниже $a_р$; хотя имеют значение и другие еще недостаточно точно установленные факторы.

Вот почему создание материалов высокой прочности (высокие значения $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$) и одновременно высокой надежности (низкое положение T_{50} и большая величина $a_р$) является чрезвычайно сложной задачей.

Порог хладноломкости, работа распространения (и зарождения) трещины определяется посредством ударных испытаний (подробнее см. с. 72—74), однако получаемые при этом цифры ($T_в$, $T_н$, T_{50}, $a_р$) и др. не могут быть использованы



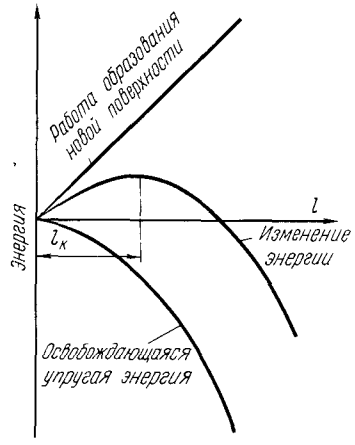


Рис. 54. Сериальные кривые

Рис. 55. Изменение энергии при росте трещины

в прочностных расчетах (в этом их принципиальное отличие от пределов текучести и прочности). Указанные характеристики надежности сравнительно просто определимы. Зная их, можно сказать, какой материал лучше, какой надежнее при сравнении двух или более материалов, но нельзя по ним рассчитать деталь, установить расчетом ее размеры.

Однако эта задача, т. е. создание характеристик (параметров) несплошного материала, используя которые можно производить расчеты на прочность, была в последнее время решена. Изучение процессов разрушения с широким математическим обобщением привело к созданию определенного научного направления — механики разрушения.

Истоки этого направления начинаются с работ А. Гриффитса (20-е годы), который показал, что разрушение высокопрочных материалов обусловлено имеющимися в теле трещинами или трещиноподобными дефектами, развитие которых и определяет весь процесс разрушения. Как указывалось выше, концентрация напряжений в устье дефекта прямо пропорциональна корню квадратному из отношения его длины к радиусу закругления. Если напряжение в устье дефекта достигнет теоретической прочности, то произойдет хрупкое разрушение и трещина увеличится по длине. Такое местное разрушение в устье трещины может перейти в самопроизвольное, если уменьшение упругой энергии, обусловленное приростом трещины, будет превышать работу, необходимую для образования новых поверхностей, т. е. поверхностная энергия должна быть меньше высвобождающейся упругой энергии.

Это возможно лишь по достижении длины трещины критического размера (рис. 55).

Усилие, необходимое для того, чтобы продвинуть трещину на 1 см, и обозначаемое через G (не путать с модулем Гука, который тоже обозначается буквой G), по смыслу и размерности аналогично работе распространения трещины.

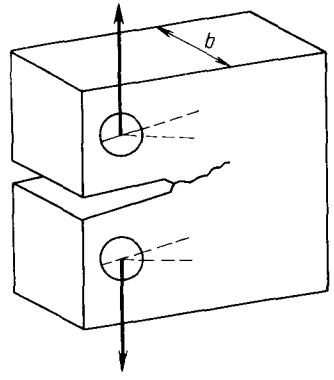
Расчеты приводят к следующему соотношению:

$$G = \pi l \sigma^2 / E,$$

где σ — среднее напряжение.

Величина G достигает критического значения (G_c), когда критическое значение получит произведение $l\sigma^2$ (длина трещины, умноженная на квадрат напряжения), поскольку отношение π/E для данного материала — величина постоянная.

Таким образом, критерий G связывает воедино приложенное напряжение (σ) и длину дефекта (l), от которых зависит надежность материала, его сопротивление разрушению.



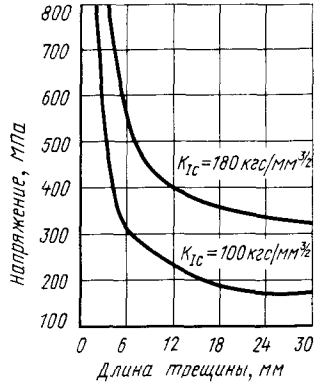


Рис. 56. Образец для определения вязкого разрушения

Рис. 57. Кривые разрушающего напряжения в зависимости от длины трещины

Математической интерпретацией критерия G является параметр K (называемый *коэффициентом интенсивности напряжения*), более удобный, чем G, для экспериментального определения и использования в расчетах на прочность:

$$G = K^2/E \text{ или } K = \sqrt{GE} = \sigma\sqrt{\pi l}.$$

Размерность параметра K — кгс/мм$^{3/2}$, несколько необычная для оценочных характеристик материала, показывает, что эта характеристика — лишь удобная трансформация параметра G, имеющего четкий физический смысл.

Коэффициент интенсивности напряжения K при разрушении путем отрыва обозначают как K_I и определяют на массивных образцах (рис. 56) при ряде ограничительных условий.

Во-первых, испытанию могут подвергаться материалы, для которых предел текучести гладкого образца больше предела прочности образца с трещиной (см. рис. 58). Это свидетельствует о том, что данное испытание применимо лишь для материалов, разрушающихся хрупко или полухрупко.

Во-вторых, должна быть обеспечена плоская деформация, т. е. поверхность разрушения должна быть перпендикулярна действующей силе (без боковых скосов). Только при этих условиях коэффициент интенсивности получает стабильное для данного материала значение, достигаемое при определенной величине сечения образца.

Практически было показано, что толщина образца (рис. 56) должна удовлетворять следующему соотношению:

$$b \geqslant 2{,}5\,(K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2.$$

Это тоже накладывает существенные ограничения на применение метода. Действительно, для малопрочных высокопластичных материалов $K_{Ic} = 500$ кгс/мм$^{3/2}$ и $\sigma_{0,2} = 500$ МПа исходя из формулы толщина образца B должна быть равна 250 мм, что практически неосуществимо. Величину K_{Ic} определяют обычно на высокопрочных сталях ($\sigma_{0,2} > 1200$ МПа), разрушающихся хрупко или полухрупко.

Практическое значение параметра K_I состоит в том, что, зная его, можно определить величину разрушающих напряжений (рис. 57) в зависимости от длины дефекта и, наоборот, зная рабочее напряжение в детали, можно предсказать размер трещин, при достижении которого произойдет разрушение.

Так, при длине трещины 6 мм и $K_{Ic} = 100$ кгс/мм$^{3/2}$ безопасными считают напряжения меньше 300 МПа, а при $K_{Ic} = 180$ кгс/мм$^{3/2}$ они возрастают до 550 МПа.

5. Методы определения механических свойств

Как и в случае описания методов определения строения металлов, так и при описании методов определения механических свойств, укажем лишь принципиальные особенности тех или иных приемов, исключив рассмотрение лабораторного оборудования и технологию эксперимента. Как правило, с этим студент знакомится непосредственно в лаборатории.

Испытание на растяжение. Обычно цилиндрической формы образец с утолщениями по концам (для укрепления в захваты испытательной машины) растягивается. В современных машинах скорость растяжения может изменяться в широких пределах от 0,003 до 3000 мм/мин. При больших скоростях деформации такое испытание считается динамическим (ударным).

Большинство испытательных машин снабжено диаграммным аппаратом, записывающим кривую деформации (см. рис. 41 и 43), на которой можно найти интересующие величины прочности и пластичности ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, F), хотя деформационные характеристики (δ, ψ) или характеристики, связанные с малыми деформациями (E, $\sigma_{0,01}$ и др.) следует определять измеряя деформацию непосредственно на образце (во время испытания или после его разрушения).

Размеры и формы плоских образцов стандартизованы (ГОСТ 1497—73), тем не менее этот ГОСТ допускает широкий выбор разных видов образцов.

Наиболее распространен в металловедческих исследованиях и в заводской практике так называемый малый пятикратный образец (диаметр $d = 5$—6 мм, расчетная длина $l = 25$—30 мм).

Прочностные свойства в общем мало зависят от геометрических размеров гладкого образца, поэтому для определения $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ можно использовать и другие образцы.

Пластические свойства (δ, ψ) в существенной степени зависят от размеров испытуемых образцов. Так, например, относительное удлинение тем меньше, чем длиннее образец (точнее — больше соотношение l/d). Дело в том, что относительное удлинение δ состоит из двух составляющих $\delta_{общ} = \delta_{равн} + \delta_{соср}$.

Первая составляющая в относительных единицах (%) — постоянная величина, вторая — постоянная в абсолютных и вклад ее в общее относительное удлинение тем меньше, чем длиннее образец.

Поясним это положение следующим числовым примером.

Предположим, что образец длиной 50 мм имеет $\delta = 10$ %, т. е. удлинился при разрыве на 5 мм, из них на 3 мм за счет $\delta_{равн}$ и на 2 мм за счет $\delta_{соср}$. Такой же образец, но длиной в 100 мм удлинится за счет $\delta_{равн}$ на 6 мм, а $\delta_{соср}$ будет равно тем же 2 мм, и его относительное удлинение будет равно не 10, а 8 %.

На кривой растяжения образец до $\sigma_в$ растягивается равномерно, а начиная с $\sigma_в$ преимущественно сосредоточенно. На этом принципе основаны методы разделения $\delta_{общ}$ на $\delta_{равн}$ и $\delta_{соср}$ (как и при испытании образцов разной длины).

Относительное сужение зависит от абсолютных размеров образца (сечения), чем больше сечение, тем меньше относительное сужение.

Данные о механических свойствах металлов приведенные в книге и встречающиеся в литературе, получены при испытании образцов $d = 5$—6 мм при $d/l = 5$ при скорости испытания порядка 0,2 мм/мин. Значительное повышение скорости

испытания против указанной затрудняет пластическую деформацию, в результате чего $\sigma_в$ и в особенности $\sigma_{0,2}$ повышаются.

Испытание гладких образцов не всегда является показательным. Прочность гладкого образца чаще всего не совпадает с прочностью изделия, хотя они и были сделаны из одного материала; причем это отличие тем больше, чем сложнее форма изделия. Поэтому результаты испытаний (любых, не только при растяжении) характеризуют свойства материала и при том в данных конкретных условиях, но не свойства изделия, которые зависят как от свойств материала, так и от конфигурации изделия.

Для того, чтобы приблизить результаты испытаний к реальным условиям эксплуатации материала в конструкции и получить цифры, характеризующие *конструктивную прочность*, довольно широко стали применять испытание на растяжение с *концентраторами* (надрезами). Прочность в этом случае ($\sigma^н_в$) определяли как разрушающее напряжение, деленное на сечение нетто (живое сечение в месте надреза).

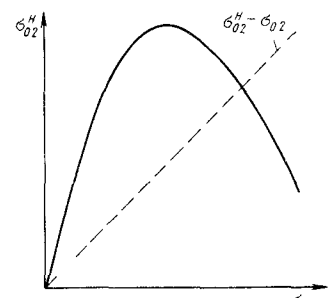


Рис. 58. Предел текучести гладкого ($\sigma_{0,2}$) и надрезанного ($\sigma^н_{0,2}$) образцов

При испытании надрезанных образцов получается такая принципиальная закономерность (рис. 58).

В случае вязкого разрушения в результате общей местной пластической деформации и местного сильного упрочнения прочность образца концентратором всегда выше, чем гладкого.

В случае хрупкого разрушения надрезанный образец имеет значительно меньшую прочность, крайне непостоянную по величине. Поэтому испытание надрезанных образцов с определением не вязкости разрушения, а предела прочности не вполне целесообразно, так как при вязком разрушении получают завышенные значения прочности, а при хрупком — ненадежные и нестабильные значения. При столь большом значении концентратора на результаты испытания хрупких материалов оказалось, что в этом случае важное значение имеют многие моменты, не оказывающие влияния на результаты испытания мягких материалов (состояние поверхности, технология изготовления образцов, соосность захватов машины и др.). Практически эти моменты не сказываются при испытании материалов с прочностью до 1500 МПа (при $\psi > 40$ %).

При испытании высокопрочных материалов ($\sigma_в > 1500 \div 2500$ МПа) требуется осторожность в выполнении испытания, подготовке машины для испытания и изготовлении образцов.

Технология испытания на растяжение материалов с прочностью выше 2500 МПа разработана еще недостаточно, а к сведениям о таких прочностях следует относиться с большой осторожностью. В этом случае, чаще вследствие недостаточной пластичности, переходят на другие более мягкие виды испытания — сжатие, изгиб, кручение (первые два проводятся на той же машине, что и растяжение, кручение на специальной машине.) Получают те же характеристики прочности, что и при растяжении ($\sigma_{0,2сж}$, $\sigma_{всж}$ и т. д.), но разумеется, количественно отличные (вследствие иного напряженного состояния); при этом получают и другие показатели пластичности (Стрела прогиба при изгибе, угол закручивания до разрушения при кручении).

Для стали и других конструкционных материалов испытание на растяжение является основным и оно применяется чаще, чем другие виды нагружения.

Весьма часто для определения прочности пользуются простым, не разрушающим изделие (образец), упрощенным методом — измерением твердости.

Под *твердостью* материала понимается сопротивление проникновению в него постороннего тела, т. е. по сути дела твердость тоже характеризует сопротивление деформации. Существует много методов определения твердости. Наиболее распространенным является *метод Бричелля* (рис. 59, *а*), когда в испытуемое тело под действием силы P внедряется шарик диаметром D. Число твердости по Бричеллю НВ есть нагрузка P, деленная на сферическую поверхность отпечатка (с ди-

аметром d). При *методе Роквелла* (рис. 59, *б*) индентором служит алмазный конус (иногда маленький стальной шарик), числом твердости называется величина, обратная глубине вдавливания (h). Имеются три шкалы. При испытании алмазным конусом при $P = 150$ кгс получаем твердость HRC, то же при $P = 60$ кгс — HRA и при вдавливании стального шарика при $P = 100$ кгс — HRB.

При *методе Виккерса* (рис. 59, *в*) вдавливается алмазная пирамида и, измерив диагональ отпечатка (d), судят о твердости (HV).

Метод HB и HRB применяют для мягких материалов, а HRC — для твердых, а метод HRA и HV для тонких слоев (листов).

Между различными методами существует корреляция, хотя и не очень точная По соответствующим таблицам, зная значения твердости, полученное одним способом можно определить, какому числу твердости другого метода оно соответствует, в том числе и методу Бринелля (см Приложение).

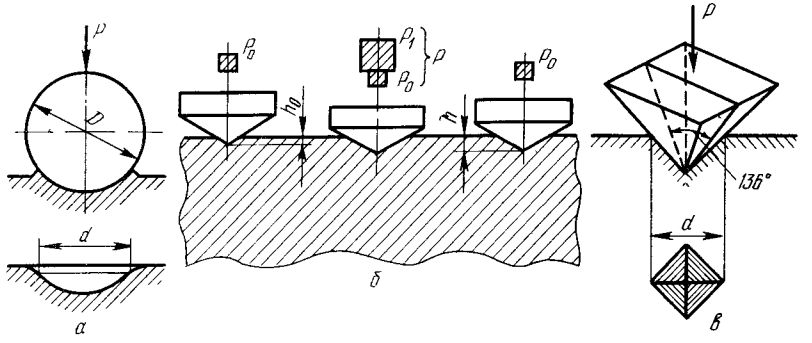


Рис. 59. Схемы испытания на твердость:
***а* — по Бринеллю; *б* — по Роквеллу; *в* — по Виккерсу**

Число твердости по Бринеллю примерно в три раза больше, чем предел прочности растяжения. Другими словами, если 300HB, то прочность этого сплава примерно равна 100 кгс/мм². Этот пересчет не точный (ориентировочный) и неприменим для хрупких материалов; возможны отклонения, правда, редко превышающие 10 % от действительного значения прочности.

Описанные методы твердости характеризуют среднюю твердость сплава. Для того, чтобы определить твердость отдельных структурных составляющих сплава, надо резко локализовать деформацию, вдавливать алмазную пирамиду на определенное место, найденное на шлифе при увеличении в 100—400 раз под очень небольшой нагрузкой (от 1 до 100 гс) с последующим измерением под микроскопом диагонали отпечатка Полученная характеристика (H) называется *микротвердостью* и характеризует твердость определенной структурной составляющей.

Так как при методе Бринелля, значение твердости определяют отношением нагрузки P (кгс) на поверхность отпечатка (мм²), то твердости может быть приписана размерность (как и прочности) кгс/мм².

Однако при деформации вдавливанием напряжение неравномерно распределялось по поверхности во время испытания, поэтому такое деление (нагрузка на поверхность отпечатка) не имеет четкого физического смысла. Поэтому лучше не давать твердости указанной размерности, а само измерение твердости считать как технологическую пробу, косвенно характеризующую прочность.

Широко применяют многочисленные технологические пробы на пластичность (в том числе технологическую пластичность «ковкость»). К ним относится испытание на осадку под молотом, испытание на загиб вокруг оправки, испытание на гиб с перегибом, выдавливание (по Эриксену) и т. д.

Определение надежности (испытание на удар). Для установления степени надежности материала необходимо определение сопротивления разрушению: вязкому ($a_р$), хрупкому ($T_н - T_н$ или T_{50}) или вязкости разрушения (K_{Ic}). Об определении K_{Ic} коротко говорилось ранее, об определении сопротивления разрушению при ударных испытаниях, получивших в особенности за последнее время широкое

распространение, скажем немного подробнее. Практически оказалось удобнее разрушать образец ударом при его изгибе и фиксировать место разрушения надрезом.

Проще определять не усилие, затраченное на разрушение образца (хотя и это вполне возможно), а работу, причем эту работу делить на поперечное сечение образца. Последнее является напрасным занятием, так как работа, затраченная на разрушение, не пропорциональна сечению. Если затраченную работу разделить на поперечное сечение, которое у всех стандартных образцов (ГОСТ 9454—78) одинаковое (0,8 см²), получаем удельную работу разрушения или ударную вязкость $a_н = A_н/F_0 = A_н \cdot 10^2/0{,}8$ кДж/м².

Разрушение образца, расположенного на двух опорах, осуществляют ударом маятника копра (рис. 60).

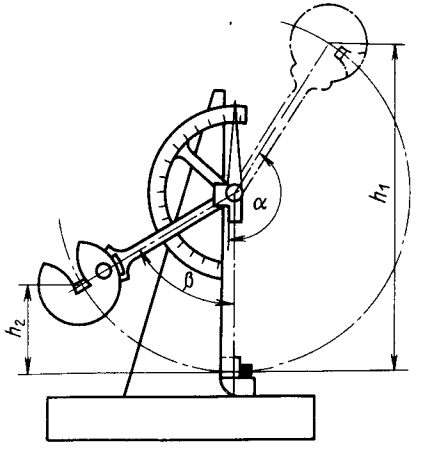


Рис. 60. Схема копра для испытания на удар

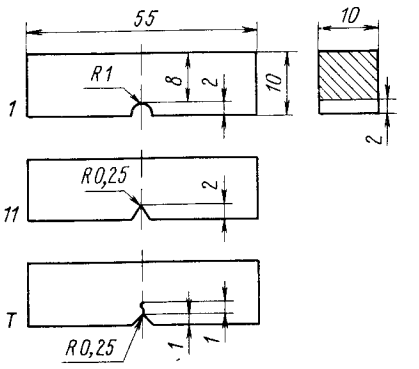


Рис. 61 Образцы для испытания на удар

Испытание проводят чаще всего на одном из приведенных на рис. 61 видов образцов (из них первые два — стандартные) при одинаковом сечении (10×10 мм), которые имеют надрез глубиной в 2 мм (поэтому сечение нетто 8×10 мм), но разной остроты: $r = 1$ мм), $r = 0{,}25$ мм и $r = 0{,}0$ мм.

В последнем случае надрез глубиной в 1 мм делается механически и затем создается усталостная трещина тоже глубиной в 1 мм.

Полученную на разных образцах по ГОСТ 9454—78 ударную вязкость обозначают:

Образец	Обозначение
I	a_1
II	a_{11} или $a_{0,25}$
С трещиной	$a_{ту}$

Работа разрушения образца $a_н$ складывается, как указывалось выше, из двух составляющих — работы зарождения трещины ($a_з$) и работы распространения трещины ($a_р$), т. е. $a_н = a_з + a_р$. При ударных испытаниях лучше определять не полную работу разрушения, а работу распространения трещины, так как она характеризует надежность материала.

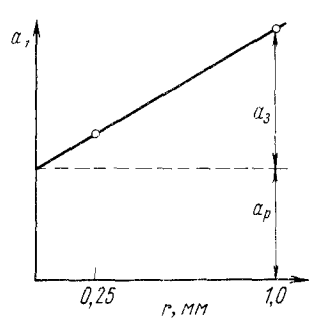
Под работой зарождения трещины понимают работу, затраченную на макродеформацию образца до зарождения на дне надреза трещины. Эта величина ($a_з$) для данного материала пропорциональна деформированному объему металла, а последнее пропорционально остроте надреза.

Отсюда, испытывая образцы с разной остротой надреза и экстраполируя полученные значения на нуль радиуса надреза (рис. 62), получим ударную вязкость образца с надрезом равным нулю, или с трещиной, т. е. работу распространения трещины ($a_р$)[1].

[1] $a_т = a_р$ при отсутствии макродеформации образца с трещиной, если она имеется, то $a_т > a_р$.

Работу распространения трещины можно получить прямым испытанием (по Л. Б. Фридману и Б. А. Дроздовскому) образцов с заранее нанесенной трещиной (см. рис. 61). Очевидно, при испытании такого образца получаемая ударная вязкость равна работе распространения, так как трещина готова и $a_з = 0$. Оба метода дают практически одинаковые значения $a_р$, и использование того или иного метода определяется практической целесообразностью.

При испытании на удар с определением $a_р$ необходимо проанализировать вид излома. Излом должен быть полностью вязким (волокнистым, ямочным), т. е. испытание должно быть выше порога хладноломкости (выше $T_в$). Если испытание проводили при температурах, лежащих внутри порога хладноломкости ($T_в$—$T_н$) (см. рис. 54), то работа распространения не имеет полного значения, так как она была затрачена только на образование участков с вязким изломом.



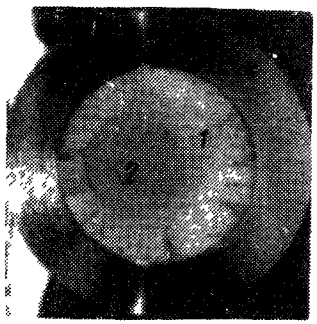


Рис. 62. График для определения работы распространения трещины методом экстраполяции

Рис. 63. Усталостный излом:
1 **— усталостная зона;** *2* **— зона «долома»**

В этом случае $a_р^t = Ba_р$ (t показывает температуру испытания), где B — доля волокна в изломе, а $a_р$ — полная работа распространения трещины.

Выше $T_в$ величина $B = 1$ и $a_р^t = a_р$, ниже $T_н$ $B = 0$ и $a_р = 0$. Ударное испытание ниже $T_н$ не имеет смысла, так как во всех случаях $a_р = 0$.

Для определения сопротивления хрупкому разрушению (напомним, что $a_р$ характеризует сопротивление вязкому разрушению, путаница в том, кто что характеризует, приводит не так уже редко к всевозможным недоразумениям) необходимо найти положение порога хладноломкости.

Построение сериальных кривых ударной вязкости во многих случаях не позволяет определить положение порога (см. рис. 54), тогда как кривые, характеризующие изменение содержания волокна в изломе (%), позволяют найти искомые температуры: $T_в$ (T_{90}); $T_н$ (T_{10}) или T_{50}.

Другими словами, при построении сериальной кривой важно изменение вида излома (содержание вязкой составляющей, %).

К сожалению, важные характеристики $a_р$ и T_{50} находятся после достаточно трудоемких и многообразцовых испытаний. Поэтому при массовых приемо сдаточных испытаниях проводят испытание на одном типе образца, при одной, реже двух температурах. При этом определяют, проходит ли по кондиции материал. Например, норма по техническим условиям $a_1^{-40} \geqslant 400$ кДж/м². Это значит, что при ударной вязкости при —40 °С a_1 более 400 кДж/м² материал годен, а менее 400 кДж/м² — не годен.

Из трех типов образцов (см. рис. 61) рекомендуется пользоваться образцом типа II ($a_{0,25}$), так как этот образец лучше характеризует работу распространения, чем образец типа 1.

Долговечность материала определяют испытанием на усталость, ползучесть, износ, коррозию и другими методами.

При знакопеременной нагрузке разрушение может происходить постепенно при напряжениях меньших, чем предел прочности. Этот процесс постепенного разрушения (усталость) заключается в том, что поверхность, как наиболее нагруженная часть сечения (при изгибе, кручении), претерпевает микродеформацию, а затем в наклепанной (упрочненной деформацией) зоне возникает трещина, которая постепенно развивается. Пораженная трещинами часть сечения не несет нагрузки, а оставшаяся часть сечения непрерывно уменьшается, пока не выдержит нагрузки и произойдет мгновенное разрушение.

Таким образом, усталостное разрушение характеризуется особым видом излома (рис. 63), состоящем из двух зон — зоны усталости (*1* на рис. 63) и зоны долома (*2* на рис. 63).

Испытание на усталость чаще всего осуществляют на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложенной постоянной изгибающей нагрузкой. Нагрузка (растяжение—сжатие) изменяется по синусоиде или другому закону. Определив при данном напряжении время (число циклов) до разрушения, наносят точку на график и испытывают при другом напряжении. В результате получают кривую усталости (рис. 64) (сплошная линия). На этой кривой мы видим, что существует напряжение, которое не вызовет усталостного разрушения, это так называемый «*предел выносливости*» (σ_{-1}, $\sigma_ц$). При напряжениях ниже σ_{-1} деталь может работать сколь угодно долго. Но это может быть не всегда необходимо и даже нецелесообразно, так как слишком малы допустимые напряжения ($\sigma_{рабоч} < \sigma_{-1}$) и большие получаются сечения. В этом случае берут напряжения, которые больше σ_{-1}, и заранее известно, что через какое-то время деталь разрушится от усталости (поэтому до разрушения ее надо заменить). Это характеризует случай так называемой *ограниченной выносливости*. При таких напряжениях работают, например, железнодорожные рельсы. Существенно важно вовремя снять рельс с пути, чтобы избежать поломки и крушения поезда.

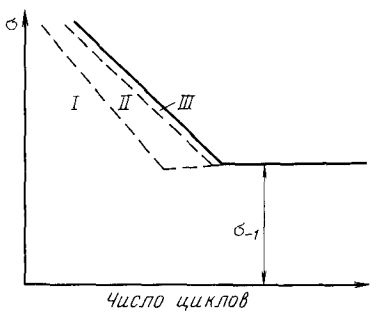


Рис. 64. Кривая усталости

Усталостное разрушение происходит в три этапа — постепенное накопление напряжений до возникновения трещины (рис. 64) — зона *I*, распространение трещины — зона *II*, долом — зона *III*. Важно при работе в зоне ограниченной выносливости (выше σ_{-1}) не только, чтобы время до зарождения трещины (зона *I*) было бы возможно больше, но и чтобы зона *II* была бы возможно шире, чтобы было время обнаружить усталостную трещину и снять деталь с эксплуатации.

Наличие на поверхности детали напряжений сжатия затрудняет образование трещин усталости, повышая предел усталости и расширяя время до разрушения в зоне ограниченной выносливости (повышает так называемую «живучесть»).

Наоборот, концентраторы (в том числе даже шероховатость поверхности), создавая напряжения растяжения, понижают предел выносливости и живучесть.

Разрушение от усталости при температурах ниже порога хладноломкости происходят очень быстро после появления трещины; другими словами, в хрупком состоянии зоны *II* и *III* очень малы, хотя зона *I* может быть достаточно значительной, а σ_{-1} иметь большое значение.

Другой вид постепенного разрушения — это разрушение от износа— явление столь же частое, как и разрушение от усталости. *Износ* является следствием трения двух поверхностей. В процессе трения у менее износостойкого материала (обычно, но не всегда, менее твердого) износ больше. Износ состоит в отрыве отдельных частиц. Важное значение при износе имеет химическое и физическое взаимодействие трущихся пар.

В *лабораторных условиях* обычно износостойкость определяют взвешиванием образца до испытания и после и износостойкость характеризуют потерей массы ($г \cdot м^2/ч$, где г — потеря массы в граммах; $м^2$ — поверхность износа, ч — время изнашивания). Износостойкость весьма сильно зависит от условий трения

В одних случаях материал *A* может быть лучше материала *B*, в других — наоборот

И в этом случае, как и во многих других, но при износе особенно, лабораторные испытания неадекватны натурным.

6. Наклеп

Вернемся к рассмотрению зависимости между напряжением и деформацией (рис. 41). Если нагрузка не превысила точки *A* (условный предел текучести), то после ее устранения изменений в металле не произойдет, но если нагрузка превысила предел текучести и напряжения, например, бы[illegible] равны σ_1, то после снятия нагрузки останется деформация, равная *a*. Если затем опять нагружать металл, то способность его к пластической деформации уменьшится, предел текучести повысится до значения σ_1; т. е. чтобы вызвать пластическую деформацию, следует приложить большие напряжения. Это значит, что металл стал прочнее. Упрочнение металла под действием пластической деформации называется *наклепом*, или *нагартовкой*.

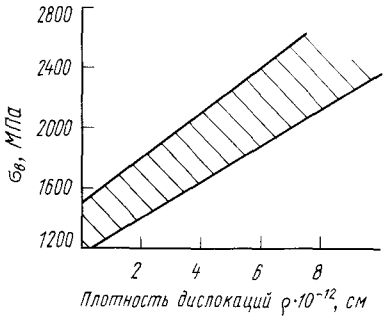


Рис 65 Изменение прочности в зависимости от плотности дислокаций (высокопрочная сталь)

Из сказанного выше уже известно, что пластическая деформация осуществляется путем перемещения дислокаций.

Пара движущихся дислокаций порождает сотни и сотни новых, в результате этого плотность дислокаций повышается, что и приводит к упрочнению (повышению предела прочности) — рис. 65.

График изменения механических свойств в зависимости от степени пластической деформации меди и алюминия показан на рис. 66. По мере увеличения степени деформации (уменьшения поперечного сечения) предел прочности ($\sigma_в$) растет, а относительное удлинение (δ) падает. Пластическая деформация вносит существенные изменения в строение металла.

Кристаллическая структура пластически деформированного металла характеризуется не только искажением кристаллической решетки, но и определенной ориентировкой зерен — *текстурой*.

Беспорядочно ориентированные кристаллы под действием деформации поворачиваются осями наибольшей прочности вдоль направления деформации.

С увеличением деформации степень текстурованности возрастает и при больших степенях деформации достигает 100 %, т. е. все зерна оказываются одинаково ориентированными.

Не следует думать, что в результате деформации зерно измельчается. В действительности оно только деформируется, сплющивается и из равноосного превращается в неравноосное (в виде лепешки, блина), сохраняя ту же площадь поперечного сечения.

Многочисленные сдвиги демонстрируют смещение одной части кристалла относительно другой, протекающие по описанному выше дислокационному механизму. Они хорошо видны на полированном

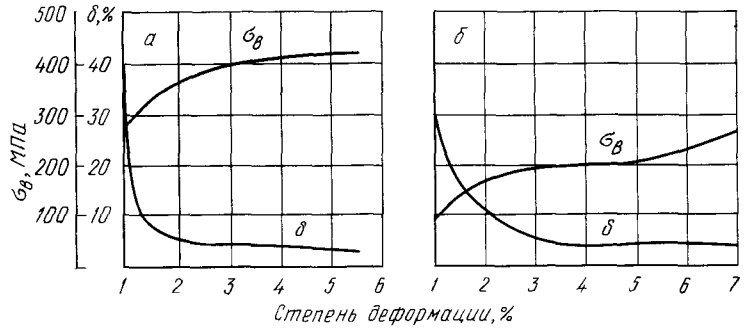


Рис 66. Изменение механических свойств меди (*а*) и алюминия (*б* в зависимости от степени пластической деформации

(до деформации) металле и часто именуются линиями Чернова—Людерса (см. рис. 42).

Такой характер пластического течения приводит к изменению внутризеренной структуры — дробятся блоки мозаики с одновременным увеличением степени их разориентировки.

Возрастает величина внутренних напряжений, ограниченных (локализованных) малыми объемами.

С увеличением деформации уменьшается плотность металла. На рис. 67 приведены результаты опытов по определению плотности разорванного образца чистого железа. После разрыва в месте шейки (участок *9*) деформация была максимальной, а у головки (участок *1*) почти отсутствовала. По мере приближения к более деформированным участкам плотность уменьшается.

Уменьшение плотности при большой степени пластической деформации обусловлено образованием пор внутри и между зернами (так называемая *деструкция*).

Начало заметного уменьшения плотности начинается при определенной величине деформации и на кривой растяжения может быть отмечена определенной точкой, которую обозначили буквой *D* (см. рис. 41).

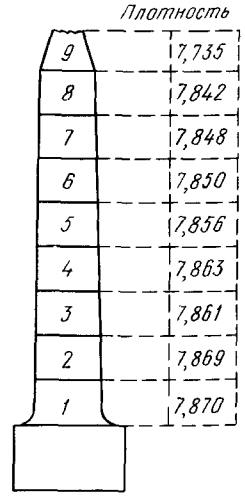


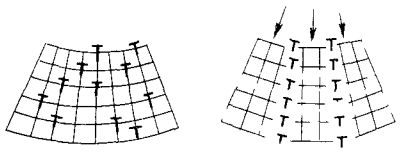
Рис. 67. Изменение плотности в зависимости от степени пластической деформации образца, подвергнутого растяжению

Таким образом, пластическая деформация вызывает изменение внутреннего строения зерна и его формы, а после определенной ее величины и уменьшение плотности из-за образования несплошностей (пор).

7 Влияние нагрева на строение и свойства деформированного металла (рекристаллизационные процессы)

Пластическая деформация приводит металл в структурно неустойчивое состояние (см. гл. II). В нем могут происходить явления, возвращающие металл в более устойчивое структурное состояние.

К таким явлениям относятся снятие искажений кристаллической решетки, уменьшение внутренних напряжений и другие процессы, связанные с нагревом до высокой температуры, при которой возможно перемещение атомов (уже небольшой нагрев (для железа 300—400 °С) снимает напряжения решетки, вызванные искажением ее периодичности). Эти процессы, уменьшение плотности дислокаций в результате их взаимного уничтожения, так называемая *аннигиляция* (слияние близко расположенных противоположных дислокаций), уменьшение количества вакансий и т. п. Таким образом, деформированного металла, размытые вследствие искажения решетки и нарушений ее правильности, вновь становятся четкими. Снятие искажений решетки в процессе нагрева деформированного металла называется *возвратом* или *отдыхом*. В результате этого процесса твердость и прочность несколько понижаются (на 20—30% по сравнению с исходными), а пластичность возрастает.



а *б*

Рис. 68. Образование и исчезновение дислокаций

Наряду с этим также и при отдыхе (возврате) может происходить еще так называемый *первичный рекристаллизационный процесс*, заключающийся в том, что беспорядочно расположенные дислокации собираются в ограничивающие стенки (рис. 68, *в*), образуя систему структур (рис. 68, *г*), которая может оставаться неизменной и затруднять процессы, развивающиеся при более высокой температуре.

Рекристаллизация — это образование новых зерен, протекает при более высоких температурах, чем возврат и полигонизация, может начаться с заметной скоростью, если нагреть выше определенной температуры. Сопоставление температур рекристаллизации различных металлов показывает, что между ними и абсолютной температурой плавления существует простая зависимость: $T_р = aT_п$ (где $T_р$ — абсолютная температура рекристаллизации, $T_п$ — абсолютная температура плавления, a — коэффициент, зависящий от чистоты металла). Чем выше чистота металла, тем ниже температура рекристаллизации. У металлов обычной технической чистоты $a = 0{,}3$—$0{,}4$. Температура рекристаллизации сплавов, как правило, выше температуры рекристаллизации чистых металлов и в некоторых случаях достигает $0{,}8T_п$. И обратно, очень чистые металлы имеют очень низкую температуру рекристаллизации $0{,}2T_п$ и даже $0{,}1T_п$.

После того как рекристаллизация (I стадия) завершена, строение металла и его свойства становятся прежними, т. е. которые он имел до деформации.

Схема процессов, происходящих при нагреве наклепанного металла, представлена на рис. 69.

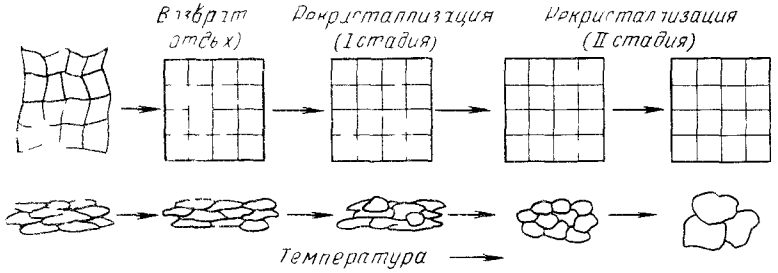


Рис. 69. Схема изменения строения наклепанного металла при нагреве

Используя коэффициент a, легко подсчитать температуру рекристаллизации металлов обычной чистоты: для железа она будет около 450 °С, для меди около 270 °С, для алюминия около 50 °С. Для таких легкоплавких металлов, как цинк и свинец, температура рекристаллизации ниже комнатной.

Кроме чистоты металла, минимальная температура рекристаллизации зависит и от степени предшествующей деформации. Чем больше степень деформации, и, следовательно, искажена структура, тем менее она устойчива, тем больше ее стремление принять более устойчивое состояние. Следовательно, большая степень деформации облегчает процесс рекристаллизации и снижает минимальную температуру рекристаллизации.

Температура рекристаллизации имеет важное практическое значение. Чтобы восстановить структуру и свойства наклепанного металла (например, при необходимости продолжить обработку давлением путем прокатки, протяжки, волочения и т. п.), его надо нагреть выше температуры рекристаллизации. Такая обработка называется *рекристаллизационным отжигом* (подробнее см. гл. XI).

Пластическое деформирование выше температуры рекристаллизации, хотя и приводит к упрочнению, но это упрочнение устраняется протекающим при этих температурах процессом рекристаллизации. Следует отметить, что рекристаллизация протекает не во время деформации, а сразу после ее окончания и тем быстрее, чем выше температура. При очень высокой температуре, значительно превышающей температуру рекристаллизации, она завершается в секунды и даже доли секунд.

Следовательно, при пластическом деформировании выше температуры рекристаллизации упрочнение и наклеп металла, если и происходят, то будут немедленно сниматься динамической рекристаллизацией. Такая обработка, при которой нет упрочнения (наклепа), называется *горячей обработкой давлением*. Обработка давлением (пластическая деформация) ниже температуры рекристаллизации вызывает наклеп и называется *холодной обработкой*.

Следовательно, пластическое деформирование железа при 600 °С следует рассматривать как горячую обработку, а при 400 °С — как холодную. Для свинца и олова пластическое деформирование даже при комнатной температуре является по существу горячей обработкой, так как температура 20 °С выше температуры рекристаллизации этих металлов. Эти металлы в практике называют ненаклепываемыми, хотя при деформировании у них образуются линии сдвига (что показывает, например, характерный хруст оловянной пластинки при ее изгибании).

При горячей обработке металла, чтобы увеличить его пластичность, а также чтобы устранить возможность наклепа, применяют температуры, значительно превосходящие минимальную температуру рекристаллизации.

В других случаях наоборот, приближают температуру деформации к температуре рекристаллизации. В этом случае уменьшается деструкция и склонность к локализованной деформации (см. выше стр. 64 четвертый вид сверхпластичности).

Для отжига наклепанного материала в производственных условиях применяют более высокие температуры, чем минимальная температура рекристаллизации, для обеспечения большей скорости рекристаллизационных процессов. В табл. 11 приведены теоретические температуры рекристаллизации, температуры, при которых в производственных условиях осуществляют рекристаллизационный отжиг, а также температуры горячей обработки давлением.

Таблица 11. Температура рекристаллизации и горячей обработки металлов давлением

Металл	Температура, °С		
	рекристаллизации (теоретическая при $a = 0{,}1$)	рекристаллизационного отжига	горячей обработки давлением
Железо	450	600—700	1300—800
Сталь	450	600—700	1300 (1100)—800
Медь	270	450—500	800—600
Латунь	250	400—500	750—600
Алюминий	50	250—350	460—350
Молибден	900	1400—1600	1400—2000

В соответствии с описанными выше процессами изменения строения наклепанного металла при его нагреве следует ожидать и соответствующего изменения свойств. По мере повышения температуры твердость сначала слегка снижается вследствие явлении возврата. После отжига при температуре, несколько превышающей температуру рекристаллизации, твердость резко падает и достигает исходного значения (значения твердости до наклепа). Эта температура и есть минимальная температура рекристаллизации, или *порог рекристаллизации* (рис. 70). Аналогично изменению твердости изменяются и другие показатели прочности (предел прочности, предел текучести). На рис. 70 показаны также изменения пластичности (δ). Низкая температура нагрева и происходящий при ней возврат несколько повышают пластичность, но лишь рекристаллизация восстанавливает исходную (до наклепа) пластичность металла.

Изменения микроструктуры при нагреве наклепанного металла показаны на рис. 71.

Исходная структура нагартованной латуни[1] показана на рис. 71, *а*. Видны вытянутые зерна с большим числом сдвигов. Невысокий нагрев, вызывающий небольшое снижение твердости вследствие возврата, существенно не изменяет микроструктуры (рис. 71, *б*). Нагрев до 350 °С приводит зерна металла почти к равноосному состоянию вследствие рекристаллизации. Эта температура, очевидно, лежит несколько выше порога рекристаллизации (но незначительно), так как размер зерен невелик. Более высокая температура (550—600 °С) вызывает рост зерна.

Процесс рекристаллизации можно разделить на два этапа:

1) первичная рекристаллизация, или рекристаллизация обработки, когда вытянутые вследствие пластической деформации зерна превращаются в мелкие округлой формы беспорядочно ориентированные зерна;

2) вторичная, или собирательная рекристаллизация, заключающаяся в росте зерен и протекающая при более высокой температуре.

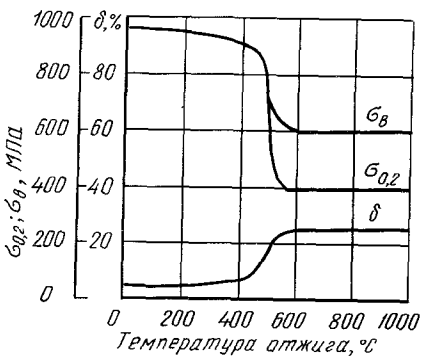


Рис 70 Изменение механических свойств наклепанного металла в зависимости от температуры отжига

Серия микроструктур, приведенная на рис. 72, показывает типичный процесс роста зерен (собирательная рекристаллизация). На рис 72, *а* представлена структура сплава (твердый раствор хрома в никеле) после окончания первичной рекристаллизации. Видны мелкие равноосные зерна. Повышение температуры приводит к росту отдельных зерен за счет мелких; получается структура, состоящая из отдельных крупных зерен, окруженных мелкими (рис. 72, *б*). Дальнейшее повышение температуры еще увеличивает число крупных зерен (рис. 72, *а*), пока, наконец, мелкие зерна не окажутся «поглощенными» крупными, и вся структура тогда будет состоять из крупных зерен (рис 72, *г*).

Процессы первичной и вторичной рекристаллизации имеют ряд особенностей.

Первичная рекристаллизация заключается в образовании новых зерен. Это обычно мелкие, можно даже сказать очень мелкие зерна, возникающие на поверхностях раздела крупных деформированных зерен. Хотя в процессе нагрева и происходили внутризеренные процессы устранения дефектов (возврат от них), все же они, как правило, полностью не заканчиваются, с другой стороны, вновь образовавшееся зерно уже свободно от дефектов.

К концу первой стадии рекристаллизации можно получить структуру, состоящую только из таких зерен, т. е. очень мелких зерен, в поперечнике имеющих размер в несколько микрон. Но в этот моменг

[1] Латунь — сплав меди и цинка, см. гл. XXVII.

наступает процесс вторичной рекристаллизации, заключающейся, как говорилось раньше, в росте зерен.

Рост кристаллов — процесс самопроизвольный, определяемый стремлением системы к уменьшению запаса внутренней энергии.

Если принять, что в единице поверхности заключена поверхностная энергия определенной величины, то укрупнение зерна, т. е.

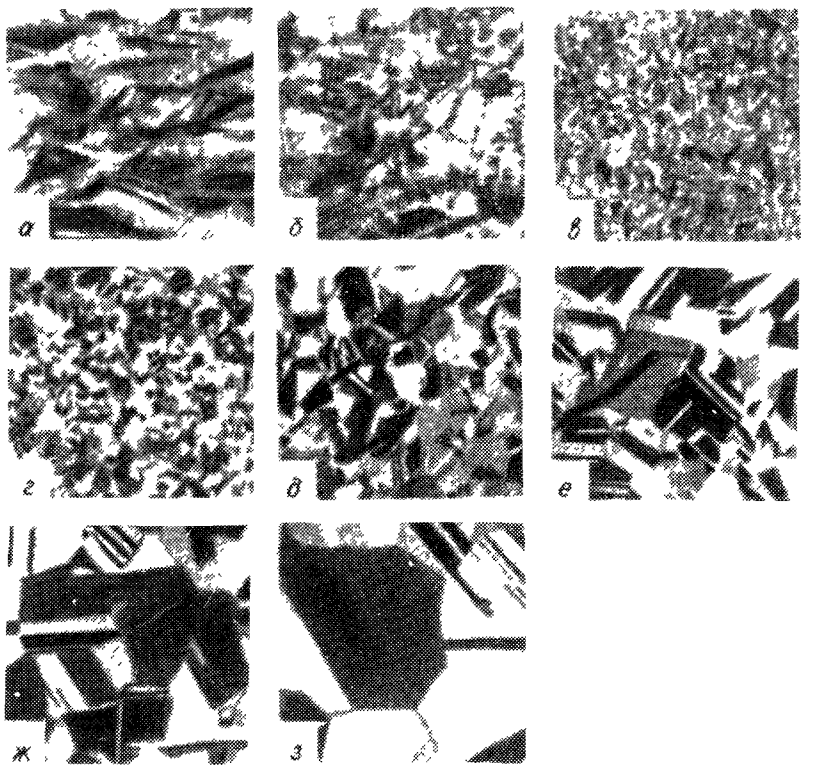


Рис. 71. Изменение микроструктуры наклепанной латуни в зависимости от температуры нагрева, °С, ×100:
а — без нагрева; *б* — 300; *в* — 350; *г* — 450; *д* — 550; *е* — 650; *ж* — 750; *з* — 800

получение из нескольких мелких зерен меньшего числа крупных, приводит к уменьшению суммарной поверхности зерна («внутренней поверхности») и, следовательно, к уменьшению запаса свободной энергии в системе.

Важно знать, по какому механизму растет зерно, так как от размера зерна зависят многие свойства, а зная механизм роста зерна, можно регулировать его размеры термической обработкой.

Возможны три существенно различных механизма роста зерна:

1) зародышевый — состоящий в том, что после первичной рекристаллизации вновь возникают зародышевые центры новых кристаллов, и их рост приводит к образованию новых зерен, но их меньше,

чем зерен в исходном состоянии, и поэтому после завершения процесса зерна в среднем станут крупнее;

2) миграционный — состоящий в перемещении границы зерна и увеличении его размеров (рис. 73). Так как крупное зерно термодинамически устойчивее мелкого (отношение S/V у него меньше, где

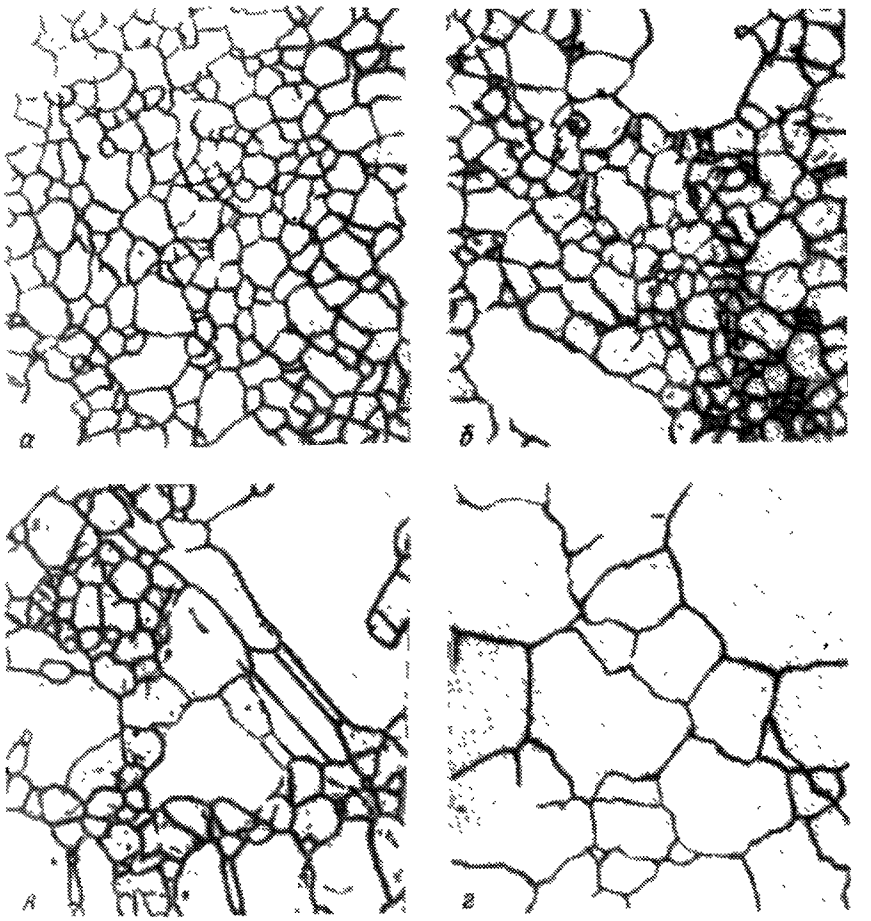


Рис. 72. Процесс роста зерна при рекристаллизации (×100)

S — поверхность, а V — объем), то растут крупные зерна за счет «поедания» мелких зерен;

3) слияние зерен — состоящее в постепенном «растворении» границ зерен и объединении многих мелких зерен в одно крупное (рис. 74).

Первый «зародышевый» процесс, по-видимому, реализуется весьма редко (образование новых зерен из рекристаллизованных энергетически маловероятно). Миграция границ зерен является диффузионным процессом, скорость его определяется

скоростью самодиффузии, и поэтому этот процесс имеет преимущественное значение при высокой температуре, значительно выше температуры рекристаллизации.

Слияние зерен не требует для своего осуществления значительных диффузионных процессов, и, главное, процесс слияния может происходить одновременно по всем (или многим) поверхностям межзеренного раздела. Межзеренные границы являются,

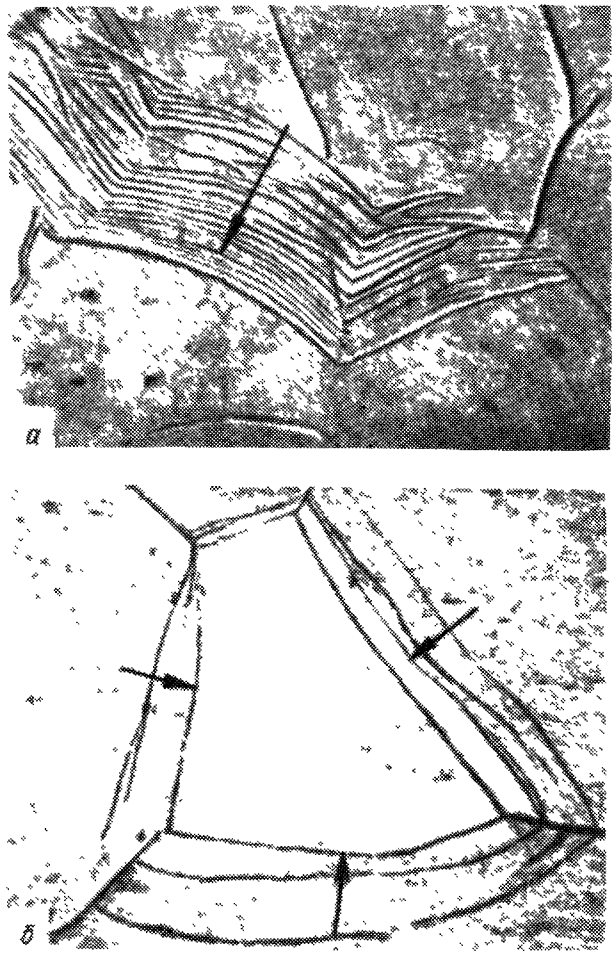


Рис. 73. Миграция границ зерна (стрелками показано скачкообразное движение границы зерна):
а — оловянистая бронза, ×225; *б* — тантал, ×100

как об этом уже говорилось, сосредоточением различных дефектов, дислокаций в первую очередь. Аннигиляция этих дефектов по сути дела есть уничтожение границ зерен. Следовательно, процесс роста зерен путем слияния происходит при более низкой температуре, чем рост зерен путем миграции и, как показывает практика, приводит к образованию очень крупных зерен.

Для незавершенного процесса слияния характерно наличие структуры, состоящей из небольшого числа крупных зерен и большого

числа мелких (рис. 74, *г*). Такая *разнозернистая структура* не обладает стабильными и высокими свойствами.

Из сказанного следует заключить, что процесс слияния вредно отражается на структуре и, следовательно, и свойствах, так как может привести к крупнозернистости (при завершении процесса) или к разнозернистости (при незавершении процесса), и тогда следует принять меры, предупреждающие это.

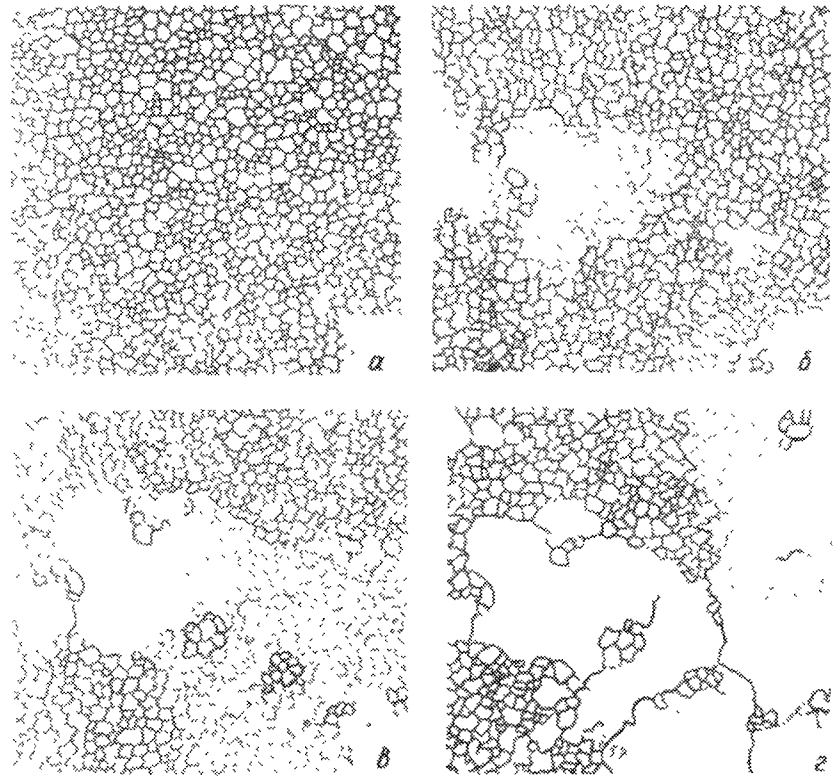


Рис. 74. Процесс слияния зерен:
а — начальная стадия; *б*, *в* — постепенное растворение границ; *г* — конечная стадия

Какой из перечисленных двух основных механизмов роста зерна реализуется, зависит от температуры: при более низкой температуре рост зерна происходит за счет слияния, при более высокой — за счет миграции границ, а также и от исходного структурного состояния, в частности от степени, предшествующей пластической деформации.

При малой степени деформации насыщенность дефектами незначительна и поэтому образование новых, свободных от дефектов, рекристаллизованных зерен не дает значительного эффекта в смысле выигрыша в свободной энергии. Поэтому при малой степени деформации первичная рекристаллизация осуществляется с трудом

(при высокой температуре), и роста зерна при вторичной рекристаллизации почти не происходит.

При некоторой сравнительно небольшой степени пластической деформации создается сравнительно небольшая плотность дислокаций в основном по границам зерен, обеспечивающая преимущественное развитие процесса роста зерна по механизму слияния, что при завершенности процесса приводит к очень сильному росту зерна (рис 75)

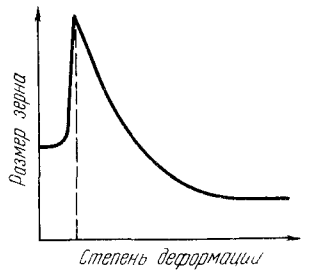


Рис. 75. Размер зерна после рекристаллизации в зависимости от степени предшествующей деформации (схема)

Степень деформации, обусловливающая преимущественное развитие процесса слияния и приводящая после нагрева к гигантскому росту зерна, называется *критической степенью деформации*. Она невелика и находится в пределах 3—8 % (обычно) Если после деформации осуществляется рекристаллизационный нагрев, то критической степени деформации следует избегать.

При сверхкритической деформации плотность дефектов такова, что механизм слияния затруднен. Рост зерна происходит в результате миграции границ, что при прочих равных условиях дает более мелкое зерно, чем то, какое получается при процессе слияния.

На рис. 76 представлена структура деформированного алюминия. Деформацию создавали растяжением, а затем металл рекристаллизовался при 350 °С в течение 30 мин. При отсутствии деформации (макроструктура сфотографирована без увеличения) структура настолько мелкозерниста, что отдельные зерна неразличимы

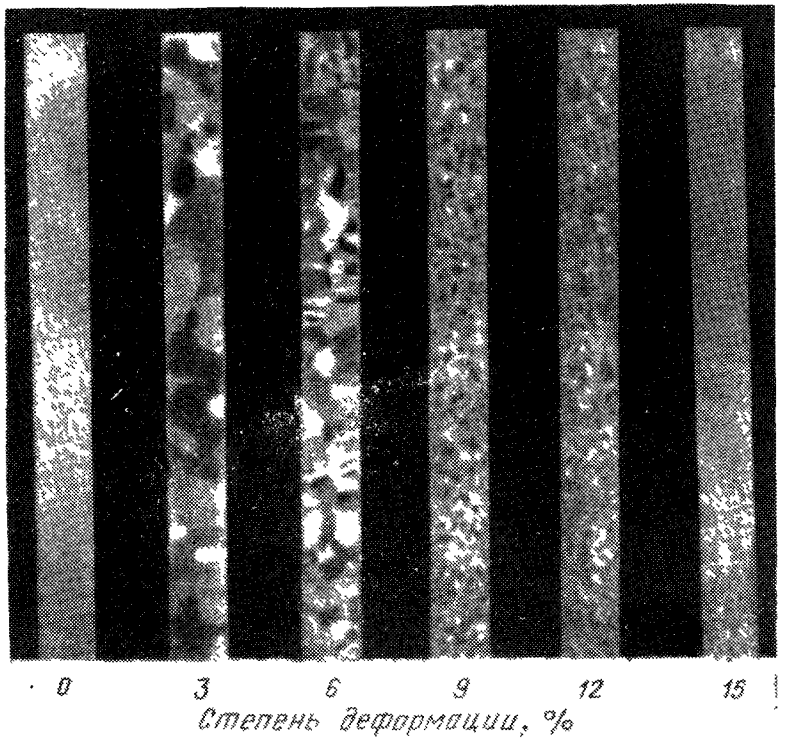


Рис. 76. Макроструктура алюминия после рекристаллизации (зависимость от степени деформации, %, указана у структур)

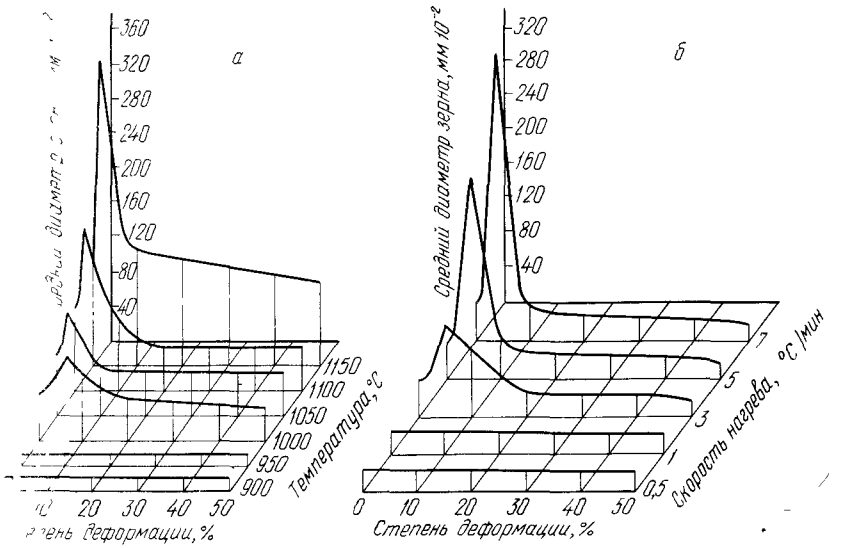


Рис. 77. Диаграмма рекристаллизации жаропрочного никелевого сплава
а — скорость нагрева 7 °С/мин; *б* — температура нагрева 1080 °С

без увеличения. Наиболее крупное зерно получается при минимальной деформации (остаточное удлинение 3 %), которая, очевидно, близка к критической деформации. По мере увеличения степени деформации размер зерна в рекристаллизованном металле уменьшается. Следовательно, средний размер зерна после рекристаллизации зависит от температуры рекристаллизации и степени деформации. Зависимость размера зерна рекристаллизованного металла от обоих этих факторов характеризуют так называемыми *полными диаграммами рекристаллизации*.

Для никелевого сплава такая диаграмма приведена на рис. 77, *а*, из которого видно, что размер зерна уменьшается по мере увеличения степени деформации и понижения температуры при рекристаллизационном отжиге.

Рост зерна наблюдается при нагреве выше температуры рекристаллизации, в данном случае выше 950 °С. Малые степени деформации (~5 %) приводят к интенсивному росту зерна, и чем выше температура нагрева, тем больше рост зерна. Однако такой интенсивный рост зерна в слабодеформированном металле наблюдается лишь при быстром нагреве. Если нагрев проводить медленно (рис. 77, *б*), то процесс полигонизации успевает произойти и рост зерна, состоящий в объединении (слиянии) многих зерен в одно крупное, не происходит. Протекает обычная рекристаллизация, т. е. возникновение центров и рост из них кристаллов, что не дает зерен-гигантов. Медленный нагрев может быть заменен ступенчатым, причем выдержка должна быть на 30—50 °С ниже температуры рекристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Рид В. Дислокации в кристаллах. Пер. с англ. М : Металлургиздат, 1957. 279 с

Коттрелл А. Дислокация и пластическое течение в кристаллах. М : Металлургиздат, 1958. 267 с.

Штейнберг С. С. Металловедение. Т. I, М.: Металлургиздат, 1961. 598 с.

Атомный механизм разрушения. Пер. с англ. (Материалы конференции) М. Металлургиздат, 1963 660 с

Чалмерс Б. Физическое металловедение. Пер. с англ. М : Металлургиздат, 1963. 455 с

Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов М : Металлургия, 1978 566 с.

Физическое металловедение, т. III. Под ред. *Р. Кана.* М : Мир, 1968. 484 с.

Структура и механические свойства металлов (Материалы конференции) М Металлургия, 1967. 384 с

Гуляев А. П. Ударная вязкость и хладноломкость конструкционной стали М.: Машиностроение, 1969 69 с

Макклинток Ф. и Аргон А. Деформация и разрушение материалов Пер с англ М : Мир, 1970. 443 с.

Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. Пер. с англ. М : Металлургия, 1971. 264 с.

Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Пер с англ. М : Мир 1972 409 с.

Вязкость разрушения высокопрочных материалов Пер. с англ М.. Металлургия, 1973. 304 с

Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М : Металлургия, 1974. 400 с.

Фридман Я. М. Механические свойства металлов. М : Машиностроение, 1974, Т. I 472 с., т. II 368 с.

Грабский М. В. Структурная сверхпластичность металлов. М.: Металлургия, 1975. 270 с.

Зеленова В Д. Механизм вязкого и хрупкого разрушения и методы оценки сопротивления разрушению металлов и сплавов М.: Машиностроение, 1975 40 с.

Раузин Я. Р., Шур Е. А. Конструктивная прочность стали. М.: Машиностроение, 1975. 57 с.

Разрушение: Пер. с англ. Т. I. М.: Мир, 1973. 613 с.; Т. II. М : Мир, 1975. 757 с.; Т. III. М : Мир, 1976. 776 с.; Т. IV. М.: Металлургия, 1976. 483 с

Коцальда С. Усталостное разрушение металлов. М : Металлургия, 1976. 454 с.

Гуляев А. П. Сверхпластичность стали. М.: Металлургия, 1982. 56 с.

Глава IV

СТРОЕНИЕ СПЛАВОВ

Под сплавом подразумевается вещество, полученное сплавлением двух или более элементов.

Возможны и другие способы приготовления сплавов — спекание, электролиз, возгонка (в этом случае вещества иногда называют *псевдосплавами*), но наиболее распространенным является производство сплавов путем сплавления разных веществ.

Сплав, приготовленный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами: называется *металлическим сплавом.*

Естественно, что строение металлического сплава (а о таких сплавах и будет идти речь в дальнейшем) более сложное, чем чистого

металла, и зависит главным образом от того, в какие взаимодействия вступают компоненты, составляющие сплав.

В твердом состоянии может не быть химического взаимодействия между компонентами — простыми веществами, образующими сплав. Тогда строение сплава является механической смесью отдельных частиц, зерен обоих компонентов.

Составляющие сплав вещества могут вступать в химическое взаимодействие, образуя *химические соединения*, или взаимно растворяться друг в друге, образуя растворы. Кроме растворов и химических соединений, возможно образование твердых фаз, которые не могут быть полностью отнесены к перечисленным и являются как бы промежуточными.

В этой главе рассмотрено взаимодействие компонентов [1] в металлических сплавах.

1. Механическая смесь

Механическая смесь двух компонентов A и B образуется, тогда когда они не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступают в химическую реакцию с образованием соединения При этих условиях сплав будет состоять из кристаллов A и B (рис. 78), отчетливо выявляемых на микроструктуре (если они достаточно крупного размера).

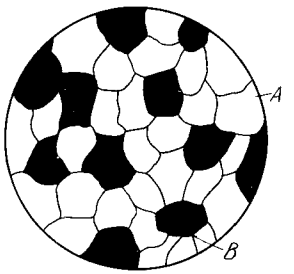


Рис 78 Микроструктура механической смеси (схема)

Рентгенограмма сплава покажет наличие двух решеток компонентов A и B. Если бы исследовать в таком сплаве отдельно свойства кристаллов A и кристаллов B, то они были бы тождественны свойствам чистых металлов A и B.

Механические свойства зависят от количественного соотношения компонентов, а также от размера и формы зерен, значения их — промежуточные между характеристиками свойств чистых компонентов (подробнее см гл. V, п. 13).

2. Химическое соединение

При образовании химического соединения: а) соотношение чисел атомов элементов соответствует стехиометрической пропорции, что может быть выражено простой формулой (в общем виде химическое соединение двух элементов можно обозначить A_nB_m); б) образуется специфическая (отличная от элементов, составляющих химическое соединение) кристаллическая решетка с упорядоченным расположением в ней атомов компонентов.

Химическое соединение также характеризуется определенной температурой плавления (диссоциации), скачкообразным изменением

[1] *Компоненты* — простые вещества, образующие сплав (см. с. 101).

свойств при изменении состава (так называемой *сингулярностью свойств*, см. гл. V, п. 13).

Так, в кристаллической решетке NaCl, приведенной на рис. 79, *а* и *б*, ионы натрия образуют решетку куба с центрированными гранями. Такую же решетку образуют и ионы хлора, но она сдвинута на половину периода против решетки из ионов натрия.

Естественно, что при этом выдерживается стехиометрическое соотношение Na : Cl = 1 : 1. Таким образом, даже в кристаллической решетке химического соединения нет молекул [1].

Стехиометрия соединения определяется упорядоченным расположением атомов. Если атом *A* окружен таким же числом атомов *B*, как число атомов *A*, окружающих атом *B*, то стехиометрическое соотношение выражается как *AB* (пример соединения NaCl).

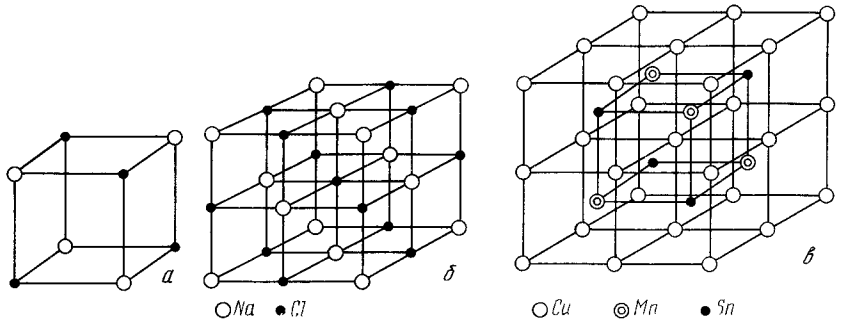


Рис. 79. Кристаллические решетки:
***а, б* — соединение NaCl; *в* — соединение Cu_2MnSn**

Если строение кристаллической решетки таково, что число атомов *A*, окружающих каждый атом *B*, вдвое меньше, чем число атомов *B*, окружающих атом *A*, то формула химического соединения будет AB_2 и т. д.

Если химическое соединение образуется только металлическими элементами, то в узлах решеток располагаются положительно заряженные ионы, удерживаемые электронным газом, т. е. в данном случае так называемая металлическая связь.

Такая связь не является жесткой, и поэтому при определенных условиях количество какого-либо элемента может быть большим или меньшим, чем это соответствует стехиометрическому соотношению элементов по формуле данного химического соединения.

По этой же причине образование химических соединений из металлических атомов не подчиняется закону валентности.

На рис. 79, *в* представлена кристаллическая решетка тройного химического соединения Cu_2MnSn. Элементарная ячейка Cu_2MnSn состоит из 8 атомов меди, 4 атомов марганца и 4 атомов олова.

[1] Следует все же отметить, что некоторые кристаллические вещества построены из четко различимых в структуре молекул. К числу таких молекулярных кристаллов относятся кристаллы многих органических веществ и т. д. Однако в металлических фазах такие молекулярные кристаллы не встречаются.

При образовании химического соединения металла с неметаллом возникает *ионная связь*

В результате взаимодействия элементов в этом случае атом металла отдает электроны (валентные) и становится положительным ионом, а атом металлоида принимает электроны на свою внешнюю оболочку и становится отрицательным ионом. В решетке химического соединения такого типа элементы удерживаются электростатическим притяжением.

Химический состав вещества при наличии этой связи обусловливается законом валентности — наличием свободных (валентных) электронов и достроенностью электронных орбит у вступающих в соединения элементов.

В соединениях такого типа связь жесткая и химический состав постоянный и точно соответствующий стехиометрическому соотношению, т. е. не может быть ни избытка, ни недостатка в атомах какого-либо из элементов, образующих такое химическое соединение; и оно не обладает металлическими свойствами. Часто встречается и обратная картина: неметалл (например углерод, азот) отдает металлу свои валентные электроны для заполнения внутренней недостроенной электронной полосы. Тогда соединение обладает металлическими свойствами и стехиометрическое соотношение не выдерживается.

3. Твердый раствор на основе одного из компонентов сплава

В жидком состоянии большинство металлических сплавов, применяемых в технике, представляет собой однородные жидкости, т. е. жидкие растворы. При переходе в твердое состояние во многих таких сплавах однородность сохраняется, следовательно, сохраняется и растворимость. Твердая фаза, образующаяся в результате кристаллизации такого сплава, называется *твердым раствором*.

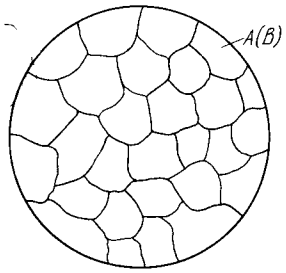


Рис. 80. [illegible] твердого [illegible]

Химический или спектральный анализ показывает в твердых растворах наличие двух элементов или более, тогда как по данным металлографического анализа такой сплав, как и чистый металл, имеет однородные зерна (рис. 80). Рентгеновский анализ обнаруживает в твердом растворе, как и у чистого металла, только один тип решетки.

Следовательно, в отличие от механической смеси твердый раствор является однофазным, состоит из одного вида кристаллов, имеет одну кристаллическую решетку. В отличие от химического соединения твердый раствор существует не при

определенном соотношении компонентов, а в интервале концентраций.

Строение твердых растворов на основе одного из компонентов сплава таково, что в решетку основного металла-растворителя входят атомы растворенного вещества. Здесь возможны два принципиально различных случая.

1. *Твердые растворы замещения.* Металл *A* имеет, например, решетку, изображенную на рис. 81, *а*. Растворение компонента *B* в металле *A* происходит путем частичного замещения атомов *A* атомами *B* в решетке основного металла (рис. 81, *б*).

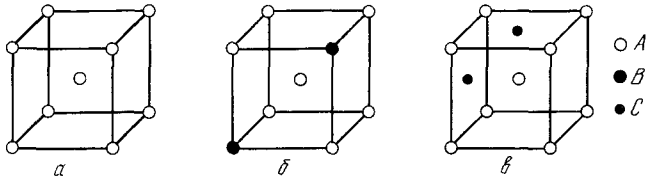


Рис. 81. Кристаллическая решетка о. ц. к.:
а — чистый металл; *б* — твердый раствор замещения; *в* — твердый раствор внедрения

2. *Твердые растворы внедрения.* Атомы растворенного вещества *C* располагаются между атомами *A*, как это схематически показано на рис. 81, *в*.

При образовании растворов внедрения и замещения атомы растворенного компонента распределяются в решетке растворителя беспорядочно.

Если раствор содержит в среднем *x* % компонента *B*, то в каком-то объеме металла может оказаться компонента *B* больше или меньше *x* % (рис. 82). Отклонения состава твердого раствора в отдельных, весьма малых объемах от среднего состава называются *флуктуациями*. Общая теория флуктуаций разработана польским ученым Смолуховским и широко используется в теоретическом металловедении. Вероятность существования участка с каким-то отклонением концентрации компонента *B* от средней тем меньше, чем больше величина этого отклонения.

Однако если мы примем во внимание огромное количество атомов, составляющих кристалл, то можно ожидать, что в объеме одного кристалла существует очень много малых по размеру участков с весьма значительным отклонением от среднего содержания.

Как впервые указал С. Т. Конобеевский, представления о флуктуациях весьма важны для понимания процесса зарождения кристаллов новой фазы, по концентрации сильно отличающейся от исходной [1].

При образовании твердого раствора сохраняется решетка одного из элементов и этот элемент называется *растворителем*. Атомы растворенного вещества искажают и изменяют средние размеры элементарной ячейки растворителя.

При образовании твердых растворов замещения периоды решетки изменяются в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя. Если атом растворенного элемента больше атома растворителя, то элементарная ячейка решетки увеличивается, если меньше, то сокращается. В первом приближении это изменение пропорционально концентрации растворенного компонента, выраженной в атомных процентах; однако отклонения от линейной зависимости бывают иногда довольно значительными.

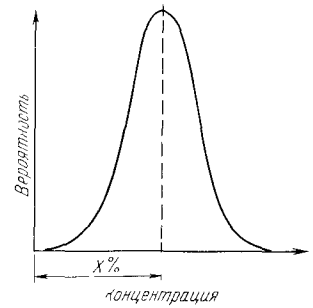


Рис. 82. Кривая частоты

Изменение параметров решетки при образовании твердых растворов — весьма важный момент, определяющий изменение свойств. В общем независимо от вида металла относительное упрочнение при образовании твердого раствора пропорционально относительному изменению параметров решетки, причем уменьшение параметра решетки ведет к большему упрочнению, чем ее расширение.

На рис. 83 показано, как изменяется параметр решетки твердых растворов на основе важнейших технических металлов (алюминия, меди, железа).

Если рассмотреть, как влияют растворенные в железе элементы на прочность (которое следует ожидать в соответствии с изменением параметра решетки, рис. 83, *в*), то никель, хром и марганец упрочняют железо слабо (возможное изменение структуры при этом не рассматривается), а вольфрам, молибден и кремний сильно, причем кремний, сжимающий решетку, упрочняет сильнее вольфрама и молибдена, расширяющих решетку железа.

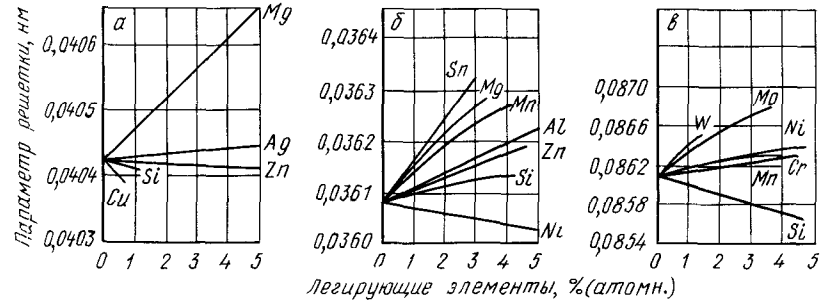


Рис. 83. Параметр твердых растворов замещения, образующихся при растворении различных элементов в алюминии (*а*), меди (*б*) и железа (*в*)

При образовании твердых растворов внедрения периоды решетки увеличиваются, так как размеры атомов (вернее, ионов) растворенного элемента больше размеров тех межатомных промежутков, в которых они располагаются, так что атомы решетки растворителя несколько раздвигаются.

Твердые растворы замещения могут быть *ограниченные* и *неограниченные*. При неограниченной растворимости любое количество атомов *A* может быть заменено атомами *B*. Следовательно, если увеличи-

[1] Для распределения растворенных атомов, в особенности образующих растворы внедрения, важное значение имеет дислокационная структура. Обычно вокруг дислокаций скапливаются растворенные атомы (образуя «*атмосферы Коттрелла*»), что затрудняет перемещение дислокаций, другими словами повышает прочность.

вается концентрация атомов B, то все больше и больше атомов B будет находиться в узлах решетки вместо атомов A до тех пор, пока все атомы A не будут заменены атомами B и, таким образом, как бы плавно совершится переход от металла A к металлу B (рис 84) Это, конечно, возможно при условии, если оба металла имеют одинаковую кристаллическую структуру, т е оба компонента являются *изоморфными*

Следовательно, первым условием образования неорганического ряда твердых растворов является наличие у обоих компонентов одинаковых кристаллических решеток, т е условие изоморфности компонентов [1]

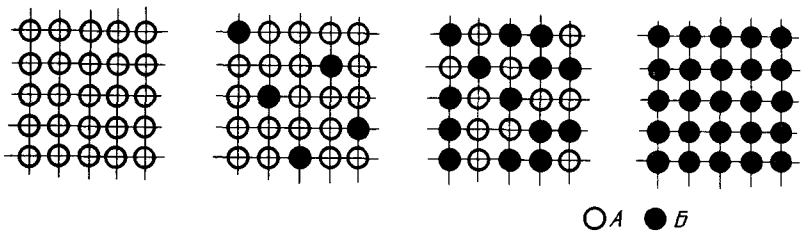


Рис 84 Кристаллические решетки твердых растворов замещения при неограниченной растворимости компонентов

Если у двух металлов с одинаковыми кристаллическими решетками сильно различаются атомные радиусы, то образование твердых растворов между этими металлами сильно искажает кристаллическую решетку что приводит к накоплению в решетке упругой энергии Когда это искажение достигает определенной величины кристаллическая решетка становится неустойчивой и наступает предел растворимости

И И Корнилов систематизируя экспериментальные данные, показал что неограниченно растворяться в железе могут только те элементы атомные размеры которых отличаются от атомных размеров железа не больше, чем на 8 % Другие металлы (например, медь) образуют непрерывные ряды твердых растворов при различии атомных радиусов до 10—11 % а легкоплавкие элементы имеющие малый модуль упругости (например, селен и теллур), неограниченно растворяются друг в друге при разнице атомных радиусов 17 %.

Итак, вторым условием образования неограниченных твердых растворов является достаточно малое различие атомных размеров компонентов

Наконец замечено, что неограниченная растворимость наблюдается преимущественно у элементов близко расположенных друг от друга в периодической таблице Д И Менделеева т е близких друг к другу по строению валентной оболочки атомов по физической природе

[1] При ... кристаллические решетки неодинаковы но б... похожи например ... Переход ... ее плавный переход ... Такое образование в этом случае неограниченного твердого ... раствора

Если сплавляемые металлы принадлежат к далеко расположенным друг от друга группам Периодической системы и поэтому имеют различную физическую природу, то они часто бывают склонны к образованию химических соединений, а не твердых растворов.

Перечисленные условия необходимы для образования неограниченных рядов твердых растворов, но в некоторых случаях (например, система Au — Ag), несмотря на соблюдение этих условий, неограниченной растворимости не наблюдается.

Если два металла не отвечают перечисленным выше условиям, то они могут ограниченно растворяться друг в друге Замечено, что растворимость тем меньше, чем больше различие в размерах атомов и свойствах компонентов, образующих раствор Ограниченная растворимость в большинстве случаев уменьшается с понижением температуры

Условимся в дальнейшем твердые растворы обозначать символом $A(B)$ где A — растворитель (металл, решетка которого сохраняется в твердом растворе), а B — растворимый элемент Для неограниченных твердых растворов обозначения $A(B)$ и $B(A)$ однозначны, но для ограниченных твердых растворов раствор $A(B)$ есть раствор B в A а раствор $B(A)$ — раствор A в B, у первого раствора решетка A а у второго B, т е эти растворы существенно различны Рассмотрим при каких условиях образуются твердые растворы внедрения. Так как в твердых растворах этого рода атомы B должны внедриться в решетку A, то очевидно, что диаметр атома B должен быть невелик а внутри решетки металла A должно иметься достаточное пространство для атома B Действительно, металлы образуют твердые растворы внедрения с элементами I и II периодов, т е элементами имеющими малые атомные размеры (H, N, C O, B)

4 Твердый раствор на основе химического соединения

Мы рассматривали твердые растворы, которые образуются на основе чистых компонентов, т е имеют решетку одного из компонентов сплава Однако способность к образованию твердых растворов присуща не только чистым элементам но и химическим соединениям

В этих случаях сохраняется решетка химического соединения а избыточное количество атомов например атомов B, растворяется, замещая в узле кристаллической решетки какое-то количество атомов A Возможно также растворение и третьего элемента C в химическом соединении AB В этом случае атомы C замещают в узлах кристаллической решетки атомы A или B

На рис 79 б дана показана структура химического соединения трех металлов Mg, Cu и Sn Вполне вероятно предположить что в этом соединении связи преимущественно металлические связи Каждый из перечисленных металлов дает валентные электроны общий фонд и тогда частичная замена одного металла другим (например марганца медью если содержание меди в сплаве превышает стехиометрическое соотношение) возможна Таким образом получаются твердые растворы на основе решетки химического соединения с избытком одного из компонентов Предел растворимости могут быть очень широкими в зависимости от ... количества каждого из входящих в химическое соединение

Очевидно, что при образовании твердых растворов на базе химического соединения формула химического соединения уже не отвечает действительному соотношению атомов в соединении.

Для химического соединения, которое растворяет в себе посторонние атомы, принята такая система обозначения.

Например, борид железа (Fe_4B_2) способен растворить хром и углерод, причем хром заменяет в узлах решетки железо, а углерод — бор. Отношение $(Fe + Cr)/(B + C) = 4/2$ сохраняется, и такой раствор на базе химического соединения Fe_4B_2 обозначается через $(Fe, Cr)_4 \times (B, C)_2$.

Иногда допускается упрощение обозначений — буквой M обозначаются металлы, а буквой X — неметаллы. Следовательно, твердый раствор на основе борида железа обозначается через M_4X_2.

Образование твердых растворов на базе химических соединений может сопровождаться не только заменой одних атомов в узлах кристаллической решетки другими, но и тем, что отдельные узлы в решетке оказываются не занятыми атомами («пустыми»).

Например, соединение CoAl может кристаллизоваться с избытком кобальта и алюминия по сравнению со стехиометрическим соотношением Co : Al = 1 : 1; в последнем случае избыток алюминиевых атомов получился потому, что не все места в кристаллической решетке, где должны быть атомы кобальта, ими заняты. Получаются в кристаллической решетке «дыры», «пустоты».

Твердые растворы на базе химических соединений, образование которых сопровождается появлением пустых мест в узлах решетки, называются *растворами вычитания*.

Несмотря на сказанное, следует указать, что не всякое соединение может растворять избыточное количество элементов, его составляющих, т. е. существуют соединения, которые не образуют твердых растворов из компонентов, их составляющих, но вместе с тем имеются и такие соединения, которые существуют только в виде твердых растворов и не существуют как чистое химическое соединение при стехиометрическом соотношении атомов. Так, например, точный состав соединения $CuAl_2$ соответствует 54,1 % (по массе) Cu. В действительности это соединение существует при наличии от 53,25 до 53,9 % Cu, т. е. существует лишь при условии замены части медных атомов алюминиевыми. Без этой замены решетка $CuAl_2$ не может существовать. Такие химические соединения, существующие лишь как твердые растворы и не существующие при точном стехиометрическом соотношении, называются *бертоллидами*, в отличие от *дальтонидов*, существующих при стехиометрическом отношении компонентов [1].

Существование бертоллидов и дальтонидов было впервые обнаружено акад. Н. С. Курнаковым, который и дал эти названия в честь знаменитых ученых-химиков начала прошлого века Дальтона и Бертолле, которые спорили о том, что понимать под химическим соединением. Спор полностью не разрешен и в настоящее время.

5. Упорядоченные твердые растворы

Явление упорядочения было впервые обнаружено в 1914 г. Н. С. Курнаковым. При изучении электросопротивления сплавов меди и золота было найдено изменение их свойств без видимого изменения микроструктуры. Впоследствии применением рентгеновского анализа было показано, что изменение свойств связано с перераспределением атомов внутри кристаллической решетки. Как указывалось ранее, в обычных твердых растворах атомы растворенного элемента распределяются в решетке растворителя беспорядочно. Однако при известных условиях атомы занимают определенные места в узлах решетки, т. е. от неупорядоченного расположения переходят в упорядоченное. Подобный процесс носит название *упорядочения*, а растворы с упорядоченным расположением атомов растворенного элемента — *упорядоченными твердыми растворами*.

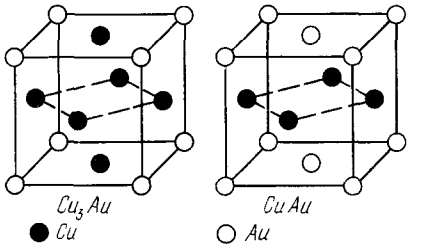


Рис. 85. Кристаллические решетки упорядоченных твердых растворов в системе Cu—Au

Для примера рассмотрим сплавы меди и золота, имеющие одинаковую кристаллическую решетку и неограниченно растворяющиеся в твердом состоянии. В обычном твердом растворе меди и золота отсутствует строгая закономерность в расположении атомов меди и золота в узлах гранецентрированной решетки. Вероятность наличия в данном узле решетки того или иного атома зависит от концентрации сплава. Однако при определенных условиях (при медленном охлаждении твердых растворов большой концентрации) атомы меди и золота занимают определенные места в решетке (рис. 85).

Например, атомы золота могут занять все угловые положения в гранецентрированной решетке, а атомы меди — центрирующие грани. Тогда соотношение атомов меди и золота будет равно $^3/_1$, и эту фазу можно выразить формулой Cu_3Au.

Если бы и две боковые грани были заняты атомами меди, то тогда на один атом меди приходился бы один атом золота и соотношение выразилось бы формулой CuAu.

Процесс упорядочения может быть полным и неполным. В первом случае все атомы занимают предназначенные им в упорядоченном твердом растворе места. Во втором случае часть атомов занимает определенные места в решетке, а часть атомов располагается беспорядочно (т. е. существует определенная «степень упорядочения»).

Процесс упорядочения является диффузионным процессом (превращение сопровождается перемещением атомов), поэтому медленное охлаждение способствует упорядочению.

При упорядочении изменяются периоды решетки, но не изменяется ее строение, тип решетки остается тот же. Лишь в некоторых случаях происходит незначительное искажение решетки. Так, например, упорядоченный твердый раствор CuAu имеет гранецентрированную тетрагональную решетку с отношением периодов $c/a = 0{,}935$, а неупорядоченный раствор — кубическую гранецентрированную решетку, т. е. $c/a = 1$.

Упорядоченные твердые растворы являются промежуточными фазами между химическими соединениями и твердыми растворами. При полной упорядоченности эти фазы напоминают химическое соединение, потому что у них: а) имеется определенное число атомов, которое можно выразить соответствующей формулой; б) расположение атомов в решетке упорядоченное. Эти фазы могут быть причислены и к твердым растворам, так как у них сохранилась решетка металла-растворителя.

6. Электронные соединения (фазы Юм-Розери)

Этот вид соединений образуется между двумя металлами из следующих групп Cu, Ag, Au, Fe, Co, Ni, Pd, Pt, с одной стороны, и Be, Zn, Cd, Al, Sn, Si — с другой. Соединения эти, как показал анг-

[1] Определение, данное здесь дальтонидам и бертоллидам, не является общепризнанным.

лийский металлофизик Юм-Розери, характеризуются определенным отношением валентных электронов к числу атомов (3/2; 21/13 или 7/4), причем каждому отношению соответствует определенная кристаллическая решетка. Так, например, при отношении числа валентных электронов к числу атомов, равном 3/2, образуется решетка объемноцентрированного куба (так называемая β-фаза). Все соединения, у которых отношение валентных электронов к числу атомов равняется 21/13, имеют сложную кубическую решетку с 52 атомами на ячейку (так называемая γ-фаза), и, наконец, при отношении 7/4 соединение имеет гексагональную решетку (ε-фаза).

Электронные соединения встречаются во многих технически важных сплавах — медь и цинк, медь и олово, железо и алюминий, медь и кремний и т. д. Обычно в системе наблюдаются все три фазы (β, γ и ε). Например, в системе Cu—Zn β-фазой является соединение CuZn (отношение валентных электронов к числу атомов равно 3/2,* γ-фазой — соединение Cu_5Zn_8 (отношение 21/13) ** и ε-фазой — $CuZn_3$ (отношение 7/4).

У электронных соединений определенное соотношение атомов и новая, отличная от элементов, кристаллическая решетка — это признаки, характерные для химического соединения. Однако в соединении нет упорядоченного расположения атомов. При высоких температурах атомы обоих элементов часто не занимают определенных узлов в решетке, т. е. располагаются статистически. При понижении температуры до определенного значения происходит упорядочение, которое обычно не бывает полным.

Таким образом, и этот вид соединений следует считать промежуточным между химическим соединением и твердым раствором.

В табл. 12 приведены электронные соединения в технически применяемых сплавах меди.

Таблица 12. Электронные соединения

Фаза	Отношение	Решетка	Электронные соединения для различных систем			
			Cu—Zn	Cu—Sn	Cu—Al	Cu—Si
β	3/2	Кубическая объемноцентрированная	CuZn	Cu_5Sn	Cu_3Al	Cu_5Si
γ	21/23	Сложная кубическая	Cu_5Zn_8	$Cu_{31}Sn_8$	Cu_9Al_4	$Cu_{31}Si_8$
ε	7/4	Гексагональная	$CuZn_3$	Cu_3Sn	Cu_5Al_3	Cu_3Si

7. Фазы Лавеса

Устойчивые химические соединения с ионным типом связей образуются преимущественно между элементами различной природы и с существенно различными атомными размерами. Если же атомные

* У меди один валентный электрон, у цинка —два. В соединении число атомов равно 2, число валентных электронов равно 3.

** Число атомов в соединении 5 + 8=13, число валентных электронов 5 + + (8×2) = 21.

размеры различаются мало, то появляется тенденция к образованию электронных соединений.

При промежуточных значениях разности атомных размеров также возможно образование химических соединений. Типичным представителем подобных химических соединений являются так называемые *фазы Лавеса* (названо в честь английского физика Лавеса). Эти фазы со стехиометрической формулой AB_2 образуются между элементами, атомные диаметры которых находятся приблизительно в соотношении 1 : 1,2. Большинство фаз Лавеса может быть отнесено к одному из следующих типов: тип $MgCu_2$ ($TiCr_2$, UAl_2, $ZrMo_2$ и др.), кристаллизующийся в сложной кубической решетке, тип $MgZn_2$ ($FeBe_2$, + WFe_2, $MoFe_2$ и др.), кристаллизующийся в сложной гексагональной решетке, и тип $MgNi_2$ ($ZrFe_2$, $TiCo_2$ и др.), кристаллизующийся в сложной гексагональной решетке, но отличной от решетки $MgZn_2$.

Фазы Лавеса встречаются как упрочняющие интерметаллидные фазы в жаропрочных сплавах.

8. Фазы внедрения

Фазы внедрения образуют металлы переходных групп с металлоидами, имеющими малый атомный радиус (водород $r_H = 0{,}046$ нм; азот $r_N = 0{,}071$ нм; углерод $r_C = 0{,}077$ нм). Фазы внедрения образуются, если отношение атомного радиуса металлоида к атомному радиусу металла равно или меньше 0,59. В этом случае атомы металла образуют простые решетки (обычно о. ц. к., г. ц. к., г. п. у.), а атомы неметалла внедряются в поры такой решетки в определенные места. В этом состоит особенность строения решеток фаз внедрения.

Эти фазы удовлетворяют условиям, характеризующим химическое соединение: они имеют соотношение атомов, укладывающееся в простые формулы — M_4X, M_2X, MX, MX_2 (где M — металл, X — неметалл); и образуют решетки, отличные от решеток, присущих элементам, входящим в фазы внедрения. Следовательно, фазы внедрения могут быть отнесены к химическим соединениям.

Характерные особенности имеются у твердых растворов на базе фаз внедрения. Оказывается, что растворы с избытком металлоида в равновесном состоянии никогда не встречались, но с избытком металлических атомов встречаются очень часто. Практически в металлических сплавах фазы внедрения почти никогда не имеют стехиометрического соотношения атомов и всегда в них в избытке присутствуют атомы металла. В этих случаях мы имеем не замену металлоида атомами металла (что, учитывая атомные размеры, надо признать невозможным), а недостаток металлоидных атомов, т. е. образование на базе фаз внедрения твердых растворов вычитания, с которыми мы ознакомились выше.

Многие карбиды и нитриды, встречающиеся в сталях и других сплавах, являются фазами внедрения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Юм-Розери. Атомная теория для металлургов. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1955. 332 с.

Самсонов Г. В., Уманский Я. С. Твердые соединения тугоплавких металлов. М.: Металлургиздат, 1957. 288 с.

Юм-Розери В., Рейнор Г. Структура металлов и сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1959. 391 с.

Коттрелл А. Х. Строение металлов и сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1959. 288 с.

Штейнберг С. С. Металловедение. Т. I. Свердловск: Металлургиздат, 1961. 598 с

Уманский Я. С., Финкельштейн Б. Н., Блантер М. Е. Физические основы металловедения. М.. Металлургиздат, 1961. 591 с.

Чалмерс Б. Физическое металловедение. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1963. 455 с.

Бокштейн С. З. Строение и свойства металлических сплавов. М.: Металлургия, 1971. 495 с.

Гольдшмидт Х. Сплавы внедрения. Пер. с англ. М.: Мир, 1971, вып I 424 с., вып. II. 461 с

Шульце. Металлофизика. Пер. с нем. М.: Мир, 1971. 504 с.

Глава V

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ

1. Правило фаз

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояния сплава. Если изменяется состав сплава, его температура, давление и состояние сплава также изменяется, то это находит графическое отображение в диаграмме состояния.

Диаграмма состояния показывает устойчивые состояния, т. е. состояния, которые при данных условиях обладают минимумом свободной энергии. Поэтому диаграмма состояния может также называться *диаграммой равновесия*, так как она показывает, какие при данных условиях существуют равновесные фазы. В соответствии с этим и изменения в состоянии, которые отражены на диаграмме, относятся к равновесным условиям, т. е. при отсутствии перенагрева или переохлаждения. Однако, как мы видели раньше, равновесные превращения, т. е. превращения в отсутствие переохлаждения или перенагрева, в действительности не могут совершаться (см. гл II), поэтому диаграмма состояния представляет собой теоретический случай, а в практике используется для рассмотрения превращений при малых скоростях нагрева или охлаждения.

Общие закономерности сосуществования устойчивых фаз, отвечающих теоретическим условиям равновесия, могут быть выражены в математической форме, именуемой *правилом фаз*, или *законом Гиббса*.

Правило фаз дает количественную зависимость между степенью свободы системы и количеством фаз и компонентов.

Мы уже применяли слова «фаза» и «компонент», но теперь при изучении правила фаз надо дать этим понятиям определение.

Фазой называется однородная часть системы, отделенная от других частей системы (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяется скачком.

Следовательно, однородная жидкость является однофазной системой, а механическая смесь двух видов кристаллов — двухфазной, так как каждый кристалл отличается от другого по составу или по строению и они отделены один от другого поверхностью раздела.

Компонентами называются вещества, образующие систему. Следовательно, чистый металл представляет собой однокомпонентную систему, сплав двух металлов — двухкомпонентную и т. д. Химические соединения можно рассматривать как компоненты лишь в том случае, если они не диссоциируют на составные части в исследуемых интервалах температур.

Под числом степеней свободы (вариантностью) системы понимают число внешних и внутренних факторов (температура, давление и концентрация), которое можно изменять без изменения числа фаз в системе.

Если число степеней свободы равно нулю (нонвариантная система) очевидно, нельзя изменять внешние и внутренние факторы системы (температуру, давление, концентрацию) без того, чтобы это не вызвало изменения числа фаз.

Если число степеней свободы равно единице (моновариантная система), то возможно изменение в некоторых пределах одного из перечисленных факторов и это не вызовет уменьшения или увеличения числа фаз.

Правило фаз представляет собой математическое выражение условия равновесия системы, т. е. уравнение правила фаз показывает количественную зависимость между числом степеней свободы системы и числом компонентов k и фаз f:

$$\boxed{c = k - f + 2.}$$

Уравнение правила фаз выводят на основании следующих соображений.

Предположим, что мы имеем систему из нескольких компонентов, образующих только фаз, и система находится в равновесии.

Для системы, находящейся в равновесии, термодинамический потенциал (уровень свободной энергии) каждого компонента во всех фазах одинаков[1].

При наличии двух компонентов в двух фазах термодинамический потенциал компонента в первой фазе равен термодинамическому потенциалу этого же компонента во второй фазе, т. е.

$$Z_1^1 = Z_2^1,$$

и термодинамические потенциалы второго компонента в обеих фазах также равны:

$$Z_1^2 = Z_2^2.$$

[1] В противном случае происходило бы превращение фазы с компонентом, имеющим более высокий термодинамический потенциал.

В этих уравнениях Z — термодинамический потенциал. Верхняя цифра — номер компоненты, нижняя — номер фазы.

Система из двух приведенных уравнений является неопределенной, так как в этих уравнениях имеются четыре переменных. Для двух переменных можно дать любое значение, и только тогда эта система становится определенной. Для нашего случая, когда при двух компонентах имеем две фазы, система имеет две степени свободы (число степеней свободы равняется разности между числом переменных и числом уравнений).

Предположим, что система состоит из k компонентов и f фаз. Если система находится в равновесии, то термодинамические потенциалы первого, второго и т. д. компонентов во всех фазах равны между собой, т. е.

для первого компонента

$$Z_1^1 = Z_2^1 = Z_3^1 = \ldots = Z_f^1;$$

для второго компонента

$$Z_1^2 = Z_2^2 = Z_3^2 = \ldots = Z_f^2;$$

для k-того компонента

$$Z_1^k = Z_2^k = Z_3^k = \ldots = Z_f^k.$$

Чему равно в этой системе уравнений число степеней свободы? В каждой строчке имеется $f - 1$ уравнение, а всех строк k, следовательно, всего имеется $(f - 1)\,k$ уравнений. Переменными в нашей системе являются температура, давление и концентрации. Предполагая, что в каждую фазу входят все компоненты, в ней можно изменять концентрацию $k - 1$ компонентов (концентрация последнего определится по разности).

Так как всего имеем f фаз, то количество переменных будет:

По концентрации	$(k - 1)$
» температуре	1
» давлению	1
Итого переменных	$(k - 1)\,f + 2$

Так как число степеней свободы c равняется разности между числом переменных и числом уравнений, то

$$c = (k - 1)\,f + 2 - (f - 1)\,k,$$

или

$$c = kf - f + 2 - kf + k,$$

или

$$\boxed{c = k - f + 2}$$

При выводе уравнения правила фаз исходили из того, что термодинамический потенциал каждого компонента во всех сосуществующих фазах минимален, поэтому система не стремится ни к каким изменениям и находится в равновесном состоянии. Правило фаз и все связанные с ним выводы справедливы только для равновесного состояния.

Независимыми переменными в уравнении правила фаз являются концентрация, температура и давление. Если принять, что все превращения в металле происходят при постоянном давлении, то число переменных уменьшится на единицу (давление постоянно), и уравнение правила фаз примет следующий вид:

$$\boxed{c = k - f + 1}.$$

Это выражение правила фаз будем применять к металлическим системам равновесия, считая давление во всех процессах неизменным.

Посмотрим, как изменяется степень свободы однокомпонентной системы ($k = 1$) для случая кристаллизации чистого металла. Когда металл находится в жидком состоянии, т. е. $f = 1$ (одна фаза — жидкость), число степеней свободы равно 1 ($c = k - f + 1 = 1 - 1 + 1 = 1$).

Температуру в данном случае можно изменять, не изменяя агрегатного состояния. В момент кристаллизации $f = 2$ (две фазы — твердая и жидкая), $c = k - f + 1 = 1 - 2 + 1 = 0$. Это значит, что две фазы находятся в равновесии при строго определенной температуре (температуре плавления), и она не может быть изменена до тех пор, пока одна из фаз не пропадет, т. е. система не станет моновариантной ($c = 1$).

2. Общие замечания о построении диаграмм состояния

Диаграмма состояния показывает изменение состояния в зависимости от температуры (давление постоянно для всех рассматриваемых случаев) и концентрации.

Если система однокомпонентна, то диаграмма состояния будет иметь одно измерение (шкала температур) и соответствующие точки на прямой покажут равновесную температуру изменения агрегатного состояния (рис. 86).

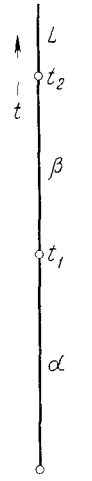


Рис. 86. Изменение агрегатного состояния однокомпонентной системы в зависимости от температуры

Если в системе два компонента, то второе измерение покажет концентрацию сплава: диаграмму строят в двух измерениях (температура — концентрация) (рис. 87).

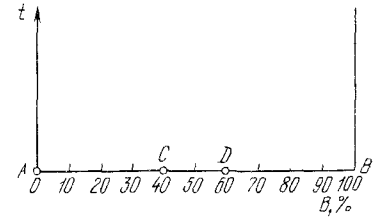


Рис. 87. Координаты для изображения состояний двухкомпонентной системы

По оси ординат откладывают температуру по оси абсцисс — концентрацию. Общее содержание обоих компонентов в сплаве равно 100 %, и каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию каждого компонента. В точке C 40 % B и 60 % A; в точке D 60 % B и 40 % A и т. д. По мере удаления от точки A увеличивается количество компонента B и в точке B его будет 100 %. Следовательно, крайние ординаты на диаграмме соответствуют чистым компонентам, а ординаты между ними — двойным сплавам.

Диаграмма состояния сплавов с тремя компонентами имеет пространственный вид (две оси концентрационные и одна температурная). Четырехкомпонентную систему и системы с большим числом

компонентов также изображают в виде пространственных диаграмм, но с некоторыми упрощениями, так как они имеют больше трех независимых переменных.

Каждая точка на диаграмме состояния показывает состояние сплава данной концентрации при данной температуре. Каждая вертикаль соответствует изменению температуры определенного сплава Изменение фазового состояния сплава отмечается на диаграмме точкой. Линии, соединяющие точки аналогичных превращений, разграничивают на диаграмме области аналогичных фазовых состояний.

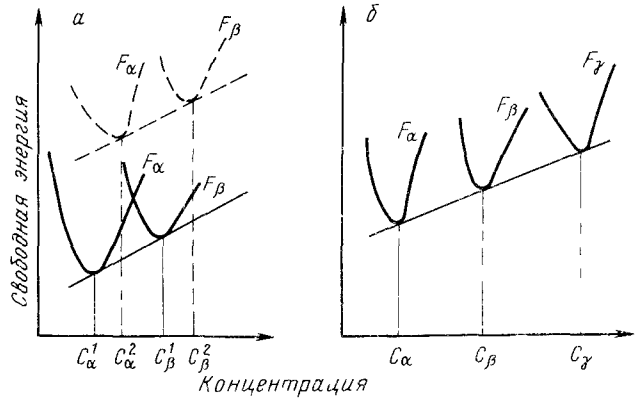


Рис. 88. Изменение свободной энергии F твердых растворов в зависимости от их концентрации:
а — двухфазное состояние, б — трехфазное состояние

Вид диаграммы состояния зависит от того, как реагируют оба компонента друг с другом в твердом и жидком состояниях, т. е. растворимы ли они в твердом и жидком состояниях, образуют ли они химические соединения и т. д.

Существование той или иной фазы определяется ее термодинамическим потенциалом. Так, например, для однокомпонентной системы (см. рис. 86) модификация α имеет минимальное значение термодинамического потенциала (свободной энергии) ниже температуры t_1, а выше температуры t_1 β-модификация имеет минимум свободной энергии, поэтому при температуре t_1 свободная энергия α- и β-модификаций равны. Температура t_2 имеет то же значение и разделяет области равновесного существования жидкого (L) и твердого (β) состояния.

Если известна для данного вещества (металла) зависимость свободной энергии от температуры (получаемая расчетом), то, очевидно, можно определить температуру равенства свободных энергий разных состояний и без прямого эксперимента определить температуру равновесной кристаллизации или температуру равновесного перехода одной модификации в другую.

Сложнее, но исходя из того же принципа, можно рассчитать по термодинамическим функциям температуру перехода и в сплавах [1].

Согласно правилу фаз, для двухкомпонентной системы (при постоянном давлении) при наличии двух фаз число степеней свободы равняется 1 ($c = k - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$), т. е. при каждой температуре концентрация фаз определенная.

[1] Отметим, что точность такого теоретического построения пока еще меньше, чем точность, получаемая путем прямого эксперимента, поэтому все реальные диаграммы состояния построены прямыми экспериментальными методами

Если рассматривать свободную энергию двух твердых растворов α и β в зависимости от концентрации, то для данной температуры минимум свободной энергии каждой фазы будет отвечать определенной концентрации (рис. 88). Другими словами, для температуры t_1 (сплошные линии на рис. 88, *а*) это будет c_α^1 и c_β^1, а для t_2 (пунктирные линии на том же рисунке) это будет c_α^2 и c_β^2. Для многофазных систем (две фазы и более) по точкам, соответствующим минимальным значениям для данной группы свободных энергий, можно провести касательную.

В случае трехфазного равновесия $c = 0$ ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$), т. е. такое равновесие может быть лишь при определенной температуре и составе фаз. Поскольку под влиянием температуры свободные энергии фаз α, β, γ изменяются с разной интенсивностью, имеется лишь одна температура, при которой можно провести одну касательную ко всем трем точкам — минимумам (рис. 88, *б*). Это состояние и отвечает условиям нонвариантного равновесия ($c = 0$).

3. Экспериментальное построение диаграмм

Обычно для построения диаграмм состояния пользуются результатами термического анализа, т. е. строят кривые охлаждения и по остановкам и перегибам на этих кривых, вызванным тепловым эффектом превращений, определяют температуры превращения.

Температуру металлов измеряют обычно при помощи *термопары*. Принцип измерения температуры термопарой см. ниже стр. 470.

Температура кристаллизации определяется следующим образом. В печь *1* (рис. 89) помещают тигелек *2*, в котором расплавляют исследуемый сплав *3*. Затем в расплав погружают горячий спай *4* термопары *5* (защищенной фарфоровым и кварцевым колпачком *6*) и выключают печь. Начинается охлаждение и температуру отмечают через определенные промежутки времени. Появление изменений в агрегатном состоянии в связи с выделением скрытой теплоты превращения отражается на кривой температура — время.

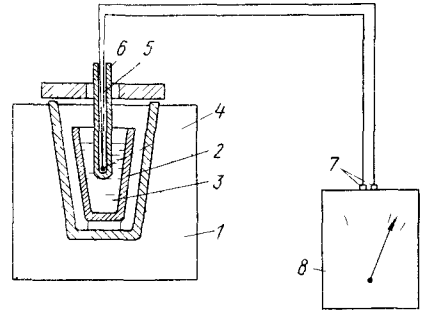


Рис 89. Схема установки для изучения процесса кристаллизации термическим методом:
1 — печь; *2* — тигель; *3* — расплавленный металл; *4* — горячий спай; *5* — термопара; *6* — колпачок, *7* — холодный спай; *8* — гальванометр

Имея достаточное количество сплавов и определив в каждом сплаве температуры превращений, можно построить диаграмму состояния.

Для более точного построения диаграммы состояния в дополнение к термическому методу изучают с помощью микроскопа и рентгеновских лучей структуру сплавов разного состава и по-разному обработанных термически, измеряют разнообразнейшие физические свойства сплавов и т. д.

Обратимся к реальному примеру. Предположим, что мы имеем систему из двух компонентов, взаимно нерастворимых в твердом состоянии и не образующих друг с другом химических соединений, но неограниченно растворимых в жидком состоянии. Можно принять с некоторым приближением, что такой системой является например, система свинец — сурьма (фактически эти металлы ограниченно растворимы в твердом состоянии). Предположим далее, что имеется серия сплавов этих двух металлов: за процессом кристаллизации этих сплавов наблюдают по кривым охлаждения (рис. 90).

Кривая (рис. 90, *а*) относится к чистому свинцу. При температуре выше 327 °С свинец находится в жидком состоянии. При 327 °С происходит кристаллизация свинца и ниже 327 °С свинец находится в кристаллическом состоянии. Следова-

тельно, на кривой охлаждения свинца отрезок *0—1* соответствует охлаждению жидкости, отрезок *1—1′* — кристаллизации и *1′—2* — охлаждению твердого тела.

Кривая на рис. 90, *б* относится к сплаву с 95 % Pb и 5 % Sb. Кристаллизация начинается при температуре ниже 327 °С (точка *1*) и протекает при переменной температуре (от точки *1* до точки *2*), а затем при 246 °С оставшаяся часть жидкости кристаллизуется при постоянной температуре (отрезок на кривой охлаждения *2—2′*). На отрезке *1—2*, т. е. при переменной температуре, из жидкости выделяются кристаллы свинца. Это согласуется с правилом фаз, так как число степеней в этом случае равняется единице. В данном случае компонентов два, число фаз равняется двум (жидкость и кристаллы свинца) и, следовательно:

$$c = k - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1.$$

Одновременная кристаллизация сурьмы и свинца должна протекать при постоянной температуре (отрезок *2—2′*), так как в данном случае при этой температуре

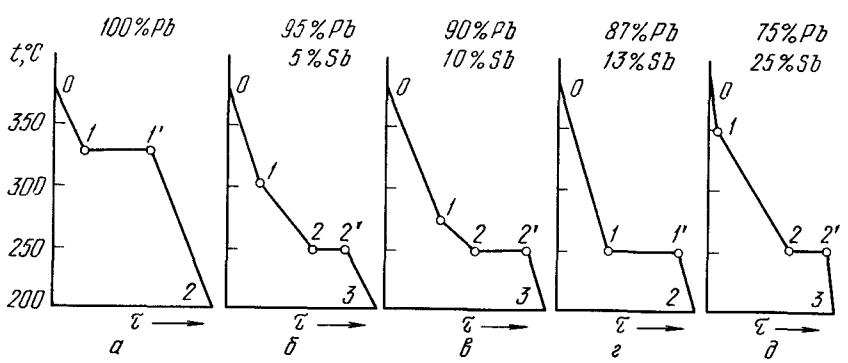


Рис. 90. Кривые охлаждения сплава Pb—Sb

имеются три фазы (жидкость, кристаллы сурьмы, кристаллы свинца) и число степеней свободы равно нулю ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$).

Так как на кривой кристаллизации *1—2* из жидкости непрерывно выделяется свинец, то жидкость по мере кристаллизации свинца обогащается сурьмой. Если к моменту начала кристаллизации свинца (в точке *1*) жидкость исследуемого сплава содержала 5 % Sb, то в точке *2* к моменту совместной кристаллизации сурьмы и свинца жидкость, как показывает опыт, содержит 13 % Sb.

Точка *1*, отвечающая началу кристаллизации, называется точкой *ликвидус*, точка *2*, отвечающая концу кристаллизации, — точкой *солидус*.

У сплава с 10 % Sb (см. рис. 90, *в*) кристаллизация будет происходить так же, как и у сплава с 5 % Sb, только она начнется при более низкой температуре. Отметим, что совместная кристаллизация свинца и сурьмы у этого сплава начнется при той же температуре, что и у предыдущего сплава, и жидкость к моменту совместной кристаллизации свинца и сурьмы будет иметь такую же концентрацию, как и у предыдущего сплава, когда совместно кристаллизовались свинец и сурьма, т. е. 13 % Sb и 87 % Pb.

Если взять сплав, соответствующий этому соотношению, т. е. содержащий 13 % Sb и 87 % Pb, то у него из жидкости при одной температуре одновременно выделяется оба вида кристаллов без предварительного выделения свинца (см. кривую рис. 90, *г*). Наконец, если взять сплав с содержанием сурьмы более 13 %, то предварительно будет выделяться сурьма (см. рис. 90, *д*), и сплав по мере выделения сурьмы будет обогащаться свинцом; когда он в процессе кристаллизации охладится до 246 °С, то жидкость будет содержать 13 % Sb и начнется совместная кристаллизация обоих видов кристаллов при постоянной температуре.

У рассмотренных пяти сплавов точки начала ($t_н$) и конца ($t_к$) кристаллизации будут находиться при следующих температурах:

Сплав	$t_н$, °С	$t_к$, °С
100 % Pb	327	327
95 % Pb + 5 % Sb	300	246
90 % Pb + 10 % Sb	260	246
87 % Pb + 13 % Sb	246	246
75 % Pb + 25 % Sb	340	246

Если теперь полученные температуры нанести на диаграмму, где координатами будут температура и концентрация, и затем соединить точки ликвидус одной линией, а точки солидус — другой, то получим диаграмму состояния (рис. 91).

Геометрическое место точек ликвидус образует *линию ликвидус*, а геометрическое место точек солидус — *линию солидус*.

Очевидно, выше линии ликвидус сплавы находятся в жидком состоянии, а ниже линии солидус — в твердом. У сплавов, содержащих меньше 13 % Sb, из жидкости сначала выделяется свинец. Следовательно, у этих сплавов в области, лежащей между линией ликвидус и солидус, имеем жидкую фазу и кристаллы свинца. Аналогично у сплавов с содержанием больше 13 % Sb между линией ликвидус и солидус имеем жидкость и кристаллы сурьмы. Таким образом, диаграмма, приведенная на рис. 91, показывает состояние сплава данной системы, т. е. данной пары компонентов при любом их соотношении и при любой температуре. Вот почему такие диаграммы называют диаграммами состояния. По диаграммам состояния изучают природу сплавов, поэтому анализу этих диаграмм уделяют большое внимание при прохождении теоретического металловедения.

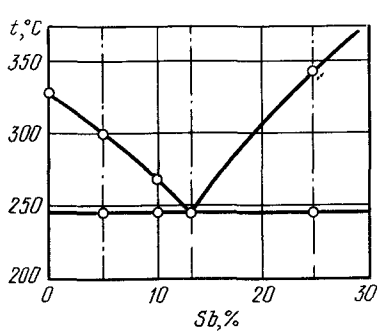


Рис. 91. Диаграмма состояния сплавов свинец—сурьма, построенная по кривым охлаждения (см. рис. 90)

Диаграммы состояния позволяют определить, какую структуру будут иметь медленно охлажденные сплавы, а также решить вопрос о том, можно ли добиться изменения микроструктуры в результате термической обработки сплава. Поскольку технологические и эксплуатационные свойства сплавов тесно связаны с их микроструктурой, для практического металловедения очень важно иметь диаграммы состояния.

Вид диаграммы определяется характером взаимодействий, которые возникают между компонентами в жидком и твердом состояниях. Разбор наиболее типичных диаграмм состояния металлических систем приведен в следующих параграфах. Во всех случаях предполагают, что в жидком состоянии существует неограниченная растворимость, т. е. однородная фаза (в дальнейшем будет обозначаться буквой *L*) существует при любом соотношении компонентов.

Диаграммы с ограниченной растворимостью или с полным отсутствием растворимости в жидком состоянии рассматриваться не будут, так как сплавы этих систем мало применяют в технике.

4. Диаграмма состояния для сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов (I рода)

Оба компонента в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы и не образуют химических соединений [1].

Компоненты: *вещества* A и B ($k = 2$).

Фазы: *жидкость* L, *кристаллы* A *и кристаллы* B (*максимальное значение* $f = 3$).

Общий вид диаграммы состояния показан на рис. 92. Линия ACB является *линией ликвидус* (начало кристаллизации), линия DCE — *линией солидус* (конец кристаллизации). На линии AC начинают (при охлаждении) выделяться кристаллы A, а на линии CB — кристаллы B. На линии DCE из жидкости концентрации C одновременно выделяются кристаллы A и B.

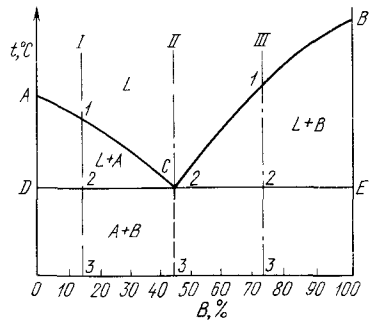


Рис. 92. Диаграмма состояния для сплавов I — III (см. рис. 93).

Если взять какой-нибудь сплав, например сплав *I*, то кривая охлаждения для него будет иметь вид, показанный на рис. 93. На этой кривой участок *0—1* соответствует охлаждению жидкого сплава, участок *1—2* — выделению кристаллов A, участок *2—2′* — совместному выделению кристаллов A и B и участок *2′—3* — охлаждению твердого тела. На рис. 93 схематически показано строение сплава в разные моменты кристаллизации. Из жидкости (левый рисунок) выделяются кристаллы A, затем оставшаяся жидкость кристаллизуется с одновременным выделением кристаллов A и B. Правый крайний рисунок показывает структуру уже закристаллизовавшегося металла; видны первичные выделения кристаллов A и механическая смесь кристаллов $A + B$, которые кристаллизовались одновременно.

Механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно кристаллизовавшихся из жидкости, называется *эвтектикой*.[2]

Кривая охлаждения сплава эвтектической концентрации показана на рис. 93, *б*. На кривой охлаждения отрезок *0—2* соответствует

[1] Следует отметить, что, по-видимому, нет металлов, абсолютно нерастворимых друг в друге в твердом состоянии, однако для практического пользования диаграммой и для педагогических целей удобнее выделить сплавы, малорастворимые в твердом состоянии, в отдельную группу и принять растворимость равной нулю. Однако нельзя утверждать, что все вещества хоть сколько-нибудь мало, но все же растворяются в твердом состоянии. Вещества, образующие молекулы с различной природой связи, вовсе не образуют твердых растворов (т. е. кристаллизуются в соответствии с диаграммой I рода). Примером служит кристаллизация водных соляных растворов.

[2] Т. е. легко плавящаяся (*греч.*).

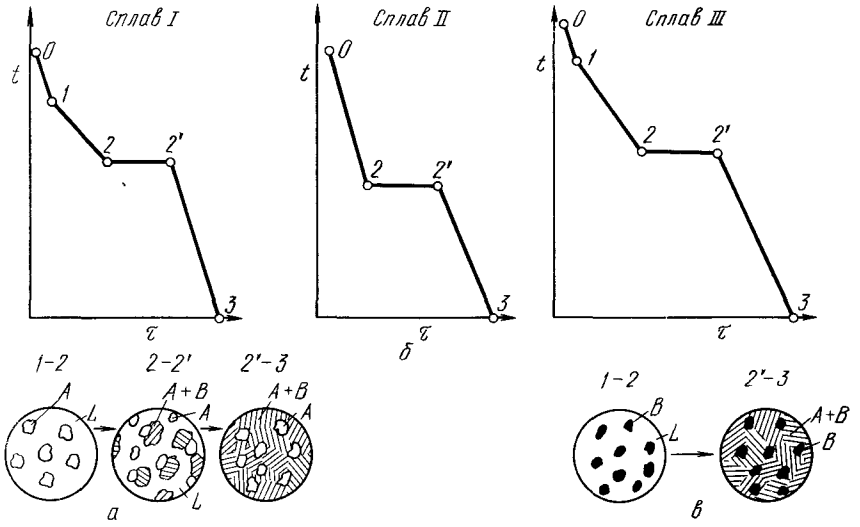


Рис. 93. Кривые охлаждения сплавов:
а — доэвтектического; *б* — эвтектического; *в* — заэвтектического

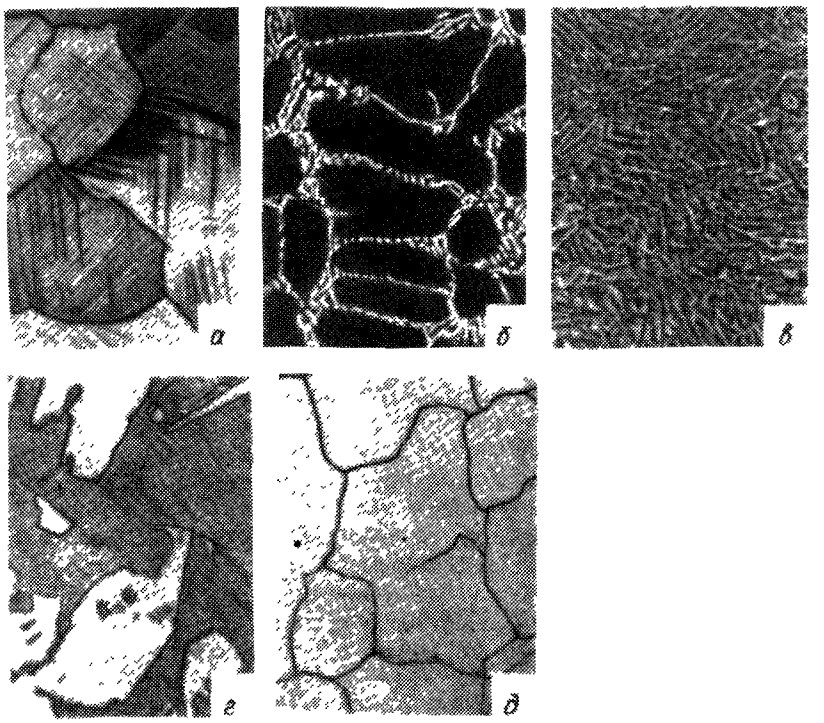


Рис. 94. Структура сплавов свинец—сурьма, ×100:
а — чистый свинец; *б* — 5 % Sb; *в* — 13 % Sb; *г* — 30 % Sb; *д* — чистая сурьма

охлаждению жидкого сплава, отрезок *2—2′* — кристаллизации эвтектики и *2′ –3* — охлаждению закристаллизовавшегося сплава

Кривая охлаждения заэвтектического сплава (сплав I можно назвать доэвтектическим, сплав II — эвтектическим и сплав III — заэвтектическим) изображена на рис 93, *в*. На кривой охлаждения отрезок *0—1* соответствует охлаждению жидкости, отрезок *1–2* — выделению кристаллов *B*, *2 2′* — кристаллизации эвтектики и *2′—3* — охлаждению закристаллизовавшегося сплава

Отдельные моменты охлаждения сплава показаны на схемах структур на том же рисунке В отличие от кристаллов *A*, которые на рис 93, *а* изображались белыми, кристаллы *B* на рис 93, *в* — черные

На рис 94 приведены микроструктуры реальных сплавов системы Pb- Sb

На диаграмме состояний (см рис 92) показаны области существования различных фаз Ниже эвтектической горизонтали *DCE* находятся две фазы — кристаллы *A* и *B* Левее эвтектической концентрации из жидкости выделяются вначале кристаллы *A*, а затем эвтектика Поэтому структурное состояние доэвтектического сплава можно обозначить через *A* + эвтектика (*A* + *B*) и заэвтектического— *B* + эвтектика (*A* + *B*), хотя и в том и в другом случае в сплаве две фазы. *A* и *B*

5. Правило отрезков

В процессе кристаллизации изменяются и концентрация фаз[1] (поэтому состав жидкости изменяется), и количество каждой фазы (при кристаллизации количество твердой фазы увеличивается, а жидкой уменьшается) В любой точке диаграммы, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, можно определить количество обеих фаз и их концентрацию. Для этого служит так называемое *правило рычага*, или *правило отрезков*

В точке *a*, показывающей состояние сплава *K* при температуре t_1 (рис. 95), сплав состоит из кристаллов *B* и жидкости. Выше точки *l* сплав находится в однофазном состоянии, и концентрация компонентов в этой фазе (т. е в жидкости) определялась проекцией точки *l*. При охлаждении из сплава выделяются кристаллы *B* и состав жидкости изменяется в сторону увеличения в ней компонента *A*. При температуре t_1 концентрация компонента *B* в жидкости определяется проекцией точки *b*, это максимальное количество компонента *B*, которое может содержать жидкость при t_1 По достижении эвтектической температуры жидкость принимает эвтектическую концентрацию. Следовательно, при охлаждении сплава *K* концентрация жидкости меняется по кривой *lC*. Выделяющиеся кристаллы *B* имеют постоянный состав — это чистый компонент *B*, концентрация которого лежит на вертикальной оси *BB*.

[1] Например, из жидкости выделяются кристаллы одного из компонентов

Первое положение правила отрезков формулируется следующим образом. Чтобы определить концентрации компонентов в фазах, через данную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз.

Следовательно, для сплава *K* при температуре t_1 составы обеих фаз определятся проекциями точек *b* и *c*, так как эти точки находятся на пересечении горизонтальной линии проходящей через точку *a*, с линиями диаграммы.

Количество этих фаз также можно определить. Для определения количества каждой фазы (второе положение правила отрезков) предположим, что сплав *K* находится при температуре t_1.

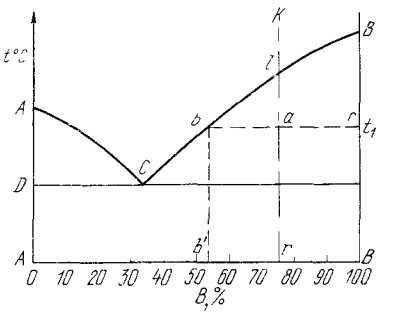


Рис. 95. Диаграмма состояния (к применению на ней правила отрезков)

Сплав *K* содержит *r* % *B* и (100 — —*r*) % A. Следовательно, если отрезок *AB* определяет все количество сплава, то отрезок *rA* — количество *B* в сплаве, а отрезок *rB*—количество компонента *A* в сплаве.

В точке *a* сплав состоит из кристаллов *B* и жидкости концентрации *b*. Жидкость содержит *b′* % *B*, или в жидкости количество компонента *B* определяется отрезком *Ab′*.

При общем весе сплава, равном единице, искомое количество выделившихся кристаллов равно *x*, а количество жидкости 1 — *x*. В этом случае количество компонента *A*, который находится только в жидкости, равно

$$b'B\,(1-x) = b'B - xb'B = rB,$$

$$xb'B = b'B - rB,$$

$$x = \frac{b'B - rB}{b'B}.$$

Так как

$$b'B - rB = b'r = ba,$$

$$b'B = bc,$$

то

$$x = \frac{ba}{bc},$$

т. е. если масса сплава равна единице и изображается отрезком *bc*, то масса кристаллов в точке *a* у сплава *K* равна отношению *ab*/*bc*.

Количество жидкости

$$1 - x = 1 - \frac{ba}{bc} = \frac{bc - ba}{bc} = \frac{ac}{bc},$$

т. е. количество жидкости определяется отношением *ac*/*bc*.

Отношение количества твердой и жидкой фаз определяется отношением

$$\frac{x}{1-x} = \frac{ba \cdot bc}{bc \cdot ac} = \frac{ba}{ac}.$$

Если точка *a* определяет состояние сплава, точка *b* — состав жидкой фазы, а точка *c* — состав твердой фазы, то отрезок *bc* определяет все количество сплава, отрезок *ac* — количество жидкости и отрезок *ba* — количество кристаллов.

Второе положение правила отрезков формулируется так. Для того чтобы определить количественное соотношение фаз, через заданную точку проводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Правило отрезков в двойных диаграммах состояния можно применить только в двухфазных областях. В однофазной области имеется лишь одна фаза; любая точка внутри области характеризует ее концентрацию [1].

6. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии (II рода)

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях и не образуют химических соединений.

Компоненты: *A*, *B*.

Фазы: *L*, α.

Если два компонента неограниченно растворяются в жидком и твердом состояниях, то возможно существование только двух фаз — жидкого раствора *L* и твердого раствора α. Следовательно, трех фаз быть не может, кристаллизация при постоянной температуре не наблюдается и горизонтальной линии на диаграмме нет.

Диаграмма, изображенная на рис. 96, состоит из трех областей: жидкость, жидкость + твердый раствор и твердый раствор.

Линия *AmB* является линией ликвидус, а линия *AnB* — линией солидус. Процесс кристаллизации изображается кривой охлаждения сплава (рис. 96).

Точка *1* соответствует началу кристаллизации, точка *2* — концу. Между точками *1* и *2* (т. е. между линиями ликвидус и солидус) сплав находится в двухфазном состоянии. При двух компонентах и двух фазах система моновариантна ($c = k - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$), т. е. если изменяется температура, то изменяется и концентрация компонентов в фазах; каждой температуре соответствуют строго определенные составы фаз. Концентрация и количество фаз у сплава,

[1] При наличии одновременно трех фаз в двойной системе количество их нельзя определить, так как в процессе кристаллизации количество их непрерывно меняется. Так, в диаграмме I рода три фазы могут сосуществовать при температуре кристаллизации эвтектики, когда в равновесии находятся три фазы, концентрационные точки которых расположены на одной горизонтали, т. е. жидкость концентрации *C*, кристаллы *A* концентрации *D* и кристаллы *B* концентрации *E* (см. рис 92). В процессе кристаллизации количество жидкой фазы *C* уменьшается, а количество твердых фаз увеличивается, концентрация же фаз не меняется.

лежащего между линиями солидус и ликвидус, определяются правилом отрезков. Так, сплав *K* в точке *a* состоит из жидкой и твердой фаз. Состав жидкой фазы определится проекцией точки *b*, лежащей на линии ликвидус, а состав твердой фазы — проекцией точки *c*, лежащей на линии солидус. Количество жидкой и твердой фаз определяется из следующих соотношений: количество жидкой фазы *ac*/*bc*, количество твердой фазы *ba*/*bc*.

Обратим внимание, что во всем интервале кристаллизации (от точки *1* до точки *2*) из жидкого сплава, имеющего исходную концен-

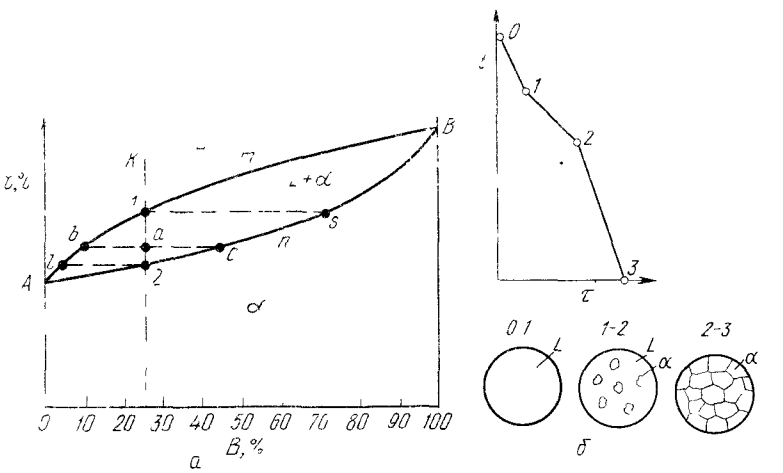


Рис. 96. Диаграмма состояния (неограниченная растворимость в твердом состоянии) и кривая охлаждения

трацию *K*, выделяются кристаллы, более богатые тугоплавким компонентом. Состав первых кристаллов определится проекцией *s*. Закончиться кристаллизация сплава *K* должна в точке *2*, когда последняя капля жидкости, имеющая состав *l*, затвердеет. Отрезок, показывающий количество твердой фазы, равнялся нулю в точке *1*, когда только началась кристаллизация, и количеству всего сплава в точке *2*, когда кристаллизация закончилась. Состав жидкости изменяется по кривой *1* — *l*, а состав кристаллов — по кривой *s* — *2*, и в момент окончания кристаллизации состав кристаллов такой же, как и состав исходной жидкости.

7. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (III рода)

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно в твердом и не образуют химических соединений.

Компоненты: *A*, *B*.

Фазы: *L*, α, β.

В сплавах такого рода возможно существование: жидкой фазы, твердого раствора компонента B в A, который мы будем называть α-раствором, и твердого раствора компонента A в B, который обозначим через β. В этих сплавах возможно нонвариантное равновесие при одновременном сосуществовании трех фаз: L, α, β. В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования трех фаз, могут быть два вида диаграмм: диаграмма с эвтектикой и диаграмма с перитектикой

Диаграмма с эвтектикой

В этой системе не образуются фазы, представляющие собой чистые компоненты Из жидкости могут выделяться только твердые растворы α или β. Следовательно, около вертикалей A и B (рис. 97), соответствующих чистым компонентам, находятся области существования твердых растворов α или β. Предельная растворимость компонента B в A определяется линией DF, а предельная растворимость A в B — линией CG.

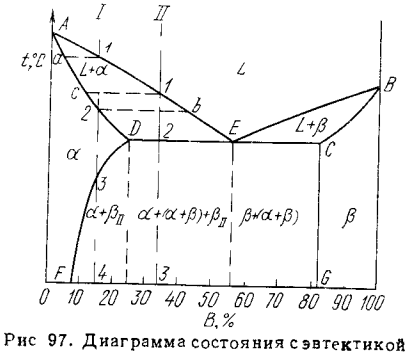


Рис 97. Диаграмма состояния с эвтектикой

Сплавы, находящиеся между этими двумя линиями, находятся за пределами растворимости и являются двухфазными, состоящими из $\alpha + \beta$. Окончание кристаллизации происходит по эвтектической реакции

$$\boxed{L \rightarrow \alpha + \beta}.$$

Линия AEB является на этой диаграмме линией ликвидус, линия $ADCB$ — линией солидус. Зная правило фаз и правило отрезков, можно проследить за процессом кристаллизации любого сплава.

Кристаллизация сплава I. Выше точки *1* сплав находится в жидком состоянии. В точке *1* начинается процесс кристаллизации. Выделяются кристаллы твердого раствора α, концентрация которого изменяется по кривой a — *2*, а состав жидкости изменяется по кривой *1* — b. В точке *2* кристаллизация закончится, и полученные кристаллы твердого раствора должны иметь (для равновесной кристаллизации) концентрацию исходной жидкости. Эти кристаллы не претерпевают изменений до точки *3*, лежащей на линии предельной растворимости. Ниже этой точки твердый раствор α является пересыщенным и выделяет избыточные кристаллы. Такими кристаллами являются кристаллы β-твердого раствора, что определяют, применяя правило рычага для сплава, лежащего внутри двухфазной области $\alpha + \beta$ (т. е. для сплава ниже линии DF).

Состав твердого раствора α изменяется по кривой *3* — F, вследствие выделения кристаллов β концентрации G. Количество кристаллов β при охлаждении увеличивается. Количество кристаллов β, выделившихся из сплава I, характеризуется отрезком от вертикали I до линии *3* — F.

Кривая охлаждения и схемы структур этого сплава при различных температурах показаны на рис. 98.

Кристаллы β, выделившиеся из твердого раствора, называются *вторичными кристаллами* и часто обозначаются символом β_{II} в отличие от первичных β-кристаллов (β_I), выделяющихся из жидкости Процесс выделения вторичных кристаллов из твердой фазы носит

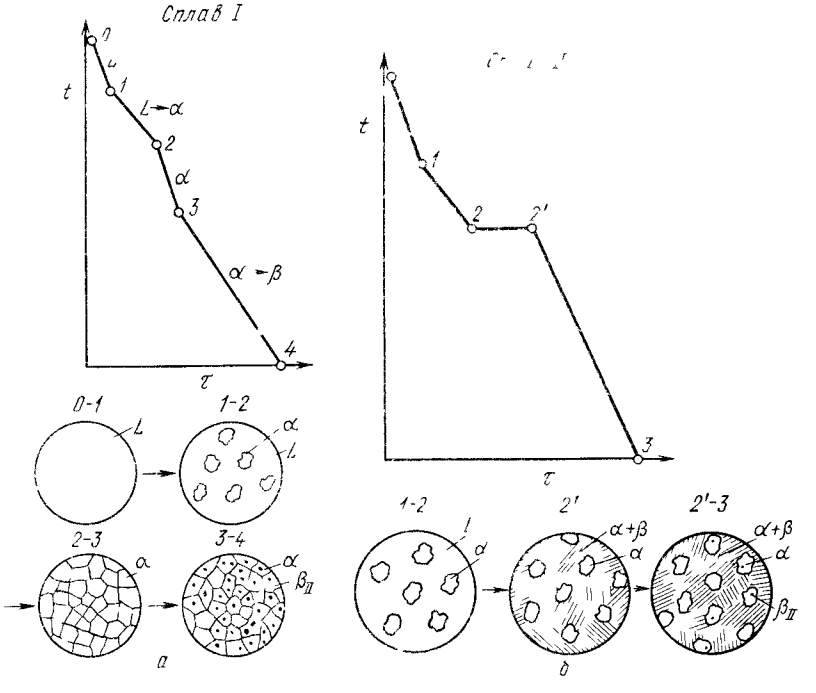


Рис 98. Кривые охлаждения и схемы структур
а — сплава, образующего при кристаллизации твердый раствор с последующим выделением вторичной фазы; *б* — доэвтектического сплава

название *вторичной кристаллизации* в отличие от процесса *первичной кристаллизации*, когда кристаллы (первичные) образуются в жидкой фазе.

Нужно отметить, что сплав, концентрация которого лежит левее точки F, не будет иметь вторичных выделений β-кристаллов.

Так как линия CG в отличие от линии FD изображена на рис. 97 вертикальной, т. е. растворимость компонента A в B не зависит от температуры, то вторичных выделений α-кристаллов нет, но они были бы, если бы линия CG была наклонена вправо, т. е. растворимость уменьшалась бы с понижением температуры.

Точка D для твердого раствора α показывает максимальную растворимость компонента B в компоненте A при наиболее благоприятных условиях.

Кристаллизация сплава II. При кристаллизации этого сплава, в отличие от предыдущего, при достижении горизонтальной линии DEC наступает нонвариантная реакция. В равновесии находятся три фазы — жидкость E, α-кристаллы состава точки D и β-кристаллы состава точки C. Введем условную запись: индекс возле символа, обозначающего фазу, показывает состав фазы. Например, α_D означает твердый раствор α состава точки D. По достижении температуры, соответствующей горизонтали DEC, наступает эвтектическая реакция — из жидкости выделяются кристаллы обоих твердых растворов:

$$L_E \rightarrow \alpha_D + \beta_C.$$

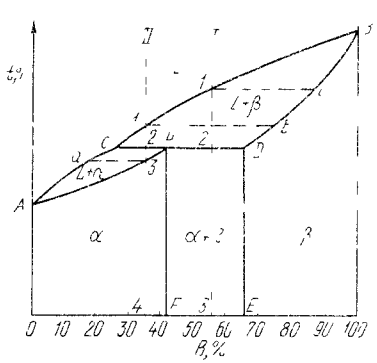


Рис. 99. Диаграмма состояния с перитектикой

Реакция эта нонвариантна, так как при двух компонентах в реакции участвуют три фазы ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$).

Все три фазы, участвующие в реакции, имеют определенные составы (проекции точек E, D и C) и температура их превращения постоянна.

В результате кристаллизации сплава II, кроме первичных (выделившихся при охлаждении от точки *1* до точки *2*) кристаллов α, образуется еще эвтектика $\alpha + \beta$.

При дальнейшем охлаждении вследствие изменения растворимости α-кристаллы выделяют вторичные кристаллы β_{II} и при нормальной температуре α-кристаллы (как первичные, так и входящие в эвтектику) будут иметь состав, отвечающий точке F.

Кривая охлаждения сплава II и структуры этого сплава показаны на рис. 98, *б*.

Выделение вторичных кристаллов из эвтектических составляющих обычно не обнаруживается при микроскопическом исследовании, так как вторичные выделения объединяются с такой же (одноименной) фазой эвтектики.

Несмотря на многообразие структурных составляющих [1], окончательно охлажденный сплав содержит только две фазы α и β, и правило фаз, если его применить ниже линии DE, покажет все количество α- и β-фаз независимо от того, в какой структурной форме они находятся.

Диаграмма с перитектикой

При эвтектическом превращении жидкость кристаллизуется с образованием двух твердых фаз. Возможен и другой тип нонвариантного превращения (трехфазного равновесия), когда жидкость реагирует

[1] Первичный α-твердый раствор, вторичные кристаллы β-твердого раствора, эвтектика $\alpha + \beta$.

с ранее выпавшими кристаллами и образует новый вид кристаллов $L + \beta \rightarrow \alpha$. Реакция подобного типа называется перитектической.

Диаграмма с перитектическим превращением показана на рис. 99. На диаграмме показаны три однофазные области: жидкость L и ограниченные твердые растворы α и β.

Линия ABC является линией ликвидус, линия $APDB$ — линией солидус.

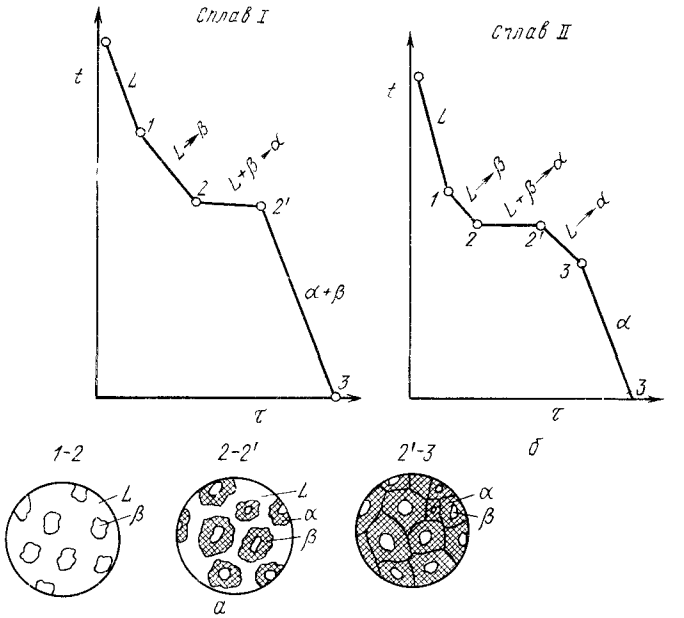


Рис. 100. Кривые охлаждения сплавов после окончания перитектической реакции, в которых в избытке остаются:
а — твердый раствор, *б* — жидкая фаза

Кристаллизация сплава I. Кристаллизация начинается в точке *1* (рис. 100), когда из жидкости выпадают кристаллы β-раствора состава точки *b*. Затем по мере снижения температуры жидкость меняет свою концентрацию по линии ликвидус от точки *1* до точки *C*, а кристаллы β — по линии солидус от точки *b* до точки *D*. При достижении перитектической горизонтали CPD состав жидкости будет отвечать точке *C*, а состав кристаллов — точке *D*. Эти обе фазы реагируют и дают третью фазу α, концентрация которой определяется точкой *P* — третьей точкой на горизонтали. Перитектическая реакция изображается следующим образом:

$$L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P, \quad \text{или в более общем случае} \quad \boxed{L + \beta \rightarrow \alpha}$$

так как точки D и P показывают предельную концентрацию твердых растворов β и α (для простоты линии предельной растворимости даны вертикальными). Количественное соотношение фаз при перитекти-

ческой реакции, необходимое для образования α-фазы, определяется по правилу отрезков соотношением

$$\frac{\text{Количество } \beta}{\text{Количество } L} = \frac{CP}{PD}.$$

В рассматриваемом же сплаве количество участвующих в перитектической реакции кристаллов β и жидкости определяется соотношением

$$\frac{\text{Количество } \beta}{\text{Количество } L} \quad \frac{C2}{2D},$$

т е в данном сплаве имеется избыток β-фазы по сравнению с тем количеством, которое необходимо для образования α-кристаллов. Поэтому по окончании реакции в избытке остаются β-кристаллы Следовательно, в структуре будут продукты перитектической реакции (т. е. α-кристаллы) и оставшиеся избыточные первичные β-кристаллы. Чем ближе точка *2* лежит к точке *P*, тем меньше в реакции остается избыточных β-кристаллов.

Для сплава, отвечающего по концентрации точке *P*, соотношение реагирующих при перитектическом превращении жидкости и β-кристаллов таково, что оно как раз достаточно для образования α-кристаллов предельной концентрации.

На рис. 100, *а* показана кривая охлаждения сплава I; отдельные моменты кристаллизации показаны на схемах структур. Для перитектической кристаллизации (средняя схема) характерно то, что новая α-фаза появляется на границе реагирующей друг с другом жидкости и β-кристаллов. Для сплава I перитектической реакцией заканчивается процесс кристаллизации.

Кристаллизация сплава II (рис. 100, *б*). Отличие кристаллизации этого сплава от кристаллизации сплава I состоит в том, что при перитектической температуре имеется избыток жидкой фазы по сравнению с тем количеством, которое необходимо для образования α-кристаллов концентрации *P*. Поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпанием β-твердого раствора, и оставшаяся жидкость в интервале между точками *2'—3* кристаллизуется в α-фазу. При этом концентрация жидкости изменяется по кривой *C—a*, а концентрация образующихся α-кристаллов – по *P — 3* (см. рис. 99).

8. Диаграмма состояния для сплавов, образующих химические соединения (IV рода)

Химическое соединение, как было указано выше (гл. IV, п. 2), характеризуется определенным соотношением компонентов, а это отражается на диаграмме вертикальной линией, проходящей на оси абсцисс через точку, отвечающую соотношению компонентов в химическом соединении. Если компоненты *A* и *B* образуют химическое соединение A_nB_m, то, следовательно, на $n + m$ его атомов приходится

n атомов *A* и m атомов *B*. Определенному атомному соотношению соответствует и определенное соотношение по массе.

Химическое соединение устойчиво, если его можно нагреть без разложения до расплавления, и неустойчиво, если при нагреве оно разлагается. В зависимости от этого могут быть два вида диаграмм. Кроме того, возможно образование нескольких химических соединений между двумя компонентами, а также растворимость на базе химического соединения — эти обстоятельства также находят отражение в диаграмме состояния.

Диаграмма с устойчивым химическим соединением

Предположим, что оба компонента образуют одно устойчивое соединение A_nB_m, причем и это соединение, и чистые компоненты не образуют в твердом состоянии растворов.

Компонентами системы являются вещества *A* и *B*, а твердыми фазами — *A*, A_nB_m и *B*. Из четырех возможных в этой системе фаз могут сосуществовать три *L*, *A*, A_nB_m или *L*, *B*, A_nB_m.

Это химическое соединение устойчиво, поэтому оно может быть нагрето без разложения до своей температуры плавления (точка *C*). Химическое соединение плавится при постоянной температуре. Плавление химического соединения при постоянной температуре вполне соответствует правилу фаз. Химическое соединение можно рассматривать как однокомпонентную систему (один компонент — химическое соединение *), тогда при плавлении $c = k - f + 1 = 1 - 2 + 1 = 0$

На рис. 101 показана диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением A_nB_m**. Точка *C* соответствует температуре плавления этого химического соединения. На диаграмме имеются две эвтектические точки E_1 и E_2. Эвтектика E_1 представляет собой смесь кристаллов компонента *A* и химического соединения, а эвтектика E_2 — кристаллов *B* и химического соединения. Соответствующими реакциями образования эвтектических смесей являются:

$$L_{E_1} \rightarrow A + A_nB_m, \quad L_{E_2} \rightarrow B + A_nB_m.$$

На линиях E_1C и CE_2 выделяются первичные кристаллы химического соединения. Следовательно, заэвтектические сплавы в отношении эвтектики E_1 и доэвтектические сплавы в отношении эвтектики E_2 в твердом состоянии состоят из первичных кристаллов A_nB_m и эвтектики E_1 или E_2.

---

* Если химическое соединение рассматривать как двухкомпонентную систему (*A* и *B* — компоненты системы), то, так как изменение концентрации у химического соединения невозможно, единица в уравнении правила фаз будет занята под концентрацию и $c = k - f + 0 = 2 - 2 + 0 = 0$.

** Вертикаль A_nB_m на диаграмме соответствует простому кратному соотношению в атомных процентах и в зависимости от атомного соотношения и атомных весов компонентов — определенному соотношению по массе. Обычно на диаграммах на оси абсцисс откладывают проценты по массе. Для пересчета процентов по массе *a* и *b* на атомные α и β пользуются следующими формулами:

$$\alpha = \frac{aB_1}{aB_1 + bA_1} 100, \qquad \beta = \frac{bA_1}{bA_1 + aB_1} 100,$$

где *a* и *b* — содержание компонентов *A* и *B* в процентах по массе; A_1 и B_1 — их атомные массы; α и β — искомое атомное соотношение их в сплаве.

Кристаллизация сплавов по этой диаграмме происходит совершенно аналогично кристаллизации сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов. Отличие состоит только в том, что, кроме выделения кристаллов чистых компонентов A и B, происходит еще образование кристаллов химического соединения. Таким образом, диаграмма с химическим соединением представляет собой как бы приставленные одна к другой две простые диаграммы. Можно разделить такую диаграмму на две части по вертикали, соответствующей химическому соединению, и изучать каждую часть диаграммы отдельно

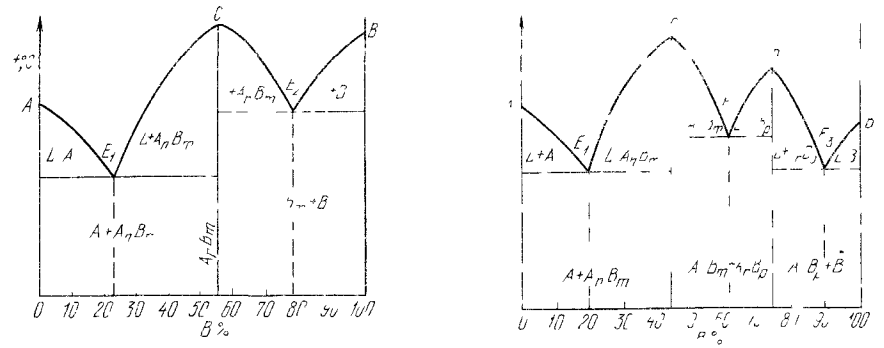


Рис. 101. Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением

Рис. 102 Диаграмма состояния с двумя устойчивыми химическими соединениями

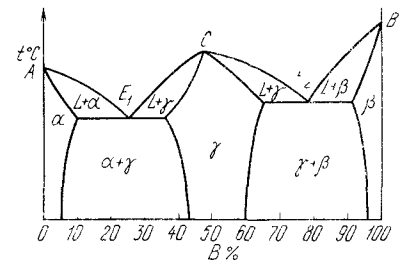


Рис. 103. Диаграмма состояния с твердым раствором на базе химического соединения

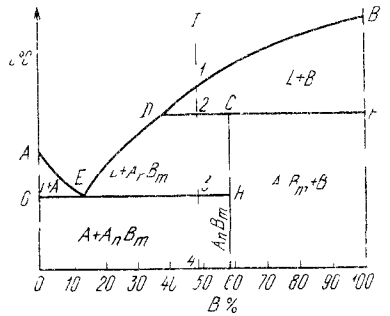


Рис. 104. Диаграмма состояния с неустойчивым химическим соединением

Если компоненты A и B образуют между собой два или больше химических соединений, то такая диаграмма представляет собой диаграмму, составленную из трех, из четырех и т. д. простых диаграмм сплавов механических смесей (рис. 102).

Если же компоненты в твердом состоянии образуют ограниченные твердые растворы, а также растворы на базе химического соединения, то на диаграмме состояния это отмечается областями существования соответствующих твердых растворов.

На рис. 103 изображена такая диаграмма, где α- и β-твердые растворы на базе чистых компонентов, а γ-твердый раствор на базе химического соединения A_nB_m. Нетрудно заметить, что если диаграмма на рис. 102 представляет собой сдвоенную диаграмму сплавов — смесей из чистых компонентов, то диаграмма, приведенная на рис. 103, представляет сдвоенную диаграмму сплавов — смесей из твердых растворов.

Диаграмма с неустойчивым химическим соединением

В отличие от диаграммы с устойчивым химическим соединением на рис 104 приведена диаграмма состояний, где два компонента образуют неустоичивое химическое соединение, которое при нагреве до определенной температуры (t_1) разлагается на жидкость и один из компонентов, т е не расплавляется полностью.

На линии DCF находятся в равновесии три фазы: жидкость концентрации D, кристаллы компонента B и кристаллы химического соединения A_nB_m

При нагреве неустойчивое химическое соединение A_nB_m распадается на жидкость концентрации D и кристаллы B. При охлаждении, следовательно, произойдет обратная реакция:

$$L_D + B \rightarrow A_nB_m$$

Реакция эта подобна перитектической; жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами, но образует не новый твердый раствор, как в случае перитектической реакции, а химическое соединение.

Процесс кристаллизации сплава I в равновесных условиях будет протекать следующим образом. В точке *1* начинается кристаллизация — выпадают кристаллы B, и концентрация жидкости изменяется по кривой $1 — D$ В точке *2* при постоянной температуре образуется неустоичивое химическое соединение по уравнению, приведенному выше. По окончании реакции в избытке остается жидкость, которая кристаллизуется с выделением соединения A_nB_m до тех пор, пока концентрация жидкости не достигнет точки E. Тогда оставшаяся жидкость кристаллизуется в эвтектику, состоящую из кристаллов A и химического соединения Следовательно, на кривой будем иметь две площадки. верхнюю, соответствующую образованию неустойчивого химического соединения, и нижнюю, соответствующую образованию эвтектики $A + A_nB_m$.

Диаграмма состояния для сплавов, испытывающих полиморфные превращения

В приведенных выше диаграммах рассматривали первичные превращения, связанные с процессом кристаллизации жидкого сплава

Вторичной кристаллизации вследствие изменения растворимости с изменением температуры выделяются вторичные кристаллы Вторичная кристаллизация наблюдается и в том случае, если хотя бы один из компонентов претерпевает аллотропические превращения Таким образом превращения в твердом состоянии наблюдаются во всех тех случаях, при которых хотя бы один из компонентов обладает полиморфизмом (т е в диаграммах, где компонентами являются железо, олово, кобальт, марганец, титан, цирконий и некоторые другие элементы)

В рассматриваемых диаграммах с полиморфными превращениями (рис 105) верхняя часть диаграммы характеризует первичную кристаллизацию, нижняя — вторичную

Вид диаграммы состояния зависит от соединений, образующихся между аллотропическими формами обоих компонентов. Рассмотрим некоторые наиболее типичные случаи и возможные виды диаграммы состояния.

Предположим, что компонент A имеет две модификации — A_α и A_β; первая модификация (существующая при низкой температуре) изоморфна компоненту B и может образовать с ним неограниченный твердый раствор (рис. 105, *а*); CDP — область существования двух твердых растворов — α и β, концентрация которых определяется кривыми CD и CP; DPF — линия перитектического образования α-твердого раствора.

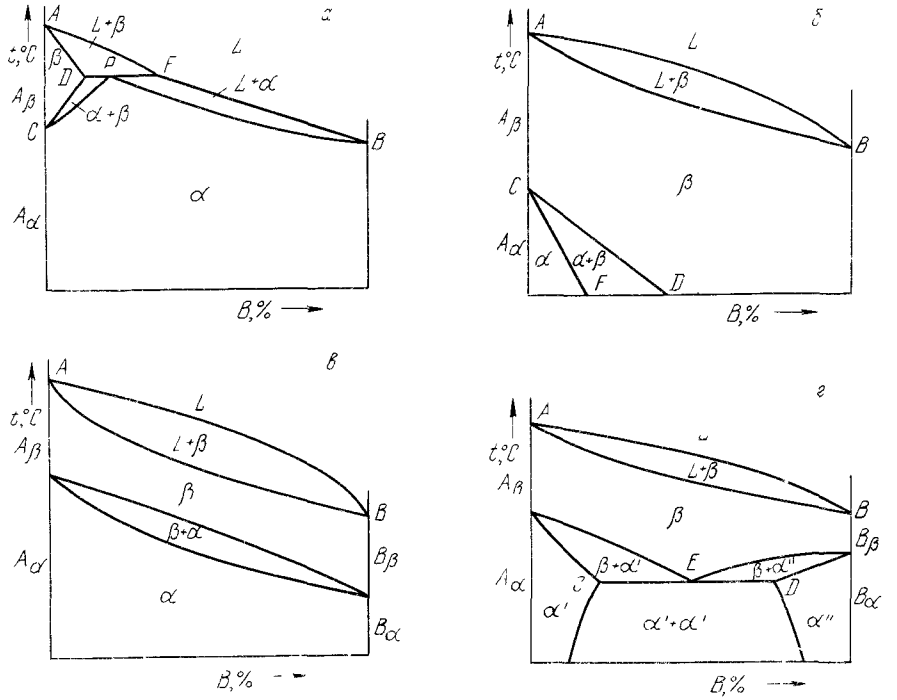


Рис. 105. Диаграммы состояний с полиморфными превращениями

Если кристаллы компонента B будут изоморфны высокотемпературной модификации A, то диаграмма примет вид, изображенный на рис. 105, *б*; CDF — область существования в равновесии двух твердых растворов.

Если A и B имеют по две модификации, причем A_α и B_α так же как и A_β и B_β, изоморфны и образуют неограниченный ряд твердых растворов, то диаграмма примет иной вид (рис. 105, *в*). Она будет как бы сдвоенной, «двухэтажной» диаграммой для случая, при котором компоненты неограниченно растворимы друг в друге в твердом состоянии.

Если низкотемпературные модификации ограниченно растворимы друг в друге, а высокотемпературные — неограниченно, то получим сочетание диаграмм (рис. 105, *г*), рассмотренных в п. 6 и 7.

При температуре, соответствующей линии CFD, происходит распад β-твердого раствора с одновременным выделением α'- и α'' твердых растворов:

$$\beta = \alpha' + \alpha''.$$

Превращение протекает аналогично кристаллизации эвтектики, но исходным маточным раствором является не жидкость, а твердый раствор. В отличие от кристаллизации эвтектики из жидкости подобное превращение называется не эвтектическим, а *эвтектоидным*, а смесь полученных кристаллов — *эвтектоидом*.

10. Кристаллизация сплавов в неравновесных условиях

В начале этой главы говорилось, что диаграмма состояния характеризует равновесное состояние сплава, а линии на диаграмме показывают температурно-концентрационные условия превращения в в равновесных условиях, когда свободные энергии старой и образующихся фаз равны.

Вместе с тем отмечалось (см. также гл. II), что превращение при температуре фазового равновесия невозможно, так как в этом случае нет стимула для превращения, нет выигрыша в запасе свободной энергии. Поэтому равновесную диаграмму состояния следует рассматривать как тот предельный случай, когда при бесконечно малых

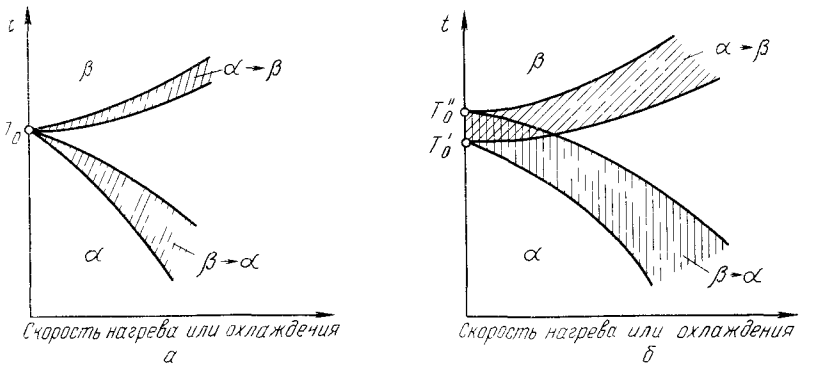


Рис. 106. Влияние скорости нагрева или охлаждения на температуры превращения
а — для систем с нулевой степенью свободы; *б* — для систем с одной или более степенями свободы

скоростях нагрева или охлаждения достигается бесконечно малая разность уровней свободных энергий сосуществующих фаз и когда, следовательно, превращение совершается с бесконечно малой скоростью. Реально же обнаруживаемые температуры превращения при нагреве, который производится с какой-то конечной скоростью, лежат всегда выше равновесных, а для случая охлаждения всегда ниже, что и показано схематически на рис. 106.

На этой схеме полиморфному превращению $\alpha \rightleftarrows \beta$ при бесконечно малой скорости охлаждения (или нагревания) отвечают теоретические температуры равновесия: T_0 — для нонвариантных систем (например, полиморфное превращение в чистых металлах) или интервал $T_0'' - T_0$ для систем с одной или более степенями свободы (например, превращение твердых растворов). В условиях же конечных скоростей нагрева или охлаждения начинается и заканчивается выше или ниже равновесных температур. Кроме того, здесь отражено еще два других существенных обстоятельства:

1. Перегрев или переохлаждение системы тем больше, чем больше скорость нагрева или скорость охлаждения, причем склонность к переохлаждению больше, чем к перегреву.

2. В реальных условиях превращение для всех систем протекает в интервале температур. Этот интервал тем больше, чем больше скорость нагрева или охлаждения.

Таким образом, описываемые диаграммой состояния превращения представляют собой некоторую абстракцию, поскольку необходимость переохлаждения (перегрева) для протекания превращения в ней не учитывается. Но эта абстракция необходима для изучения реальных условий кристаллизации.

Еслис корость изменения температур невелика, т. е. если превращения проходят в условиях малых переохлаждений (перенагрев же обычно бывает невелик), то в этих случаях можно пренебречь этой небольшой степенью переохлаждения и рассматривать превращения как совершающиеся при температурах и в последовательности, указанной на диаграмме состояния.

В дальнейшем будем широко пользоваться диаграммами состояний при анализе так называемых равновесных структур и превращений, совершающихся при медленных охлаждениях (нагревах).

В условиях же быстрых изменений температур изменяется не только температура превращения, но и условия превращения, так как не успевают (для переохлажденных систем) произойти диффузионные процессы, необходимые для осуществления превращений по типу равновесных. Для этих случаев равновесия диаграмма уже недействительна.

Непрерывная кристаллизация жидкого раствора

При равновесной кристаллизации (см. рис. 96) состав жидкости и выпавших кристаллов непрерывно меняется в соответствии с линиями ликвидус и солидус. Состав остающейся жидкости удаляется от среднего (исходного) состава, а состав кристаллов приближается к среднему и достигает его к моменту окончания кристаллизации жидкого раствора в однородный твердый. Для осуществления этого процесса должна происходить диффузия как в жидкой, так и в твердой фазе, чтобы выравнить состав.

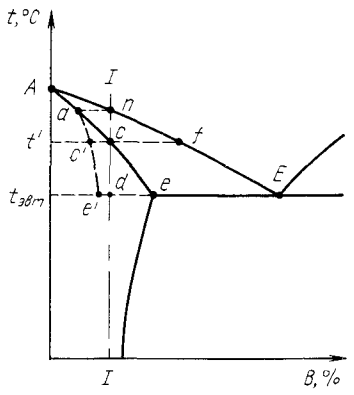


Рис. 107. Изменение среднего состава кристаллов при неравновесной кристаллизации

Однако в реальных условиях кристаллизации диффузия в твердой фазе запаздывает. У сплава *I—I* (рис. 107) при кристаллизации состав выделяющихся кристаллов меняется в соответствии с положением линии солидуса *a—c*, но не успевает произойти диффузия, выравнивающая состав твердой фазы и средний состав кристаллов изобразится штриховой линией *a—c'*. А поэтому когда теоретически должна закончиться кристаллизация (при температуре *t'*) еще остается

какое-то количество жидкости (что характеризуется отрезком *c'c*), а жидкость состава *f* может, обогащаясь компонентом *B*, продолжать охлаждаться и когда сплав охладится до эвтектической температуры ($t_{эвт}$), жидкость примет состав точки *E*; кристаллы не будут однородны и их средний состав будет не *e*, *e'* и, следовательно, остается какое-то количество жидкости (характеризуемое отрезком *e' d*), которое затвердеет и даст эвтектику. Таким образом, реальная структура литого сплава I—I в результате описанной схемы кристаллизации будет сильно отличаться от равновесной, описываемой диаграммой состояния. Вместо однородного твердого раствора получается структура неоднородного твердого раствора + эвтектика. Если точка *e'* совпадет с точкой *d*, точнее в процессе кристаллизации достигнет вертикали *I—I*, эвтектики не будет. Отсюда следует, что наличие эвтектики не обязательно в структуре литого сплава, но неоднородный твердый раствор — типичная характеристика литой структуры

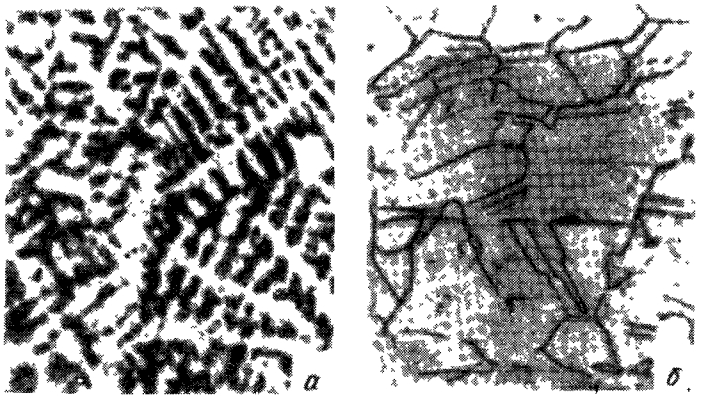


Рис. 108. Структура сплава нейзильбер (твердый раствор цинка и никеля в меди; А. А. Бочвар, ×100:
а — в литом состоянии; *б* — после диффузионного отжига

Известно, что в жидкой стали образуются древовидные кристаллы — дендриты (см. с. 46).

Обычно при кристаллизации твердых растворов первые кристаллы имеют более высокую концентрацию тугоплавкого компонента, чем последующие. Вследствие этого ось первого порядка дендрита содержит больше тугоплавкого компонента, чем ось второго порядка, и т. д. Междендритные пространства, кристаллизовавшиеся последними, содержат наибольшее количество легкоплавкого компонента, и поэтому они самые легкоплавкие. Описанное явление носит название *дендритной ликвации* Состояние дендритной ликвации является неравновесным, неоднородный раствор имеет более высокий уровень свободной энергии, чем однородный. При длительном нагреве сплава дендритная ликвация может быть в большей или меньшей степени устранена диффузией, которая выравнивает концентрацию во всех кристаллах (рис. 108).

Рассмотренная выше схема (рис. 107) предусматривает не очень высокие скорости охлаждения (порядка 1 °С/мин — 1 °С/с, обычная скорость охлаждения не очень больших слитков); в начале кристаллизации сплав не сильно переохлаждается, но значительно переохлаждается в конце кристаллизации из-за запаздывания диффузии в твердой фазе.

Сейчас применяют распыление жидкого металла для получения шарообразных гранул (порошинок) размером 50 — 200 мкм (рис. 109, *а*), в этом случае скорость охлаждения достигает 10^3—10^6 °С/с. Жидкий металл переохлаждается на несколько сот градусов

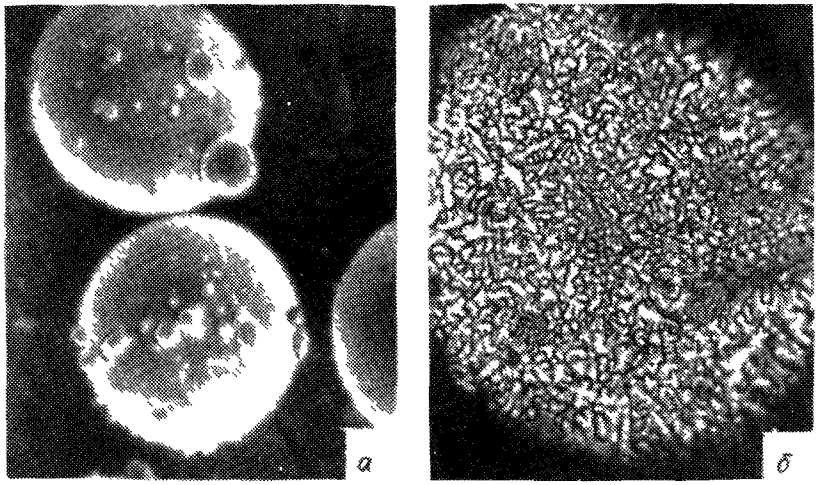


Рис. 109. Гранулы (*а*) и их структура (*б*) быстрорежущей стали, полученной закалкой из жидкого состояния

ниже температуры (равновесной) кристаллизации и превращается в однородный, сильно пересыщенный твердый раствор. Образуется дендритная структура, но не развитая, часто без осей второго порядка (рис. 109, *б*). При последующем нагреве происходит выделение в дисперсном виде вторичных фаз.

При более высоких скоростях охлаждения порядка 10^6—10^7 °С/с (или при несколько меньших в сплавах, содержащих высокий процент фосфора и других неметаллических элементов, получивших название *аморфизаторы*) жидкий раствор переохлаждается до столь низких температур, что даже диффузионная кристаллизация (последняя понимается, когда состав жидкой и твердой фазы одинаков) заморожена, жидкость охлаждается до комнатной температуры и загустевает.

При закалке из жидкого состояния существует две критические скорости охлаждения: первая, когда состав твердого раствора одинаков с жидким, т. е. избыточная фаза не выделяется, и вторая, когда образуется аморфное состояние, кристаллизация отсутствует. При

большой скорости охлаждения, но меньшей чем первая критическая скорость, избыточная фаза частично или полностью успеет выделиться, но в дисперсном виде. Получается большое разнообразие структур, что, естественно, обусловливает и большое разнообразие свойств. Использование этого нового способа термической обработки — закалка из жидкого состояния, делает первые шаги в направлении ее использования в практических целях.

Неравновесная кристаллизация твердого раствора

Если в процессе охлаждения возможен распад твердого раствора, то диаграмма состояния показывает начало этого процесса при самом медленном охлаждении — для сплава *I*—*I* точка *1* (рис. 110). С увеличением скорости охлаждения температура начала выделения избыточной фазы (β_{II}) снижается (точки *1'*, *1''*), количество выделившейся фазы уменьшается (отрезок от 1' или 1'' до 1''') и наконец при определенной, еще большей, скорости охлаждения твердый раствор без выделений полностью переохлаждается до комнатной температуры.

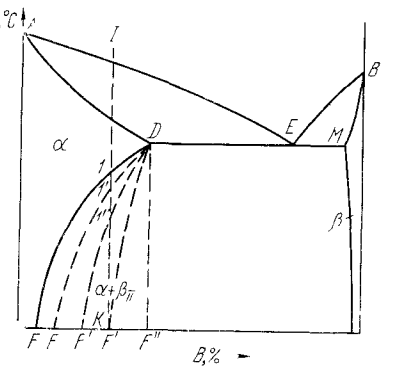


Рис. 110. Кристаллизация из твердого раствора в условиях переохлаждения

Таким образом, регулируя скорость охлаждения, можно добиться разной степени распада — вплоть до полного его подавления. Такие пересыщенные растворы неустойчивы. Если, однако, тепловая подвижность атомов переохлажденного раствора недостаточна, то состояние пересыщения может сохраняться неопределенно долгое время. В противном случае с течением времени будет происходить постепенный распад пересыщенного раствора с выделением избыточной фазы. Этот процесс будет ускоряться при повышении температуры.

Образующиеся при высокой температуре вторичные фазы при медленном охлаждении твердого раствора или высоком вторичном нагреве закаленного (пересыщенного) твердого раствора не только крупнее по размерам, но ориентационно не связаны с маточной фазой. Слой атомов, принадлежащий старой фазе, соседствует со слоем атомов, принадлежащим решетке новой фазы, как показано на рис. 111, *а*.

Для случая выделения при низкой температуре новая β-фаза (она по составу обычно не отвечает составу стабильной β-фазы указанной на равновесной диаграмме) определенным образом ориентирована относительно исходной, так что пограничный слой атомов в равной степени принадлежит обеим решеткам (рис. 111, *б*). Подобное сочленение кристаллических решеток называется *когерентным*. На границе раздела при когерентной связи возникают и сохраняются напряжения тем большие, чем больше отличие в строении (в плоскости раздела) сопряженных решеток.

Если температуру сплава повышать, то вследствие увеличения тепловой подвижности атомов и наличия напряжений на границах раздела фаз. Когерентная связь разрывается (явление *срыва когерентности*), метастабильные фазы переходят в устойчивую β-фазу, пластинчатые кристаллики β-фазы растут, стремясь принять округлую форму. Когда описанные процессы пройдут полностью, структура и фазовый состав станут такими же, как и в случае медленного охлаждения.

Описанный выше процесс фиксирования быстрым охлаждением неустойчивого состояния носит название *закалки*, а последующий

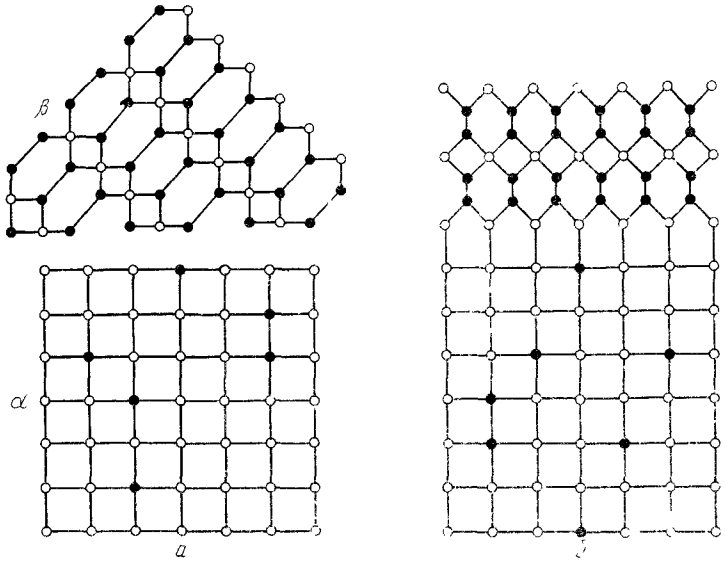


Рис. 111. Схемы сочленения кристаллических решеток.
***а* — несвязанная; *б* — связанная (когерентная)**

процесс постепенного приближения к равновесному состоянию (путем нагрева или длительной выдержки) называется *отпуском* и *старением*. Столь разнообразное изменение структуры, достигаемое разной степенью приближения сплава к равновесному состоянию, приводит к разнообразному изменению свойств, чем и обусловлено широкое применение *термической обработки*, в основе которой заложены процессы неравновесной кристаллизации, в общих чертах описанные выше.

Существо происходящих процессов, а также и получаемые при этом свойства будут более конкретно рассмотрены далее

11. Системы с тремя компонентами

Современная техника не ограничивается применением чистых металлов и двойных сплавов. В большинстве случаев практически применяемые сплавы являются сплавами многих компонентов. Поэтому,

естественно, возникает необходимость изучения тройных и более сложных систем.

Как видели раньше, для изображения однокомпонентной системы достаточно нанести точки на прямую линию (см. рис. 86), диаграмму состояния двухкомпонентной системы изображают в виде плоского графика (см. рис. 87). Диаграмма состояния сплавов с тремя компонентами изображается в пространстве; при этом одна ось будет показывать изменение содержания одного компонента, другая — другого, а третья ось — температурная (рис. 112). Если содержание двух компонентов задано, то содержание третьего определяется равенством $C = 100 - A - B$.

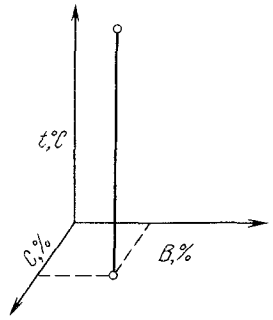


Рис. 112. Координаты для трехкомпонентной системы

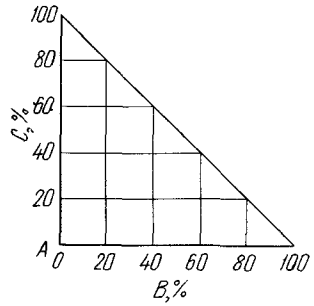


Рис. 113. Концентрационный треугольник (прямоугольный)

На вертикальные линии (рис. 112) наносят точки фазовых превращений сплавов. Изучив достаточное количество сплавов, точки одинаковых превращений можно объединить в поверхности. Таким образом, пространственная модель диаграммы состоит из различных поверхностей, между которыми заключены объемы одинаковых фазовых состояний. На диаграмме, следовательно, будет пространственная область, соответствующая жидкому состоянию, которая от области равновесия жидкого состояния с кристаллическим отделяется поверхностью ликвидус. Область сосуществования жидкости и кристаллических фаз отделяется от области существования одного только кристаллического вещества поверхностью солидус.

Изучение тройных систем начнем со способов изображения концентрации. Можно воспользоваться прямоугольной системой координат. Вершина координат соответствует чистому компоненту *A*. По осям откладывают концентрации *B* и *C* (рис. 113) так же, как это делали применительно к двойным системам (см. рис. 87). Крайние точки на обеих осях соответствуют чистым компонентам *B* и *C*. Если масштаб на обеих осях одинаков, то точки *B* и *C* одинаково удалены от начала координат.

Двойные сплавы *A* — *C* и *A* — *B* лежат на осях координат и могут иметь одинаковый масштаб; двойной же сплав — *B* — *C* должен расположиться на гипотенузе прямоугольного треугольника.

Недостатком такого метода изображения является различие масштабов для концентраций отдельных компонентов. Этот метод применяют главным образом при изображении не всей диаграммы состояния, а только части ее, для сплавов, богатых компонентом *A*.

Для полного изображения всей тройной системы, так чтобы изменение концентрации каждого компонента измерялось в одинаковом масштабе, используются косоугольные координаты с углом 60°. В этом случае вместо прямоугольного треугольника основанием пространственной модели будет равносторонний треугольник, на который наносят сетку концентраций и который называется *концентрационным треугольником* (рис. 114).

При определении концентраций компонентов тройного сплава следует предположить, что вершины равностороннего треугольника соответствуют чистым компонентам A, B и C. Линия AB изображает двойные сплавы $A + B$. Аналогично стороны BC и AC изображают двойные сплавы $B + C$ и $A + C$. Внутри треугольника расположены точки, отвечающие тройным сплавам.

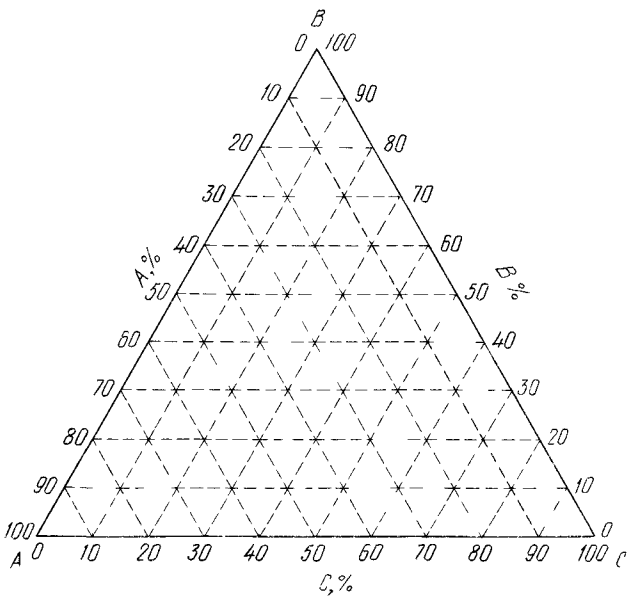


Рис. 114 Концентрированный треугольник (равносторонний)

В каждом тройном сплаве сумма концентраций трех компонентов является постоянной величиной, т. е. % A + % B + % C = 100 % (так же, как и для двойных сплавов % A + % B = 100 %), и равна оси концентрации AB.

Следовательно, за 100 % принимают сторону треугольника $AB = AC = BC =$ = 100 %.

Если через заданную точку O, лежащую внутри треугольника, провести линии, параллельные его сторонам (рис. 115), то из элементарного геометрического построения видно, что расходящиеся из точки O под углом в 120° отрезки a, b, c в сумме равны стороне треугольника, т. е. $a + b + c = AB = BC = CA =$ 100 %.

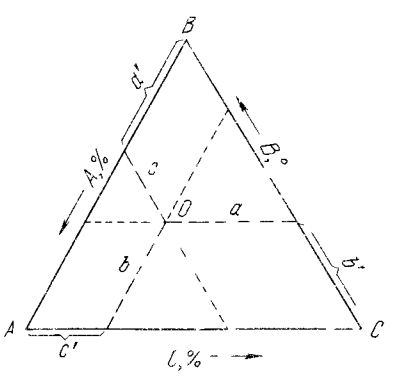
Так как сторона треугольника показывает нам количество всего сплава, то сумма $a + b + c$ также показывает количество всего сплава, а каждый член в этой сумме показывает количество (концентрацию в сплаве) одного из компонентов.

В двойной системе по мере приближения концентрационной точки к началу координат, например к точке A, лежащей на стороне AB, содержание компонента A увеличивается, а B уменьшается. В тройной системе по мере приближения точки, расположенной внутри треугольника, к вершине A отрезок a увеличивается, а отрезок b и c уменьшаются. Когда такая точка окажется на стороне AB, сплав будет бинарным ($A + B$), отрезок c станет равным нулю. Когда точка сольется с вершиной треугольника, имеем чистый компонент A, отрезки b и c будут равны нулю, а отрезок a будет равен стороне AC, или 100 %.

Следовательно, отрезок a показывает содержание (концентрацию) в тройном сплаве компонента A. Соответственно отрезок b показывает содержание компонента B, а отрезок c — содержание компонента C.

Чтобы определить концентрацию компонентов в тройном сплаве, через данную точку проводят линии, параллельные сторонам треугольника. Длина отрезка какой-либо линии, доведенной до одной из сторон треугольника, определяет концентрацию того компонента, который отвечает вершине треугольника, противолежащей этой стороне[1].

Для удобства на сторонах треугольника (по вращению часовой стрелки или против нее) откладывают содержание компонентов A, B и C. Концентрационные



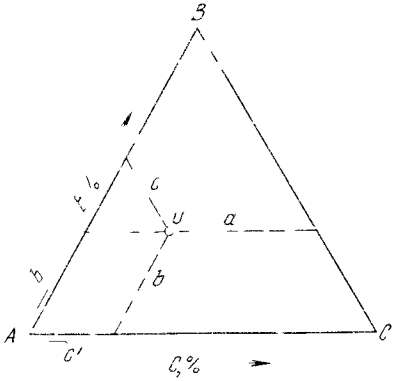


Рис. 115 Определение концентрации сплавов в равностороннем концентрационном треугольнике

Рис. 116 Определение концентрации в равностороннем концентрационном треугольнике

отрезки a, b и c проектируются на стороны, показывающие изменение соответствующего компонента. Отрезки a', b' и c', лежащие на сторонах треугольника, соответственно равны концентрационным отрезкам a, b и c и показывают состав сплава (отрезок a' — концентрацию компонента A, b' — компонента B и c — компонента C).

В многих случаях удобно откладывать концентрации C и B по сторонам расходящимся из вершины компонента A.

Для сплава O концентрация компонента B выражается отрезком b', компонента C — отрезком c', так как очевидно, что отрезок b' o и $c' = c$ (рис. 116). Концентрацию компонента A определяют по разности % A = 100 % — — % B — % C.

Если рассмотрим серию сплавов, лежащих на прямой, параллельной одной из сторон треугольника, например стороне AC (рис. 117), то нетрудно видеть, что во всех этих сплавах концентрационные отрезки, опущенные на сторону AC, т. е. отрезки, показывающие содержание компонента B, равны. Следовательно, сплавы, лежащие на линии, параллельной стороне AC, имеют постоянное содержание компонента B.

Если взять серию сплавов, лежащих на линии, проходящей через вершину треугольника, например через вершину B, то из закона подобия треугольников получим для всех сплавов, лежащих на этой линии, постоянное отношение отрезков

$$\frac{c}{a'} = \frac{c''}{a''} = \text{и т д},$$

т. е. для всех сплавов, лежащих на прямой, проходящей через вершину B, соотношение компонентов A и C будет постоянным.

[1] Т. е. по отрезку, доведенному до стороны BC, определяют содержание компонента A и т. д.

Итак, анализ концентрационного треугольника показывает, что:

1) вершины треугольника изображают чистые компоненты A, B и C;

2) на сторонах треугольника лежат точки, отвечающие двойным сплавам;

3) точки внутри треугольника изображают тройные сплавы;

4) сплавы, которые изображаются точками, лежащими на линии, параллельной стороне треугольника, имеют постоянную концентрацию того компонента, который соответствует противолежащей вершине треугольника;

5) сплавы, которые находятся на линии, проходящей через какую-либо вершину треугольника, характеризуются постоянным отношением концентраций двух компонентов.

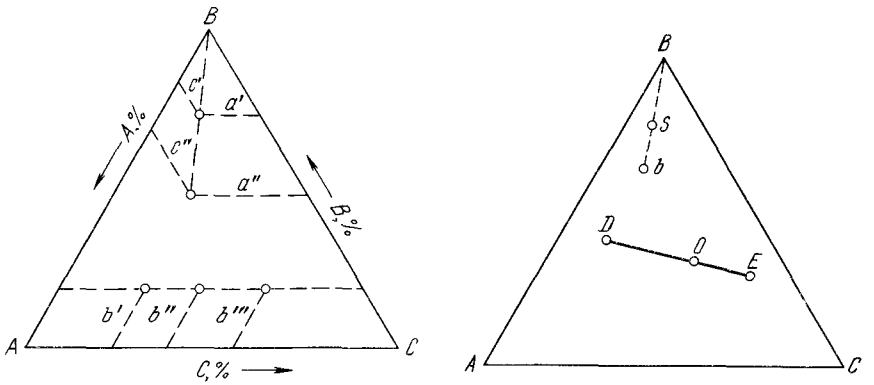


Рис 117. Сечение концентрационного треугольника

Рис. 118. Правило отрезков в тройной системе

Процесс кристаллизации тройных сплавов подчиняется тем же основным правилам, что и кристаллизация двойных сплавов, т. е. правилу фаз и правилу отрезков только применение последнего несколько затрудняется более сложным изображением системы (в пространстве).

Приведем пример для объяснения правила отрезков (которое в отношении к тройным системам, может быть, удобнее именовать *правилом прямой линии*).

Если даны два двойных сплава с 60 и 40 % B, то сплавляя их, получим третий двойной сплав, для которого концентрация B лежит между 40 и 60 % B (в нем не может быть B меньше 40 % и больше 60 %), т. е. если имеем два сплава C и D (см. рис. 87), то концентрация третьего сплава, полученного путем сплавления этих двух, будет отвечать точке, лежащей между точками C и D.

Если даны два тройных сплава — D и E, то точка, изображающая третий сплав, полученный их сплавлением, будет лежать на линии, соединяющей точки D и E (рис. 118).

Чем больше взято сплава E, тем ближе будет лежать точка O, характеризующая состав полученного сплава, к точке E.

Если взять n % сплава E и m % сплава D, то положение точки O определится из соотношения:

$$\frac{n}{m} = \frac{OD}{OE},$$

которое является уже известным нам уравнением правила отрезков (см. п. 5).

Если предположить обратный процесс (например, сплав в точке O распадается на две фазы — D и E), то концентрационные точки этих сплавов будут лежать на одной прямой DOE и количество фазы D определится отрезком OE, а фазы E — отрезком OD, если отрезок ED показывает все количество сплава.

Если из жидкости S (рис. 118) выделяются кристаллы чистого компонента B, то состав оставшейся жидкости изменяется по прямой, являющейся продолжением линии BS. Если в какой-то момент кристаллизации концентрация жидкости приняла значение точки b, то это значит, что данный момент кристаллизации количество выпавших кристаллов B так относится к количеству оставшейся жидкости, как отрезок Sb к отрезку SB [иными словами, отрезок Sb показывает количество (массу) выпавших кристаллов B].

Применяя правило фаз к тройным системам, следует учитывать, что $k = 3$ (три компонента). Поэтому максимальное число одновременно существующих фаз (при постоянном давлении) в тройных сплавах равно 4 (нонвариантное равновесие):

$$c = k - f + 1 = 3 - 4 + 1 = 0.$$

Следовательно, кристаллизация двойной эвтектики ($L \rightarrow A + B$) происходит в тройных сплавах в интервале температур, но каждой температуре соответствует определенный состав жидкости (моновариантная реакция):

$$c = k - f + 1 = 3 - 3 + 1 = 1.$$

В тройных сплавах возможна также кристаллизация тройной эвтектики ($L \rightarrow A + B + C$), происходящая при постоянной температуре ($c = 0$). Если представить себе, что систему образуют три компонента A, B и C, растворимые в жидком состоянии и нерастворимые в твердом, то кристаллизация в интервале температур начнется с выделения одного компонента (например, A, рис. 119), затем двух компонентов, т. е. кристаллизуется двойная эвтектика, что тоже происходит при переменной температуре. При постоянной температуре происходит только совместная кристаллизация трех компонентов (в виде тройной эвтектики $A + B + C$).

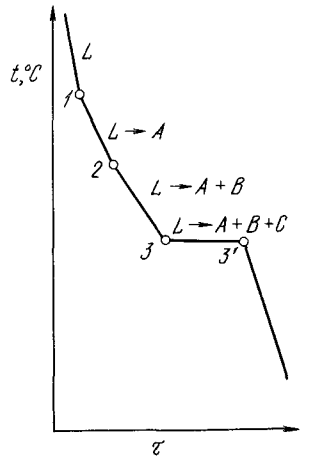


Рис. 119. Кривая охлаждения тройного сплава с образованием двойной и тройной эвтектик, состоящих из числа компонентов A, B, C

Тройные системы можно классифицировать по тем же принципам, что и двойные, учитывая растворимость компонентов в твердом и жидком состояниях и склонность их к образованию химических соединений. Очевидно, что диаграмм тройных систем различных типов будет гораздо больше, чем диаграмм двойных систем. В задачу данного курса не входит рассмотрение разнообразных тройных диаграмм состояний, поэтому ограничимся рассмотрением в общих чертах процессов кристаллизации в тройной системе, где эти три компонента не растворимы в твердом состоянии и не образуют химических соединений.

Попарно компоненты A, B и C образуют системы с двойной эвтектикой, а совместно — систему с тройной эвтектикой.

В развернутом виде такая диаграмма показана на рис. 120 а общий вид диаграммы в пространстве — на рис. 121.

Очевидно, что отрезок E_1A (рис. 120) является проекцией линии ликвидус двойной системы AB при выделении из жидкости кристаллов компонента A. Отрезок E_3A — проекция линии ликвидус двойной системы AC при выделении того же компонента A.

Точка E_1 будет проекцией эвтектической точки в двойной системе AB, линия E_1E показывает изменение положения точки двойной эвтектики $A + B$ под влиянием третьего компонента. Линия E_3E имеет то же значение в отношении эвтектики $A + C$.

Итак, если на линии E_1A выделяются кристаллы A в двойной системе $A - B$, а на линии E_3A — кристаллы A в двойной системе $A - C$, то в тройных сплавах кристаллизация начнется выделением кристаллов A у всех сплавов, концентрационные точки которых лежат внутри фигуры E_1AE_3E.

Следовательно, поверхность E_1AE_3E (рис. 121) является поверхностью ликвидус первичной кристаллизации кристаллов A. Поверхность BE_1EE_2 является поверхностью ликвидус первичной кристаллизации B, поверхность CE_2EE_3 — первичной кристаллизации C.

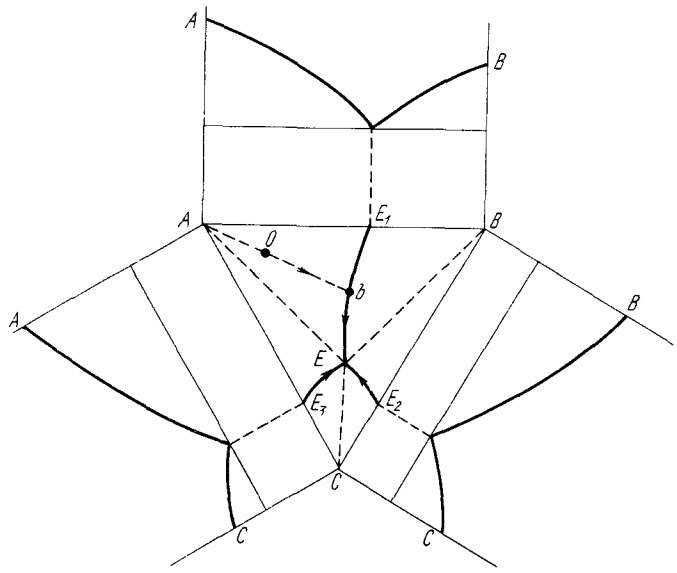


Рис 120. Диаграмма состояния трехкомпонентной системы Компоненты нерастворимы в твердом состоянии и образуют тройную эвтектику (развертка)

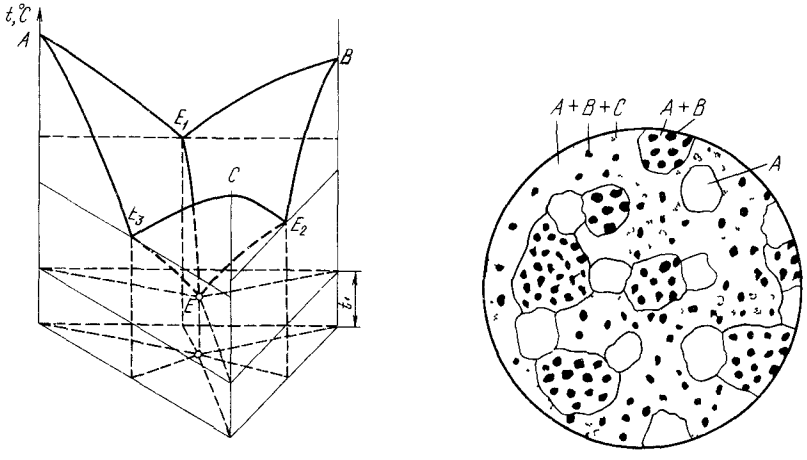


Рис. 121. Диаграмма состояния трехкомпонентной системы Компоненты нерастворимы в твердом состоянии и образуют тройную эвтектику (*пространственное изображение*)

Рис. 122. Структура трехкомпонентного сплава с двойной и тройной эвтектиками из чистых компонентов

Рассмотрим сплав O (см. рис. 120) из него при охлаждении будут выпадать кристаллы A, в соответствии с правилом прямой линии состав жидкой фазы будет меняться по продолжению прямой AO до тех пор, пока точка, показывающая концентрации жидкой фазы, не попадет в точку b лежащую на эвтектической линии E_1E (линия E_1E является линией кристаллизации двойной эвтектики $A + B$). Когда кристаллизация компонентов в жидкости будет отвечать точке b, начнет кристаллизоваться двойная эвтектика $A + B$, и состав жидкости будет изменяться в сторону увеличения в ней компонента C до тех пор, пока не станет характеризоваться точкой E. Жидкость состава E при температуре t' (см. рис. 121) кристаллизуется, образуя тройную эвтектику $A + B + C$, т. е. при охлаждении идет реакция.

$$L_E \rightarrow A + B + C.$$

Соединим прямой линией точки E и A. Концентрационная точка сплава O будет лежать внутри фигуры EAE_1. Продолжение прямой, соединяющей вершину A с точкой любого сплава, лежащего внутри этой фигуры, достигнет (пересечет) линию E_1E, т. е. по выделении кристаллов A начнется выделение двойной эвтектики $A + B$ и затем тройной эвтектики $A + B + C$. Если концентрационная точка лежит внутри фигуры EAE_3, то после выделения кристаллов A будет выделяться эвтектика $A + C$.

Таким образом, можно установить три этапа кристаллизации нашего сплава: выделение первичных кристаллов (отрезок *1—2*, см. рис. 119), выделение двойной эвтектики (отрезок *2—3*) и выделение тройной эвтектики (отрезок *3—3'*).

Структура тройного сплава (рис. 122) будет состоять из первичных кристаллов (кристаллы A), двойной (кристаллы $A + B$) и тройной ($A + B + C$) эвтектик.

Тройная эвтектика образуется во всех тройных сплавах, кристаллизующихся по типу, изображенному на диаграммах рис. 120 и 121. Природа первичных кристаллов и двойной эвтектики зависит от того, в какой области диаграммы будет находиться концентрационная точка сплава (табл. 13).

Таблица 13. Область на тройной диаграмме и соответствующая ей структура

Область расположения концентрационной точки	Структура	Область расположения концентрационной точки	Структура
EBE_1 EBE_2 ECE_2	$B + (B + A) + (A + B + C)$ $B + (B + C) + (A + B + C)$ $C + (C + B) + (A + B + C)$	ECE_3 EAE_3 EAE_1	$C + (C + A) + (A + B + C)$ $A + (A + C) + (A + B + C)$ $A + (A + B) + (A + B + C)$

Конечно, в структуре двойных сплавов ($A + B$; $A + C$; $B + C$) не будет тройной эвтектики. В сплавах, лежащих на линиях двойных эвтектик (E_1E; E_2E; E_3L), не будет первичных кристаллов чистых компонентов; в этих сплавах кристаллизация начнется выделением сразу двойной эвтектики. Сплавы, лежащие на линиях, соединяющих точку тройной эвтектики и вершины треугольника, также не будут иметь в структуре двойной эвтектики. Применяя правило прямой линии, приходим к выводу, что в таких сплавах после выделения чистого компонента жидкость примет концентрацию точки E и тогда начнется кристаллизация тройной эвтектики.

Наконец, сплав, отвечающий точке E, состоит из тройной эвтектики. В данной системе это самый легкоплавкий сплав. Процесс кристаллизации начнется при температуре t' с одновременным выделением кристаллов всех трех компонентов.

На плоскостном изображении диаграммы (см. рис. 120) температурной оси нет. Можно проследить последовательно за процессом кристаллизации, не отмечая, при какой температуре какая фаза начинает кристаллизоваться. Если на диаграмму нанести линии, соответствующие одинаковым температурам (изотермы), т. е. линии,

которые представляют собой пересечения горизонтальных изотермических) плоскостей с поверхностями диаграммы, то можно будет с некоторым приближением судить о температурах превращения.

На рис. 123 приведена диаграмма Pb — Sn — Bi, аналогичная диаграмме, показанной на рис. 120 (ограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии не показана).

Кристаллизация сплава с 50 % Sn, 30 % Pb и 20 % Bi (см. рис. 123, точка D) начнется выделением олова при температуре между 150 и 180 °С (ближе к 180 °С). Когда точка, изображающая состав жидкости, достигнет линии E_3E (в точке O_1, которая соответствует температуре около 145 °С), жидкая фаза будет содержать 30 % Sn, 42 % Pb и 28 % Bi. Здесь начнется кристаллизация двойной эвтектики Pb + Sn, и состав жидкости будет изменяться по кривой E_3E вплоть до точки E,

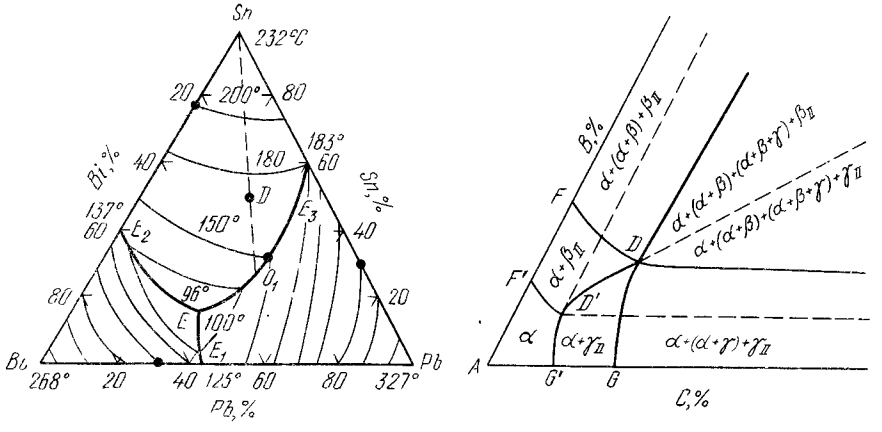


Рис. 123. Диаграмма состояния сплавов

Рис. 124. Угол тройной системы, богатый компонентом A. Все три компонента образуют ограниченные твердые растворы (α, β, γ) и эвтектики (двойные и тройные)

лежащей при 96 °С (в жидкости, отвечающей этой точке, содержится 16 % Sn, 32 % Pb и 52 % Bi). В этой точке при постоянной температуре заканчивается кристаллизация. Сплав указанного состава самый легкоплавкий, температура начала и конца кристаллизации этого сплава 96 °С, тогда как температуры плавления чистых компонентов значительно выше [1]. Большое значение для изучения термической обработки имеет переменная растворимость в твердом состоянии.

В рассмотренной системе (см. рис. 123) из жидкости выделяются чистые компоненты A, B и C. Если бы эти компоненты образовывали ограниченные твердые растворы α, β и γ, то в пространственной модели около вертикальных ребер, соответствующих чистым компонентам, были бы объемы, в которых существуют твердые растворы (на рис. 124 приведен лишь участок диаграммы для сплавов, богатых компонентом A).

Тройная эвтектика в таком сплаве состоит из трех твердых растворов α, β и γ. Соответственно двойные эвтектики состоят из двух твердых растворов α + β, α + γ или β + γ.

Линия FDG показывает предельное насыщение обоими компонентами B и C α-твердого раствора. При комнатной температуре растворимость компонента B и C в твердом растворе α меньше — она не превышает концентраций, указанных линией $F'D'G'$. Сплавы, концентрационная точка которых лежит внутри фигуры $AFDG$, после затвердевания имеют однофазную α-структуру, но при дальнейшем охлаждении у сплавов, концентрационная точка которых лежит внутри фигуры $F'FDGG'D'$; из α-твердого раствора выпадают избыточные вторичные кристаллы. Природа вторичных фаз указана на рис. 124 и определяется составом сплава (на линии $D'D$ избыточные β- и γ-фазы выделяются одновременно, что характеризует процесс эвтектоидного превращения).

Сплавы, лежащие внутри фигуры $D'F'AG'$, являются однофазными (α-твердый раствор) при всех температурах существования сплава в твердом состоянии.

[1] 268 °С для висмута; 232 °С для олова; 327 °С для свинца.

12. Упрощенные методы изучения многокомпонентных систем

Даже в том простейшем случае, когда компоненты сплава не образуют твердых растворов и химических соединений, диаграмма тройной системы уже является довольно сложной. Диаграмма тройных сплавов, в которых компоненты образуют ограниченные твердые растворы, или в которых происходят полиморфные превращения, значительно более сложны для графического изображения.

Для более простого изображения диаграмм состояний тройных сплавов пользуются горизонтальными и вертикальными разрезами пространственных моделей. В этом случае рассматривают не всю систему в целом, а только ее часть. Рассматривают или все сплавы при определенной температуре (горизонтальные, т. е. изотермические, разрезы) или определенную группу сплавов при разных температурах (вертикальные разрезы).

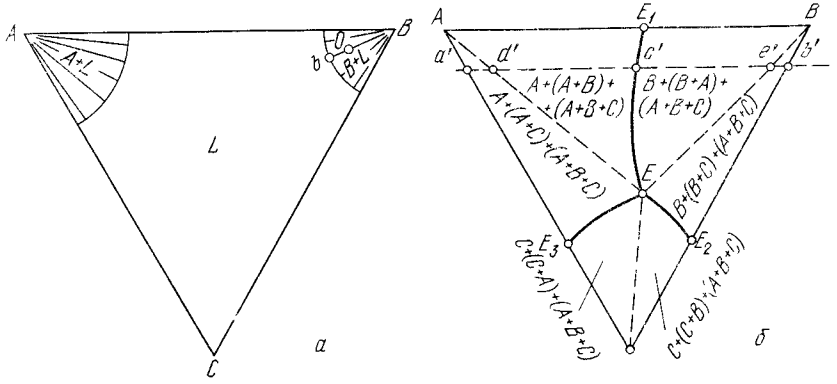


Рис. 125. Изотермическое сечение тройной системы, показанной на рис. 122: a — выше температуры плавления компонента C и эвтектики $A + B$; $б$ — ниже температуры плавления тройной эвтектики

Предположим, что мы рассечем диаграмму (см. рис. 121) горизонтальной плоскостью, лежащей выше вершины C и двойной эвтектики E_1 и ниже вершин A и B. Эта плоскость пересечет поверхность ликвидуса, где выделяются кристаллы A и B по кривым. На диаграмме, показывающей такой горизонтальный разрез (рис. 125, $а$), будет область жидкой фазы L и две двухфазные области: $A+L$ и $B+L$. Изотермическим сечением устанавливают, какие фазы существуют при данной температуре. В двухфазной области определяют состав фаз, пользуясь правилом рычага. Так, например, в точке O имеются две фазы: жидкость состава b и кристаллы компонента B. Количество их определится соотношением отрезков OB и Ob.

Таким образом, горизонтальное сечение показывает состояние всех сплавов данной системы при данной температуре. Однако это сечение не показывает, какие изменения произойдут в сплаве при изменении температуры.

Изотермическое сечение пространственной модели для температуры 20 °С — важное в системе Оно показывает фазы, существующие в равновесных сплавах данной системы при нормальной температуре.

Изотермическое сечение при 20 °С тройной системы, рассмотренной выше (см. рис. 120 и 121), приведено на диаграмме рис 125, *б*.

Вертикальными разрезами обычно являются разрезы, параллельные стороне треугольника (постоянное содержание одного из компонентов) или проходящие через вершину (постоянное соотношение двух компонентов).

Если взять сечение, параллельное стороне AB (рис. 126), т. е. группу сплавов с постоянным содержанием компонента C, то кристаллизация этих сплавов будет проходить в такой последовательности:

сплавы $a' - d'$ — выделение кристаллов A, затем двойной эвтектики $A + C$;

сплавы $d' - c'$ — выделение кристаллов A и двойной эвтектики $A + B$;

сплавы $c' - e'$ — выделение кристаллов B, затем двойной эвтектики $A + B$;

сплавы $e' - b'$ — выделение кристаллов B, затем двойной эвтектики $B + C$.

Кристаллизация всех этих сплавов заканчивается кристаллизацией тройной эвтектики.

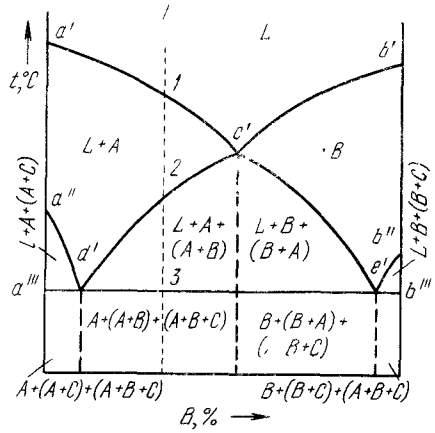


Рис 126. Вертикальное сечение (параллельное стороне AB) тройной системы, показанной на рис. 121

Исключение в описанной последовательности кристаллизации составляют все сплавы, соответствующие отмеченным точкам: в сплаве e' не выделяются первичные кристаллы чистых компонентов; в сплавах d' и e' отсутствует кристаллизация двойных эвтектик; в сплавах a' и b' отсутствует кристаллизация тройной эвтектики.

Если определить у сплавов, лежащих на разрезе $a' - b'$ температуры кристаллизации соответствующих фаз, то можно построить вертикальный разрез, изображенный на рис. 126.

Здесь показаны области существования фаз. Линиями диаграммы обозначены температуры следующих превращений.

Начало выделения кристаллов:	Линии диаграммы
A	$a'—c'$
B	$b'—c'$
Начало выделения эвтектик:	
$A + C$	$a''—d'$
$A + B$	$d'—c'—e'$
$B + C$	$e'—b''$
Кристаллизация тройной эвтектики . . .	$a'''—b'''$

Следовательно, линия $a' - c' - b'$ есть ликвидус разреза, а линия $a'' - b''$ — солидус разреза.

По вертикальному разрезу тройной диаграммы состояния можно проследить за кристаллизацией сплавов, лежащих в плоскости разреза. Возьмем для примера сплав I. В точке *1* при кристаллизации начинается выделение кристаллов компонента A. Этот процесс продолжается до точки *2*, где начинается выделение из жидкости кристаллов двух видов A и B (т. е. кристаллизация двойной эвтектики $A + B$) В точке *3* одновременно из жидкости выпадают кристаллы трех видов, т. е. образуется тройная эвтектика.

Однако по этому разрезу нельзя проследить, как изменяется состав фаз, и определить их количество, так как линия рычага (*конода*) не лежит в плоскости разреза. Поэтому подобная диаграмма хотя и напоминает двойную, тем не менее двойной не является По вертикальному разрезу тройной системы нельзя определить состав и количество фаз. Поэтому вертикальные разрезы тройных (и более сложных) диаграмм называют *псевдобинарными диаграммами*, так как они не являются настоящими, полноценными диаграммами состояний По этим диаграммам можно судить о процессах кристаллизаций и превращений определенной серии сплавов (в зависимости от выбранного направления разреза) без применения к ним правила отрезков

Как же судить о превращениях в более сложных сплавах, чем тройные? Представить систему четырех и более компонентов при всех концентрациях и температурах одной диаграммой полностью нельзя. Поэтому многокомпонентные системы изучают построением горизонтальных или вертикальных разрезов, чаще всего — построением псевдобинарных диаграмм.

13. Связь между свойствами сплавов и типом диаграммы состояния

Как известно, вид диаграммы состояния зависит от того, какие фазы образуют оба компонента. Свойства сплава также зависят от того, какие соединения или какие фазы образовали компоненты сплава.

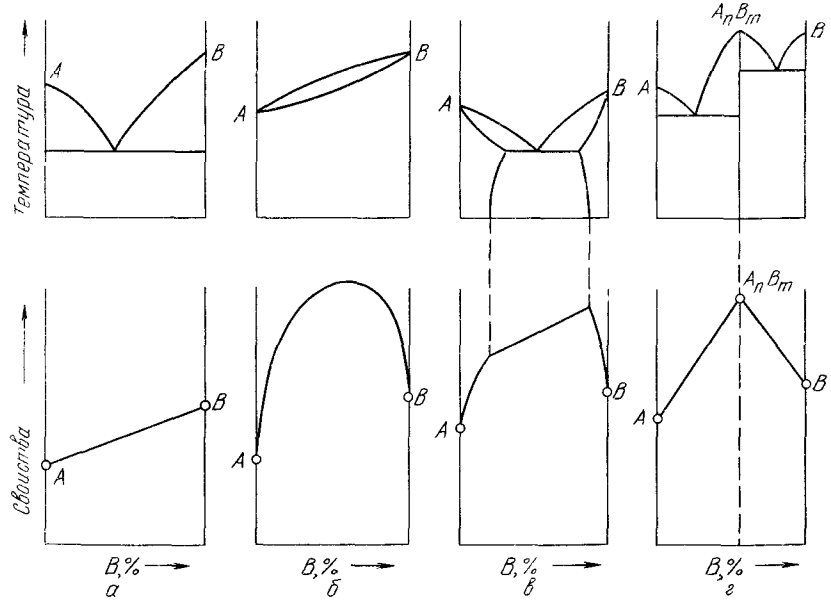


Рис. 127. Свойства сплавов и их диаграммы состояния

Поэтому очевидно, что между видом диаграммы состояния и свойствами сплава должна существовать определенная связь. На рис. 127 приведены четыре основных типа диаграмм состояний и соответствующие им закономерности изменения свойств сплава с изменением концентрации [1]:

[1] По ординате на нижних диаграммах откладывают показатели свойств или обратные им числовые величины. Крайние ординаты на диаграммах показывают свойства чистых компонентов. При значительной разнице в плотности содержание компонента B следует откладывать в объемных процентах, а не в массовых, как это обычно делается.

1. При образовании смесей (рис. 127, *а*) свойства сплава изменяются по линейному закону (аддитивно). Следовательно, значения свойств сплава находятся в интервале между свойствами чистых компонентов.

2. При образовании твердых растворов (рис. 127, *б*) свойства сплава изменяются по криволинейной зависимости, причем некоторые свойства, в первую очередь электросопротивление, могут значительно отличаться от свойств компонентов. Следовательно, при образовании механической смеси электросопротивление повышается незначительно, при образовании твердого раствора — весьма сильно. Поэтому распад твердого раствора на две (или более) фазы приводит к повышению электропроводности (*закон Курнакова*).

3. При образовании ограниченных твердых растворов (рис. 127, *в*) свойства в интервале концентраций, отвечающем однофазным твердым растворам, изменяются по криволинейному, а в двухфазной области диаграммы — по прямолинейному закону, причем крайние точки на прямой являются свойствами чистых фаз, предельно насыщенных твердых растворов, образующих данную смесь.

4. При образовании химического соединения на диаграмме концентрация — свойства (рис. 127, *г*) концентрация химического соединения отвечает максимуму (или минимуму) на кривой (в данном случае перелом прямой). Эта точка перелома, соответствующая химическому соединению, называется *сингулярной* (особой) точкой. По диаграмме состав — свойства находим стехиометрическое соотношение компонентов данного химического соединения определяя, какой концентрации отвечает сингулярная точка [1].

Точное изучение свойств в зависимости от изменения концентраций (т. е. построение диаграммы *состав—свойства*) является важным дополнением при изучении и построении диаграмм состояний.

Метод изучения изменений свойств в зависимости от изменения состава и построения диаграммы состав — свойства был положен Н. С. Курнаковым в основу разработанного им физико-химического анализа сплавов. В настоящее время физико-химический анализ является одним из основных методов изучения сплавов и его широко применяют в научных исследованиях новых сплавов при изучении структурных превращений и в других случаях.

---

[1] Приводимые зависимости свойств сплавов от вида диаграммы состояния — лишь приближенная схема, не всегда подтверждающаяся опытом, так как в ней не учитываются форма и размер кристаллов, их взаимное расположение, температура и другие факторы, сильно влияющие на свойства сплава. Особенно сильно влияние этих факторов сказывается на свойствах сплавов-смесей, аддитивный закон нарушается и свойства сплава могут быть выше или ниже прямой линии, соединяющей свойства чистых компонентов. Так, при дисперсной двухфазной структуре твердость сплава лежит выше аддитивной прямой. Если сплав-смесь состоит из двух фаз — одной твердой, другой очень мягкой — и последняя залегает по границам зерна, то твердость сплавов, богатых по концентрации твердой составляющей, ниже аддитивной прямой. Если два компонента, образующих смесь, сильно отличаются по температурам плавления или эвтектика является очень легкоплавкой, то аддитивная зависимость сохраняется лишь в результате измерения твердости при сходственных температурах (например, $0{,}4T_{пл}$).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Захаров М. В., Румянцев М. В., Туркин В. Д. Диаграммы состояния металлических систем. М.: Металлургиздат, 1940. 231 с.

Воловик Б. Е., Захаров М. В. Тройные и четверные системы. М.: Металлургиздат, 1948. 227 с.

Петров Д. А. Тройные системы. М.: Изд-во АН СССР, 1953. 313 с.

Бунин К. П., Малиночка Я. Н. Введение в металлографию. М.: Металлургиздат, 1954. 190 с.

Бочвар А. А. Металловедение. М.: Металлургиздат, 1956. 494 с.

Захаров А. М. Диаграмма состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1978. 292 с.

Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургиздат. 1958. 444 с.

Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. М.: Физматгиз, 1959. Т. I, 755 с., т. II, 856—982 с.

Штейнберг С. С. Металловедение. М.: Металлургиздат, 1961. 598 с.

Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Пер. с англ. В 2-х томах. Металлургиздат, 1962. Т. I. 608 с.; т. II. 608—1488 с.

Лаборатория металлографии. *Панченко Е. В., Скаков Ю. А., Кример И.* и др. М.: Металлургия, 1965. 439 с. *Эллиот Р.* Структура двойных сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1970. т. 1. 455 с.; т. II, 456—472 с.

Лившиц Б. Г. Металлография. М.: Металлургия, 1971. 405 с.

Шанк Ф. Структуры двойных сплавов. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1973. 759 с

Часть вторая. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ.

Глава VI

ДИАГРАММА ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД

1. Историческая справка

Железоуглеродистые сплавы — стали и чугуны — важнейшие металлические сплавы современной техники. По объему производства чугуна и стали намного более чем в 10 раз превосходит производство всех других металлов, вместе взятых.

По объему производства стали СССР занимает первое место в мире.

Диаграмма состояний железо—углерод, которая будет рассмотрена в этой главе, дает основное представление о строении железоуглеродистых сплавов — сталей и чугунов.[1]

Начало изучению диаграммы железо — углерод (а также железоуглеродистых сплавов в процессе их термической обработки) было положено работой Д. К. Чернова «Критический обзор статей Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные исследования Д. К. Чернова по этому же предмету», опубликованной в 1868 г. Этот год можно считать годом возникновения науки металловедения, так как впервые были обнаружены структурные изменения в металле. В этой работе Чернов впервые указал на существование в стали критических точек и на зависимость их положения от содержания углерода. Тем самым, Чернов дал первое представление о диаграмме железо — углерод.

Впоследствии свои высказывания о влиянии углерода на положение критических точек Чернов изобразил графически (рис. 128), воспроизведя при этом очертания важнейших линий диаграммы железо — углерод.

Работ по изучению железоуглеродистых сплавов и по построению диаграммы железо — углерод чрезвычайно много, и усилиям многих исследователей мы обязаны современными знаниями о строении этих сплавов.

Важнейшие работы по построению диаграммы железо — углерод относятся к последней четверти прошлого века.

Д. К. Чернов определял положение критических точек на глаз, по цветам каления стали. Знаменитый французский исследователь Ф. Осмонд, воспользовавшись только что изобретенным пирометром, определил положение критических точек, описал характер микроструктурных изменений при переходе через критические точки и дал названия основным структурам железоуглеродистых сплавов.

Образование твердых растворов при нагреве было замечено Робертс Аустеном (Англия) и доказано с помощью пирометрического металлографического анализа Ле-Шателье (Франция), А. А. Байковым и Н. Т. Гудцовым (Россия).

Используя эти данные, а также разработанную Д. Гиббсом (Канада) теорию фазовых равновесий, голландский ученый Г. Розебум, а также Робертс-Аустен представили первый вариант диаграммы железо — углерод. Неполнота сведений не позволила им построить достаточно полную диаграмму, отвечающую действительному фазовому равновесию. Лишь к концу прошлого века немецкий ученый П. Ге-

[1] Обычно сталью, а тем более чугуном, называют сплавы железа с углеродом (более 2 % С — чугун, менее 2 % С — сталь). Однако в свете современной техники известны и в последнее время получили распространение сплавы на основе железа (с ними мы познакомимся ниже), в которых углерода очень мало и он является даже вредным элементом; тем не менее такие сплавы также называются сталями. Во избежание терминологической путаницы принято считать сплавы, в которых железа более 50 %, сталями (чугунами), а менее 50% — сплавами. Научно это не строго, но технически четко.

ренс, использовавший опыт своих предшественников и новые данные по микроструктурному и термическому анализу железоуглеродистых сплавов, привел в своей книге диаграмму железо — углерод, достаточно близкую современному варианту. Позже в связи с совершенствованием в методике исследования сплавов были внесены хотя и существенные, но не принципиальные уточнения. Изучение диаграммы продолжается и сейчас. Нельзя предположить, что будут внесены такие изменения, которые преобразуют вид диаграммы, но количественные изменения, связанные с положением линий равновесия в связи с применением все более чистых сплавов и все более точных методов исследования, происходят непрерывно.

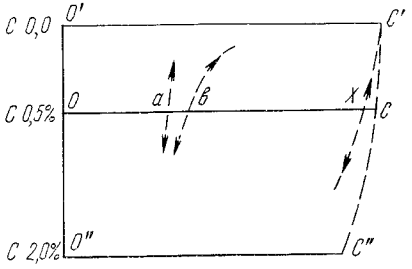


Диаграмма железо — углерод, как ясно из названия, должна распространяться от железа до углерода.

Железо образует с углеродом химическое соединение: цементит — Fe_3C.

При разборе диаграммы с устойчивыми химическими соединениями указывалось, что каждое устойчивое соединение можно рассматривать как компонент, и диаграмму можно рассматривать по частям.

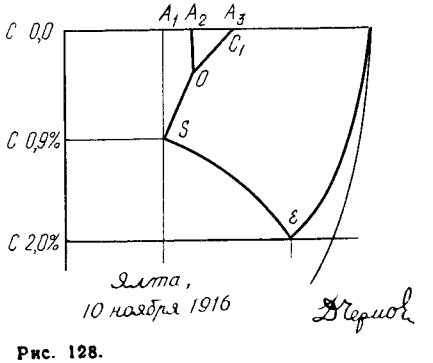


Рис. 128.

Так поступим и сейчас, рассматривая только часть системы от железа до химического соединения (Fe_3C — цементит). Это не только упрощает нашу задачу знакомства с системой, но оправдано еще и тем, что на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода не более 5 % (цементит содержит углерода 6,7 %).

Следовательно, рассматривая диаграмму железо — углерод в участке от железа до цементита, компонентами системы можно считать железо и цементит. В таком случае до рассмотрения системы следует ознакомиться со свойствами и строением этих компонентов.

2. Железо

Методы массового производства стали были открыты в середине XIX в. [1]. К этому времени относятся и первые металлографические исследования железа и его сплавов.

В России в 30-х годах XIX в. П. П. Аносов применил микроскоп для изучения структуры стали и ее изменения после ковки и термической обработки. За границей первые микроскопические исследования были проведены в 60-х годах XIX в., с помощью которых изучалась структура железных метеоритов [2]. Позднее было дока-

[1] До середины XIX в. железо производилось различными полукустарными весьма непроизводительными способами.

[2] Это не случайно, так как первые металлографы-иностранцы были астрономами (Видманштеттен, Сорби).

зано, что структура метеоритного железа почти ничем не отличается от обычного железа (точнее сплава железа с никелем) и определяется главным образом сильным нагревом при прохождении метеорита сквозь атмосферу Земли Для практики важнее металлографические исследования строения железа и сплавов на основе железа в зависимости от состава, режима тепловой обработки и т д Эти исследования впервые были начаты в России 150 лет тому назад П. П Аносовым, за тридцать лет до исследований Сорби и Видманштеттена Однако Сорби не ограничивался описанием наблюдаемой структуры, он зарисовывал то, что видел под микроскопом, достаточно хорошо воспроизводя структуры. На рис 129 приведен рисунок структуры перлита, сделанный Сорби (ср. с рис. 141, где представлена современная фотография микроструктуры перлита).

Вскоре появились книги с фотографиями микроструктур железоуглеродистых сплавов. Первые и достаточно полные моно-

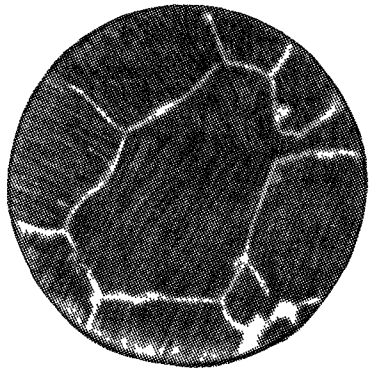


Рис. 129. Структура перлита, нарисованная Сорби (1886 г.)

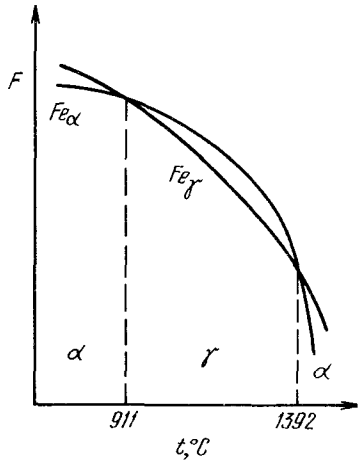


Рис. 130. Изменение свободных энергий α- и γ-модификаций железа при изменении температуры

графии о металлографии сплавов на основе железа появились в начале XX в Они созданы А. А. Ржешотарским (Россия), Мартенсом и Гейном (Германия), Хоу (США). Современный трехтомный металлографический атлас «Металлография железа» (пер. с англ.) коллектива авторов (редактор русского издания Ф Н. Тавадзе) издан в 1973 г.

Обычно железо (как и любой другой металл) никогда не бывает абсолютно чистым — оно всегда содержит примеси. В настоящее время можно получить железо высокой чистоты, минуя доменную плавку, так называемое железо прямого восстановления (П. В.), содержащее в сумме около 0,01 % (и даже меньше) примесей, но чаще используют так называемое техническое железо (его иногда называют железо Армко), производимое сейчас в больших количествах в мартеновских печах. Техническое железо содержит примерно 99,8—99,9 % железа и 0,1—0,2 % примесей, состоящих более чем из десятка элементов. В сотых долях процента присутствуют в нем углерод (около 0,02 %) и медь (0,1 %), а остальные элементы — в тысячных и десятитысячных долях процента.

Данные, приводимые ниже, относятся к железу технической чистоты [1].

Температура плавления железа 1539 °С (±5 °С).

В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях — α (о. ц. к.) и γ (г. ц. к.).

[1] Свойства железа, а также других металлов высокой чистоты могут существенно отличаться от свойств металла обычной или высокой технической чистоты

Кристаллические решетки α- и γ-железа и температуры равновесных превращений были приведены на рис. 39.

Существенным и принципиально важным фактом является то обстоятельство, что α-железо существует в двух интервалах температур ниже 911 °С и от 1392 до 1539 °С. Объяснение этому следует искать в определенном изменении величины свободной энергии в зависимости от температуры. Схематически это изменение показано на рис. 130.

Свободная энергия α-железа (Fe_α) меньше свободной энергии γ-железа (Fe_γ) при температурах ниже 911 °С и выше 1392 °С. В интервале 911—1392 °С меньшей свободной энергией обладает гранецентрированная упаковка атомов железа. Вот почему при нагреве при 911 °С происходит α → γ-превращение, а при 1392 °С γ → α-превращение [1]. Высокотемпературная модификация α-железа (иногда называемая δ-железом) не представляет собой новой аллотропической формы.

Механические свойства железа характеризуются следующими данными [2] (I — техническое, II — прямого восстановления, III - сверхчистое):

	I	II	III
Предел прочности при растяжении, МПа	250	200	50
Предел текучести при растяжении, МПа	120	100	25
Удлинение, %	50	60	70
Сужение, %	85	90	~100
Твердость НВ	80	70	60

Эти показатели могут изменяться в некоторых пределах, так как на свойства железа влияет ряд факторов (например, увеличение размеров зерен понижает твердость).

При 768 °С железо испытывает магнитное превращение; выше 768 °С железо становится немагнитным. Об этом превращении было сказано раньше (см. гл. II, п. 7).

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами — растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом — растворы внедрения.

Особо следует рассмотреть образование растворов углерода в железе. Растворимость углерода в железе существенно зависит от того, в какой кристаллической форме существует железо. Растворимость углерода в α-железе ничтожно мала (менее 0,02 %) и в сто раз больше (до 2 %) в γ-железе.

[1] Температура агрегатных превращений указана по новейшим исследованиям, которые определены на особочистых сплавах Вполне допустимо применение и округленных значений 1535, 1400, 910 °С вместо 1539, 1392, 911 °С.

[2] В 1974 г опубликованы данные (Д. С Каменецкая и др) по свойствам железа исключительно высокой чистоты, полученным многократной зонной плавкой. Предел прочности оказался равным всего лишь 50 МПа, а предел текучести 25 МПа.

Твердый раствор углерода и других элементов в α-железе называется *ферритом*, а в γ-железе — *аустенитом* [1].

Диаметр атома углерода (в свободном состоянии) равен 0,154 нм.

В о ц к решетке имеются 12 свободных мест в середине ребер. Диаметр такого свободного места, так называемой поры кристаллической решетки, равен 0,062 нм. Такой объем, по-видимому, недостаточен для помещения в него атома (иона) углерода.

В г ц к γ решетке в центре имеется пора диаметром 0,102 нм. В этой поре атом углерода может поместиться, вызывая некоторое увеличение размера решетки γ-железа (сам атом тоже должен уменьшиться в размерах, так как при растворении углерод отдает валентные электроны [2]).

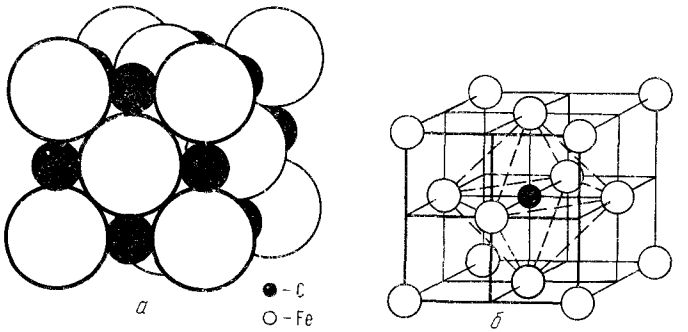


Рис. 131. Твердый раствор внедрения:
***а* — кристаллическая решетка при полном заполнении всех пор; *б* — кристаллическая решетка аустенита**

Таким образом, чисто геометрические соображения подсказывают, что α-железо не растворяет, а γ-железо растворяет углерод. Однако ряд косвенных признаков показывает, что в действительности α-железо способно растворять углерод в очень небольшом количестве [3].

Следует предполагать, что растворимость углерода в α-железе обусловлена тем, что в реальной решетке железа имеются дефекты, особенно многочисленные по границам зерен.

Кристаллическую структуру аустенита можно себе представить как г. ц. к. решетку, состоящую из атомов железа, в которую внедрены меньшего размера атомы углерода. Если бы все свободные места (поры) в г. ц. к решетке были заняты углеродом, то это состояние характеризовала бы схема, изображенная на рис. 131, *а*. Но так как атом углерода больше размеров поры, то при попадании его в решетку железа последняя искажается и остальные поры становятся недопустимыми для других атомов углерода. На рис. 131, *б* показано строение элементарной ячейки аустенита, в которой растворен один атом углерода.

[1] Первое от латинского слова Ferrum (железо), второе от имени английского ученого Робертс-Аустена, имя которого упоминалось раньше.

Впрочем определение феррита как твердого раствора углерода в α-железе оправдано лишь при рассмотрении диаграммы Fe—C. Чистейшее железо, содержащее следы углерода, а также различные безуглеродистые сплавы железа с о. ц. к решеткой согласно современной терминологии также называются ферритом.

[2] Вероятно, также перекрытие электронных орбит железа и углерода.

[3] Величина максимальной растворимости углерода α-железо, по данным различных ученых, сильно различается. Есть указание на то, что растворимость (максимальная) равна 0,01; 0,02; 0,04; 0,1 и даже 0,15 %. Ниже всюду принята величина 0,02%, установленная в последних работах несколькими исследователями.

Расположенный в центре элементарной γ-ячейки атом углерода окружен шестью атомами железа. Эти атомы образуют октаэдр.

Параметр решетки безуглеродистого Fe_α при комнатной температуре равен 0,286 нм, а безуглеродистого Fe_γ 0,356 нм. Последняя величина условна, так как безуглеродистое γ-железо при комнатной температуре не существует, а величина эта определяется методом экстраполяции.

Параметр решетки, как известно, зависит от температуры и от наличия растворенных атомов. Известен параметр решетки аустенита при комнатной температуре в сталях с содержанием углерода свыше 0,6—0,7 % (рис. 132, *а*) и параметр решетки чистого γ-железа, но при высоких температурах [1] (рис. 132, *б*). Экстраполяция

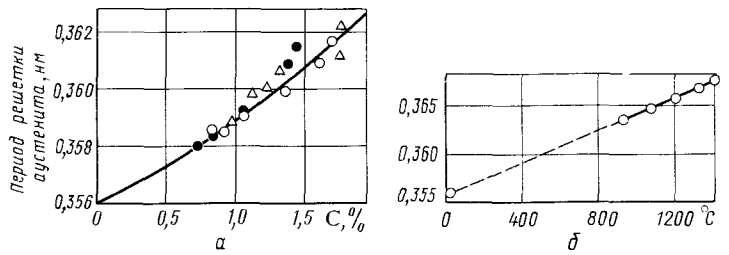


Рис. 132. Параметр решетки аустенита:
***а* — влияние углерода; *б* — влияние температуры**

кривых на нулевое содержание углерода (рис. 132, *а*) или на комнатную температуру (см. рис. 132, *б*) приводит к значению 0,356 нм. Такой параметр имело бы чистое γ-железо при комнатной температуре, если бы как-нибудь удалось получить его при этой температуре.

Состояние углерода в аустените можно считать установленным, хотя ранее об этом был спор среди металловедов. Углерод в аустените находится в виде ионов, дважды ионизированных, тогда как атомы железа ионизированы однократно [2]. Это объясняет явление «электролиза» аустенита, обнаруженное В. И. Просвириным и др., состоящее в том, что под действием постоянного тока углерод в аустените перемещается по направлению к отрицательному полюсу (катоду).

3. Цементит

Цементит — это химическое соединение углерода с железом (карбид железа) Fe_3C. Состав цементита 75 % (атомн.) Fe и 25 % (атомн.) C или 6,67 % (по массе) C — остальное железо. Так как растворимость углерода в α-железе мала, то при нормальных температурах в большинстве случаев в структуру стали входят высокоуглеродистые фазы в виде цементита и другого карбида.

Кристаллическая структура цементита очень сложна. Есть много различных способов ее изображения, один из наиболее удачных показан на рис. 133.

Температура плавления цементита — около 1250 °C [3]. Аллотропических превращений цементит не испытывает, но при низких

[1] Повышение температуры увеличивает параметр решетки.

[2] Т. е. углерод отдал два электрона, а железо — один.

[3] Эта температура указывается в работах А. А. Жукова. Определить температуру плавления цементита не так просто; в процессе нагрева цементит разлагается, что и искажает результаты опыта.

гемпературах он слабо ферромагнитен. Магнитные свойства цементит теряет при 217 °С. Цементит имеет высокую твердость (>800 *НВ*, царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Эти свойства являются, вероятно, следствием сложного строения кристаллической решетки цементита.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов: азотом, кислородом; атомы железа — металлами: марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется *легированным цементитом*. Обычное обозначение легированного цементита M_3C, где под буквой M подразумевают железо и другие металлы, замещающие атомы железа в решетке цементита.

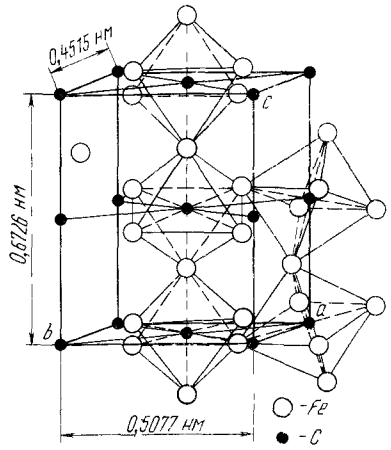


Рис. 133. Кристаллическая структура цементита

Цементит — соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение главным образом для высокоуглеродистых сплавов — чугунов и будет рассмотрен в гл. VIII.

4. Диаграмма состояния

Диаграмма состояния железо—углерод в интервале концентраций от железа до цементита представлена на рис. 134. Ось абсцисс (концентрационная) на этом рисунке двойная: содержание углерода и содержание цементита.

Укажем попутно на простое правило — умножение содержания углерода на 15 дает содержание цементита в стали и чугуне, % (по массе), а практически и % (объемн.).

Линия ABCD является ликвидусом системы, *линия AHJECF* — солидусом.

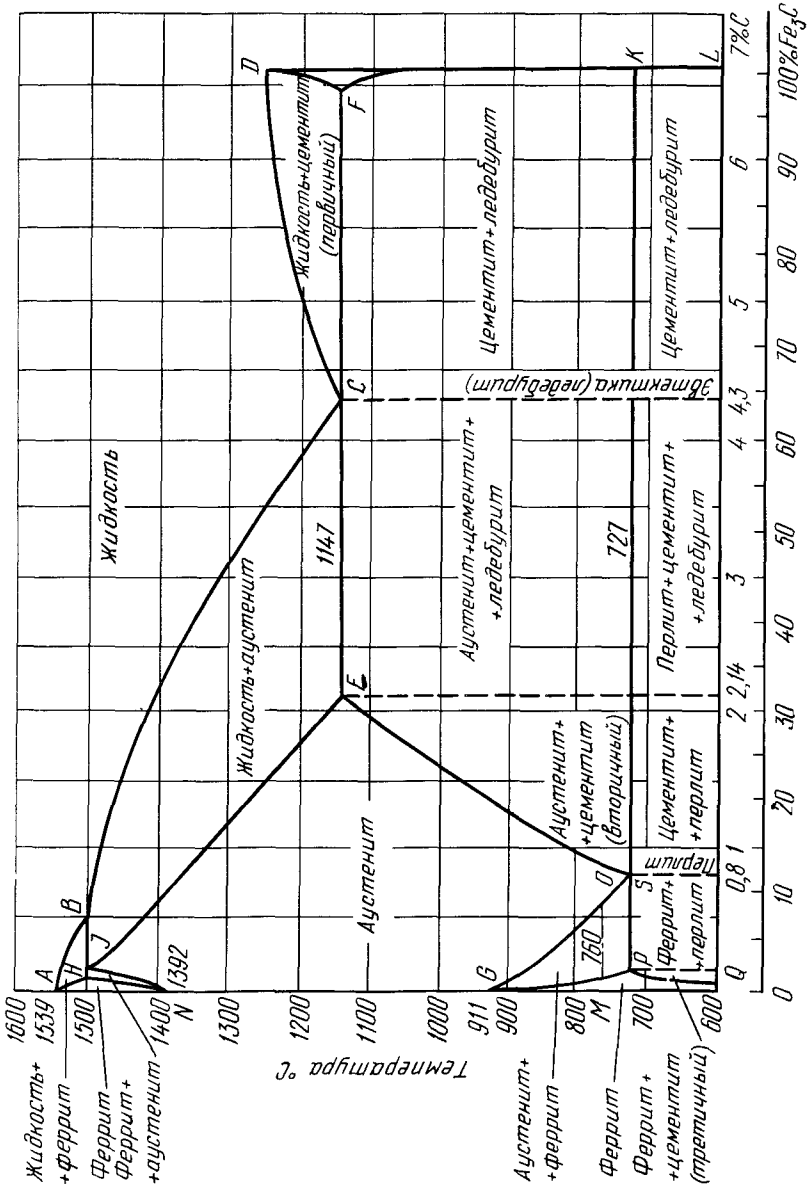
Так как железо, кроме того, что образует с углеродом химическое соединение Fe_3C, имеет две аллотропические формы α и γ, то в системе существуют следующие фазы:

жидкость (жидкий раствор углерода в железе), существующая выше линии ликвидус, обозначаемая везде буквой *L*;

цементит Fe_3C — линия *DFKL*, обозначаемая в дальнейшем химической формулой или буквой *Ц*;

феррит — структурная составляющая, представляющая собой α-железо, которое в незначительном количестве растворяет углерод; обозначается буквой *Ф*, α или Fe_α. Область феррита в системе железо — углерод расположена левее линии *GPQ* и *AHN*;

Рис. 134. Диаграмма Fe—C



аустенит — структура, представляющая собой твердый раствор углерода в γ-железе. Область аустенита на диаграмме — *NJESG*. Обозначается аустенит *A*, γ или Fe_γ (C).

Три горизонтальные линии на диаграмме (*HJB*, *ECF* и *PSK*) указывают на протекание трех нонвариантных реакций.

При 1499 °С (линия *HJB*) протекает перитектическая реакция

$$L_B + \Phi_H \rightarrow A_J.$$

В результате перитектической реакции образуется аустенит. Реакция эта наблюдается только у сплавов, содержащих углерода от 0,1 до 0,5 %.

При 1147 °С (горизонталь *ECF*) протекает эвтектическая реакция:

$$L_C \rightarrow A_E + Ц.$$

В результате этой реакции образуется эвтектическая смесь. Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется *ледебуритом* [1]. Реакция эта происходит у всех сплавов системы, содержащих углерода более 2,14 %.

При 727 °С (горизонталь *PSK*) протекает эвтектоидная реакция:

$$A_S \rightarrow \Phi_P + Ц.$$

Продуктом превращения является эвтектоидная смесь. Эвтектоидная смесь феррита и цементита называется *перлитом*, имеет вид перламутра, почему эта структура и получила такое название.

У всех сплавов, содержащих свыше 0,02 % углерода, т. е. практически у всех промышленных железоуглеродистых сплавов, происходит перлитное (эвтектоидное) превращение.

Ранее отмечали, что внешний вид диаграммы железо — углерод (в своей доцементитной части), т. е. расположение линий на диаграмме, является вполне определенным и устоявшимся. Уточнению подвергаются лишь координаты (т. е. температура и концентрация наиболее характерных точек).

Таблица 14. Точки диаграммы железо—углерод

Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %	Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %	Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %
A	1539	0	*E*	1147	2,14	*P*	727	0,02
B	1499	0,5	*C*	1147	4,3	*S*	727	0,8
H	1499	0,1	*F*	1147	6,67	*K*	727	6,67
I	1499	0,16	*D*	1250	6,67	*Q*	~600	0,01
N	1392	0	*G*	911	0	*L*	~600	6,67

[1] По имени немецкого ученого А. Ледебура.

Значения координат точек на диаграмме железо — углерод [1], согласно новейшим экспериментальным данным, приведены в табл. 14.

Диаграмма довольно сложна, поэтому подробно ознакомиться с ней и с процессами превращений в железоуглеродистых сплавах удобнее, разделив диаграмму на отдельные части. Укажем только, что ничего принципиально нового сказано не будет; излагаемые дальше объяснения — это применение к диаграмме железо — углерод сведений, полученных при разработке двойных диаграмм в гл. V.

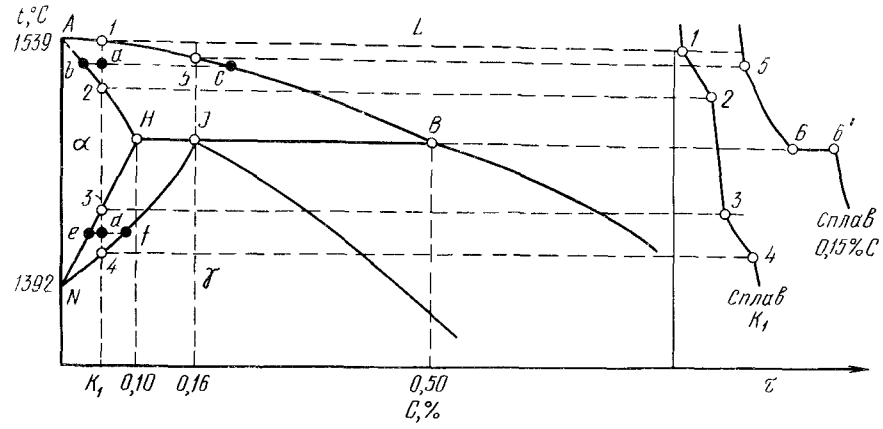


Рис. 135. Часть диаграммы состояния Fe—C. Первичная кристаллизация низкоуглеродистых сплавов

На рис. 135 показан левый верхний участок диаграммы железо — углерод (в области перитектического превращения) [2].

Рассмотрим последовательность превращений сплава концентрации K_1, содержащего углерода менее 0,1 % (например, 0,05 %)

Кристаллизация сплава начнется в точке *1*, когда из него будут выделяться кристаллы α-твердого раствора. В процессе кристаллизации концентрация жидкости изменяется по линии *AB* (часть линии ликвидус), а концентрация твердой фазы — по линии *AH* (часть линии солидус). В точке *a*, лежащей в области существования жидкой и твердой фаз, концентрация жидкости определится проекцией точки *c*, а твердой фазы — проекцией точки *b*; количество твердой фазы определится отношением отрезков *ac*/*bc*; количество жидкой фазы — отношением отрезков *ba*/*bc*.

В точке *2* количество жидкой фазы становится равным нулю, процесс кристаллизации заканчивается, образуется однородный твердый раствор α. Вновь сплав испытывает превращение в интервале температур 3—4, когда α-твердый раствор превращается в γ-твердый раствор. Концентрация фаз изменяется в соответствии с положением линий *HN* и *JN*.

В точке *d* концентрация α-фазы определится проекцией точки *e*, концентрация γ-фазы — проекцией точки *f*, количество фаз — отношением отрезков, т. е. $\alpha/\gamma = df/ed$.

[1] Приводимое в таблице буквенное обозначение точек диаграммы железо — углерод является общепринятым в международной практике.

[2] Высокотемпературная перитектическая реакция в малоуглеродистой стали не имеет большого значения для сплавов Fe—C.

В точке *4* сплав полностью приобретает строение γ-твердого раствора.

В правой части фигуры (рис. 135) показана термическая кривая охлаждения этого сплава.

Охлаждение сплава с содержанием углерода 0,16 % протекает сначала так же, как и сплава K_1, и начинается с выделения α-фазы переменной концентрации.

В точке *J* при 1499 °С жидкость принимает концентрацию *B*, а α-фазы — концентрацию *H* и начинает образовываться γ-фаза концентрации *J*. Ввиду наличия трех фаз превращение протекает при постоянной температуре ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$); отрезок *6—6'* на кривой охлаждения является горизонтальным. В результате реакции

$$L_B + \alpha_H \rightarrow \gamma_J$$

образуется аустенит (γ-фаза) концентрации 0,16 %. При содержании углерода меньше или больше 0,16 % (т. е. левее или правее точки *J*) после окончания перитектической реакции остается в избытке α-фаза или жидкость, которая при дальнейшем охлаждении превращается в γ-фазу. Окончание превращения будет на линиях *NJ* и *JE* (точка *E* на рис. 135 не показана), когда, наконец, образуется однофазная структура γ-фазы.

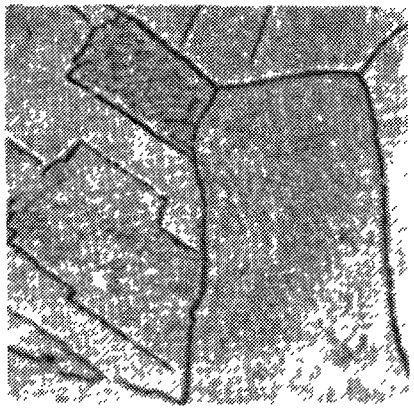


Рис. 136. Структура аустенита, выявленная травлением при высоких температурах, ×500

Таким образом, какой бы сплав мы ни взяли, при содержании углерода менее 0,5 %, несмотря на предварительные образования α-фазы, в конечном итоге образуется γ-фаза (аустенит).

То, что аустенит представляет собой однородный твердый раствор углерода в γ-железе, окончательно удалось установить только рентгеноструктурным анализом. До применения рентгеновских лучей известный русский ученый А. А. Байков использовал специальный метод травления шлифов, предложенный Ле-Шателье для исследования металлов при высоких температурах. Шлифы для микроисследования подвергали травлению при высокой температуре. При этом выявлялась структура, соответствующая высокой температуре. После этого структуру рассматривали при комнатной температуре; изменения, происшедшие в металле при охлаждении до комнатной температуры, не отражаются на структуре, выявленной при высокой температуре.

А. А. Байков, применяя этот способ, показал, что аустенит действительно является однородным твердым раствором (рис. 136).

Рассмотрим процессы первичной кристаллизации сплавов, содержащих углерода более 2,14 % (рис. 137).

Особенность первичной кристаллизации этих сплавов заключается в том, что в них она заканчивается эвтектическим превращением при 1147 °С, когда жидкость концентрацией 4,3 % С дает две твердые фазы — аустенит (2,14 % С) и цементит, т. е. образуется ледебурит.

В сплаве, точно соответствующем эвтектической концентрации 4,3 % С, происходит только эвтектическая кристаллизация, протекающая при постоянной температуре.

В доэвтектических сплавах, т. е. сплавах, содержащих углерода меньше 4,3 % (но больше 2,14), эвтектическому превращению предшествует выделение первичного аустенита.

Таким является сплав K_1, кривая охлаждения которого показана на правой части рис. 137. Начало кристаллизации этого сплава (K_1) определяется точкой *1*, лежащей на линии ликвидус. При последующем охлаждении происходит выделение кристаллов аустенита переменного состава, концентрация которых определяется линией солидус, тогда как жидкость имеет концентрацию в соответствии с положением линии ликвидус.

В точке *a*, лежащей в двухфазной области γ + *L*, концентрация жидкой фазы определится проекцией точки *b*, а твердой фазы —

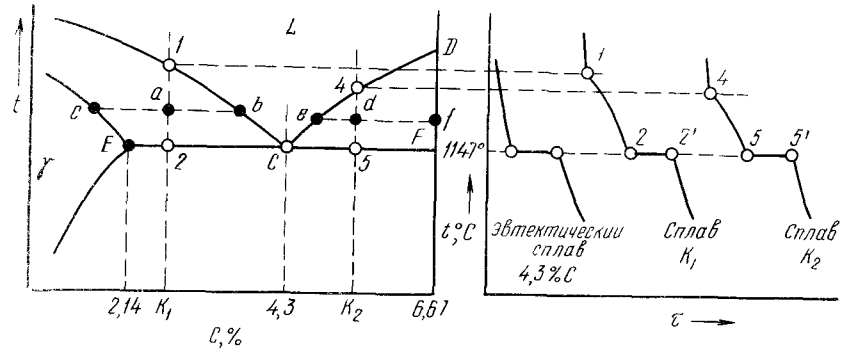


Рис. 137. Часть диаграммы состояния Fe—C. Первичная кристаллизация высокоуглеродистых сплавов

проекцией точки *c*, количество этих фаз соотношением отрезков:

$$\frac{\text{Количество жидкой фазы}}{\text{Количество твердой фазы}} = \frac{ca}{cb}$$

В точке *2* при 1147 °С, т. е. при пересечении вертикали K_1 с горизонталью *ECF* (1147 °С), количество жидкости соответствует отрезку *E — 2* и жидкость имеет концентрацию точки *C* (4,3 % С).

При этой температуре кристаллизуется эвтектика по реакции

$$L_C \rightarrow \gamma_E + Ц.$$

Кристаллизацией эвтектики заканчивается первичная кристаллизация этого сплава. В результате первичной кристаллизации структура состоит из первичных кристаллов аустенита и ледебурита.

Для заэвтектического сплава, например сплава K_2 (рис. 137), начальная стадия кристаллизации заключается в выделении первичного цементита, начинающемся на линии ликвидус *CD* (точка *4*).

Выделение цементита вызывает обеднение жидкости углеродом. В точке *5*, лежащей на линии *ECF*, состав жидкости примет концентрацию *C* и начнется процесс эвтектической кристаллизации. В результате первичной кристаллизации структура сплава будет состоять из кристаллов первичного цементита и ледебурита.

Из рассмотренных первичных процессов кристаллизации можно сделать следующий важный вывод.

У всех сплавов, содержащих менее 2,14 % С, в результате первичной кристаллизации получается структура аустенита; у всех сплавов, содержащих более 2,14 % С, структура состоит из ледебурита с избыточным аустенитом или цементитом.

Это различие в структуре при высокой температуре и создает существенное различие в технологических и механических свойствах сплавов. Наличие эвтектики делает сплав нековким. Вместе с тем высокоуглеродистый сплав имеет низкую температуру плавления и его применяют как литейный материал.

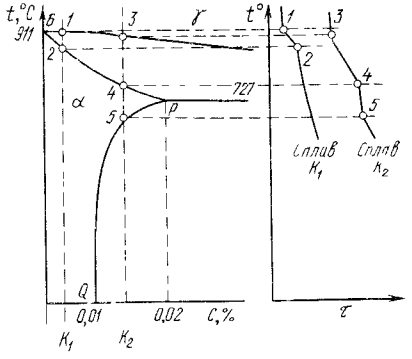


Рис. 138. Часть диаграммы состояния Fe—C. Вторичная кристаллизация низкоуглеродистых сплавов

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,14 % С, называют сталями, а более 2,14 % С — чугунами [1].

Рассмотрим превращение в твердом состоянии весьма малоуглеродистых сплавов.

Левая нижняя часть диаграммы железо — углерод в сильно увеличенном масштабе приведена на рис. 138.

Сплав концентрации K_1, содержащий углерода меньше 0,01 %, при температуре порядка 1000 °С имеет структуру аустенита. При нормальной температуре железо существует в форме α, следовательно, при охлаждении происходит γ → α-превращение или превращение аустенита в феррит. Для чистого, совершенно безуглеродистого сплава это превращение произошло бы при постоянной температуре в точке *G* (911 °С). Для сплава концентрации K_1 превращение происходит в интервале температур от точки *1* до точки *2*. На кривой охлаждения это превращение изобразится изломом кривой. В интервале между точками *1—2* сплав является двухфазным, состоящим из отличающихся друг от друга по концентрации α- и γ-фаз.

Ниже точки *2* сплав состоит из однородного α-твердого раствора феррита, и никаких изменений при дальнейшем охлаждении с ним не происходит. Структура феррита представлена на рис. 139, *б*. Феррит и аустенит являются гомогенными твердыми растворами и имеют полиэдрическую структуру, но по внешнему виду различную (сравним рис. 139, *а* и *б*).

[1] Указанная граница (2,14 % С) относится к двойным железоуглеродистым сплавам или сплавам, содержащим сравнительно небольшое число примесей. Вопрос о границе между сталями и чугунами в высоколегированных железоуглеродистых сплавах, т. е. содержащих еще большее количество других элементов, кроме железа и углерода, является спорным. Чаще считают так: если сплав куется свободной ковкой — это сталь, если нет из-за высокого содержания углерода — это чугун.

Превращение сплава, содержащего углерода более 0,01 %, но менее 0,02 % (сплав K_2), показано второй кривой охлаждения. Этот сплав отличается тем, что после γ → α-превращения (интервал *3—4*) при дальнейшем охлаждении вертикаль сплава пересекает линию *PQ* в точке *5*.

Выше точки *5* сплав не насыщен углеродом. Ниже точки *5* сплав не может сохранять данную концентрацию углерода в растворе, происходит выделение избыточного углерода в виде высокоуглеродистой фазы — цементита. Этот процесс продолжается непрерывно

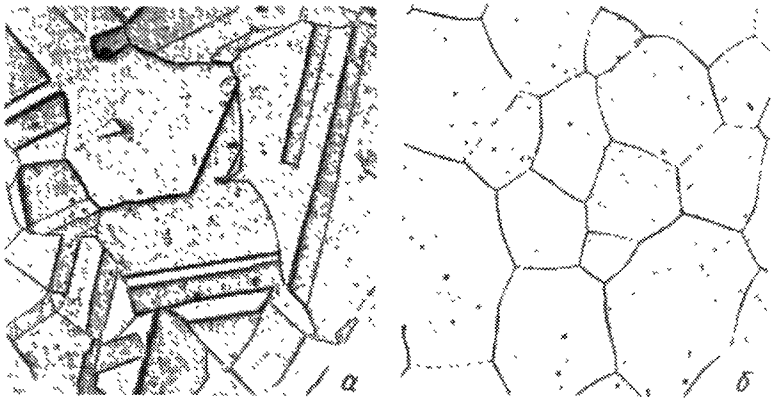


Рис. 139. Микроструктура железа, ×400:
а — аустенит; *б* — феррит

при охлаждении и вызывает обеднение α-твердого раствора углеродом до 0,01 %. Выделяющийся из феррита цементит называется *третичным цементитом* (в отличие от *первичного цементита*, выделяющегося из жидкости и *вторичного цементита*, выделяющегося из аустенита).

Рассмотрим превращение аустенита в сплавах, более богатых углеродом, в первую очередь процесс превращения аустенита в сплавах с концентрацией, соответствующей эвтектоидной (рис. 140, сплав с 0,8 % С).

При охлаждении аустенита до точки *1* (*S*) никаких превращений в нем не происходит.

Точка *S* (727 °С) показывает минимальную температуру равновесного существования аустенита. При этой температуре начинается эвтектоидный распад аустенита, образование феррита и цементита.

Если пренебречь содержанием углерода в феррите в момент превращения (0,02 % С), то реакцию можно написать следующим образом:

$$Fe_\gamma (C) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C \text{ или } A \rightarrow Ф + Ц.$$

В результате превращения получается перлит. Структура перлита состоит из чередующихся пластинок и цементита (рис. 141).

Сплав K_1, содержащий, например, 0,5 % С, имеет избыток железа по сравнению с эвтектоидной концентрацией. Поэтому превращение аустенита начинается с выделения феррита. Точка *2*, лежащая на линии *GS*, соответствует началу этого процесса.

При дальнейшем охлаждении выделение феррита, почти не содержащего углерода, вызывает обогащение углеродом остающегося аустенита. Концентрация аустенита меняется по кривой *GS*.

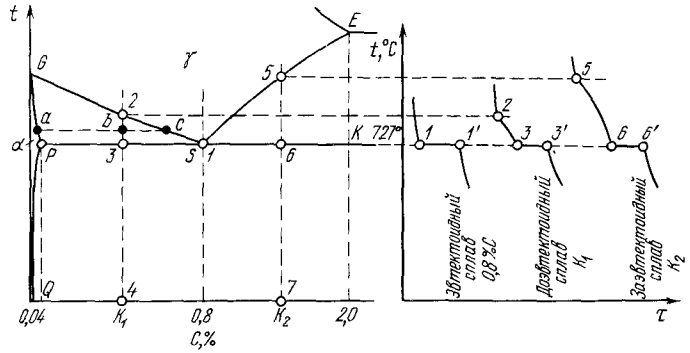


Рис. 140. Часть диаграммы состояния Fe—C. Вторичная кристаллизация сталей

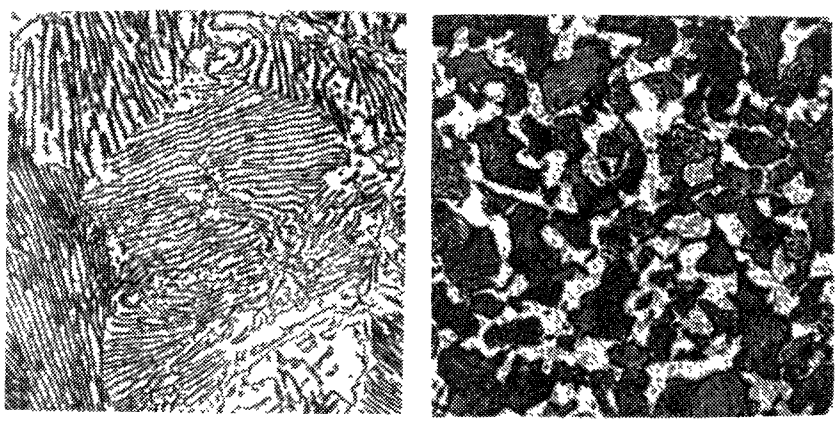


Рис. 141. Структура перлита, ×1000

Рис. 142. Структура доэвтектоидной стали (0,4 % С). Феррит + перлит, ×250

В точке *b* имеем феррит + аустенит: феррит концентрации точки *a*, аустенит концентрации точки *c*. Количество этих фаз определится отношением отрезков:

$$\frac{\text{Количество феррита}}{\text{Количество аустенита}} = \frac{bc}{ab}.$$

При достижении сплавом точки *3* состав аустенита примет эвтектоидную концентрацию и при постоянной температуре будет происходить превращение аустенита в перлит (горизонтальный

участок *3—3'* на кривой охлаждения). После окончания превращения структура стали будет состоять из феррита и перлита (рис. 142).

Количество феррита и перлита зависит от содержания углерода в стали. При содержании углерода менее 0,02 % структура состоит из одного феррита, при содержании углерода 0,8 % — из одного перлита, при промежуточном содержании углерода — из феррита и перлита. Чем больше углерода, тем больше в структуре стали

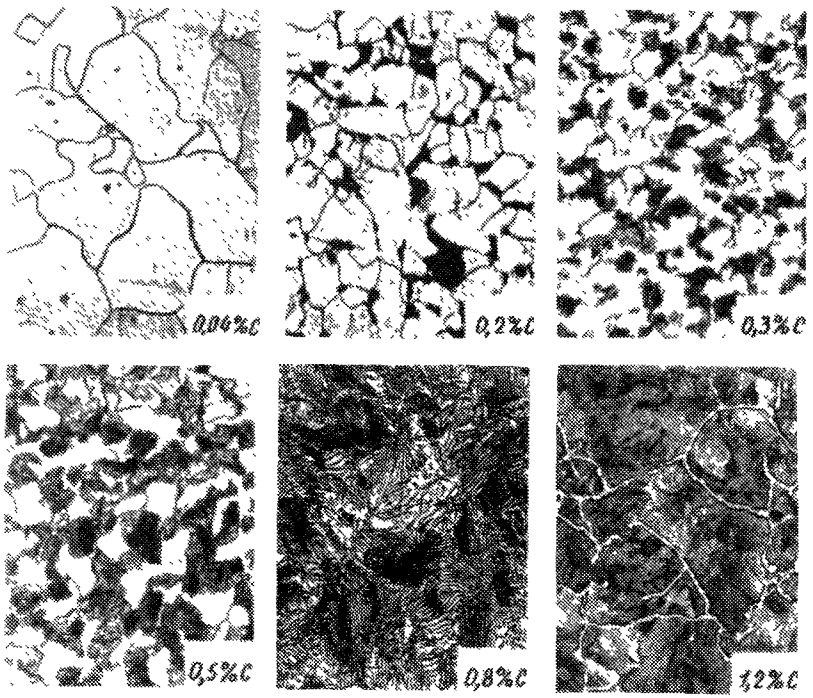


Рис. 143. Структура сталей с различным содержанием углерода, ×200

перлита. Микроструктуры, приведенные на рис. 143, показывают эту закономерность.

Метод определения содержания углерода по площади, занимаемой в структуре ферритом и перлитом, широко применяют на практике и он конкурирует с химическим [1].

Сплав, содержащий углерода больше 0,8 %, показан вертикальной линией K_2 (см. рис. 140). Превращение аустенита начинается в точке *5*, когда из аустенита выделяется цементит.

[1] Измеряется площадь, занятая перлитом или ферритом (для ориентировочного определения содержания углерода доля площади, занятая ферритом или перлитом, может оцениваться визуально), и тогда содержание углерода в стали (%) $C = 0{,}8П/100$, где $П$ — количество перлита в структуре, %

Метод применим для отожженных углеродистых сталей, в которых нет повышенного содержания марганца.

При выделении цементита аустенит обедняется углеродом в соответствии с линией *ES*, показывающей предельное насыщение аустенита углеродом.

В точке *6* начинается образование перлита, которое происходит при постоянной температуре (горизонтальный участок *6—6'* на кривой охлаждения). В результате получается структура, состоящая из цементита, выделяющегося по границам зерен в виде сетки, и перлита (рис. 144).

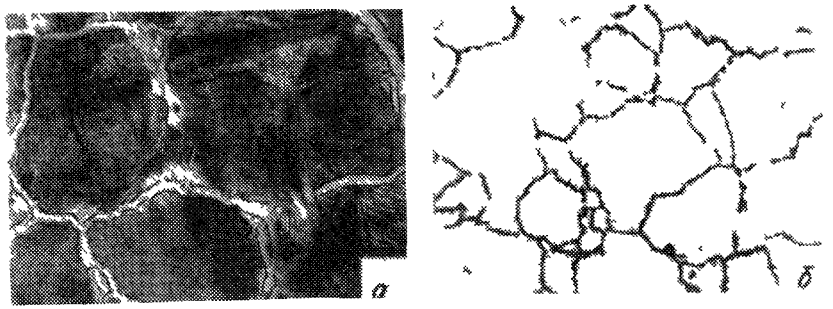


Рис. 144. Структура заэвтектоидной стали. Перлит + сетка цементита, ×450:
***а* — травление 4 %-ной азотной кислотой; *б* — травление пикратом натрия**

Чтобы не спутать цементит с ферритом, прибегают к специальному травителю — пикрату натрия, который окрашивает цементит в черный цвет, феррит при этом не окрашивается (рис. 144, *б*).

Различают три группы сталей: *эвтектоидные*, содержащие около 0,8 % С, структура которых состоит только из перлита; *доэвтектоидные*, содержащие меньше 0,8 % С, структура которых состоит из феррита и перлита, и *заэвтектоидные*, содержащие от 0,8 % до 2 % С, структура которых состоит из перлита и цементита.

Рассмотрим превращения, совершающиеся в высокоуглеродистых сплавах — чугунах (рис. 145). После окончания первичной кристаллизации структура таких сплавов состоит из ледебуритной эвтектики и из первичных образований аустенита или цементита.

И первичный аустенит, и аустенит, входящий в эвтектику, к моменту окончания кристаллизации содержат максимальное количество углерода в растворе (2,14 %). При более низких температурах такое количество углерода не может содержаться в растворе, и при охлаждении до 1147 °С углерод выделяется из аустенита в виде вторичного цементита. Концентрация углерода в аустените изменяется в соответствии с положением линии *ES*. Наконец, на линии *PSK* аустенит, независимо от того, в какой структурной форме он существует (т. е. является ли он избыточным аустенитом или аустенитом эвтектики), претерпевает перлитное превращение.

Рассмотрим конкретные сплавы, кривые охлаждения которых изображены на правой диаграмме рис. 145.

По окончании кристаллизации сплав с 4,3 % С имеет чисто эвтектическую структуру. При охлаждении этого сплава с 1147 до 727 °С (от точки *1* до точки *2*) из аустенита, входящего в состав эвтектики, выделяется цементит, который обычно структурно не обнаруживается, так как объединяется с цементитом эвтектического происхождения.

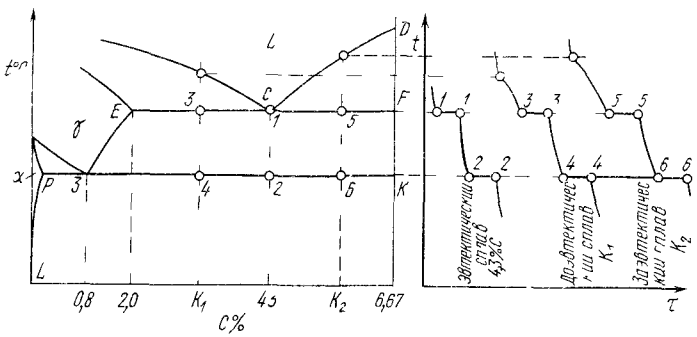
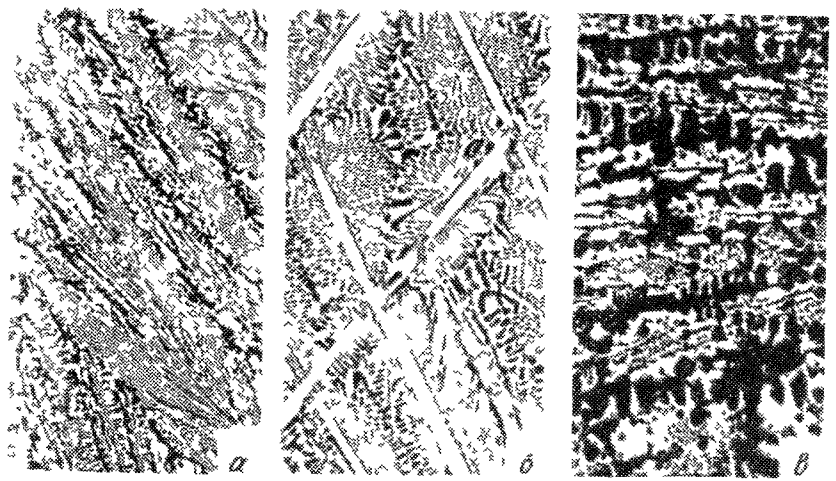


Рис 145 Диаграмма состояния Fe—C Вторичные превращения в высокоуглеродистых сплавах (чугунах)



146 Микроструктура чугуна
а — эвтектического (ледебурит) *б* — заэвтектического (ледебурит + первичный цементит) *в* — доэвтектического (ледебурит + перлит) × 200

В точке *2*, т. е. при 727 °С, аустенит эвтектики имеет концентрацию равную 0,8 %, и при этой температуре происходит перлитное превращение.

Следовательно, ниже 727 °С ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита Структура ледебурита показана на рис. 146, *а*

В заэвтектических чугунах происходят превращения, рассмотренные выше, так как первичный цементит не имеет превращений

Структура заэвтектического чугуна, состоящая из ледебурита и цементита (большие продолговатые светлые образования), показана на рис. 146, *б*.

Наконец, в доэвтектических чугунах первичные выделения аустенита изменяют свою концентрацию при охлаждении от точки *3* до точки *4* (сплав K_1) от 2,14 до 0,8 % С, и в точке *4* происходит перлитное превращение. Структура такого доэвтектического чугуна состоит из перлита, ледебурита и вторичного цементита. Структура доэвтектического чугуна показана на рис. 146, *в*.

Область существования различных структур показана на диаграмме состояния (см. рис. 134). Несмотря на видимую сложность структурных форм, особенно у высокоуглеродистых сплавов, следует указать, что все области диаграммы являются однофазными или двухфазными.

В частности, в области *SEFK* имеется две фазы — аустенит и цементит, а в области *PKLQ* — феррит и цементит, образующие различные структурные составляющие, как указано на диаграмме.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Гевелинг Н. В. Авиационное металловедение. Ч. I. Металлические сплавы, М.: ОНТИ, 1934. 255 с.

Бунин К. П. Железоуглеродистые сплавы. М.: Машгиз, 1949. 166 с.

Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1962, Т. I. 608 с.; т. II. 608—1488 с.

Болховитинов Н. Ф., Болховитинова Е. Н. Атлас микро- и макроструктур металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1964. 104 с.

Тыркель Е. История развития диаграммы железо—углерод. Пер. с польск. М.: Машиностроение, 1968. 277 с

Хабракен Л., Броуэр Д. Металлография железа. Пер. с англ. Т. I. М : Металлургия, 1972. 246 с.

Каменецкая Д. С., Пилецкая И. Б. и *Ширяев В. И.* Железо высокой степени чистоты. М.: Металлургия, 1971, 247 с.

Глава VII

УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Основной продукцией черной металлургии является сталь, причем приблизительно 90 % изготавливается углеродистой стали и 10 % легированной [1]. Таким образом, основным металлическим материалом промышленности является углеродистая сталь.

Углеродистая сталь промышленного производства - сложный по химическому составу сплав. Кроме основы — железа (содержание которого может колебаться в пределах 97,0—99,5 %), в ней имеется много элементов, наличие которых обусловлено технологическими особенностями производства (марганец, кремний), либо невозможностью полного удаления их из металла (сера, фосфор, кислород, азот, водород), а также случайными примесями (хром, никель, медь и др.).

[1] О легированной стали см. гл. XIV—XX.

В зависимости от способа выплавки (мартеновский, конвертерный и др.) стали разных производств различаются главным образом по содержанию этих примесей. Однако один элемент, а именно — углерод, вводится в простую углеродистую сталь специально.

Углерод сильно влияет на свойства стали даже при незначительном изменении его содержания. Поэтому при малом содержании всех прочих возможных примесей основным элементом, при помощи которого изменяются свойства сплава железа, является углерод. Естественно, что эти сплавы (при $C < 2$ %) называются *углеродистыми сталями*.

Структуру и свойства металлических сплавов, как уже известно, можно изменять в широких пределах с помощью термической обработки; особенно эффективна термическая обработка для стали. Однако не все свойства изменяются при такой обработке. Одни (структурно чувствительные свойства) зависят от структуры металла (это большинство свойств), и, следовательно, изменяются при термической обработке, другие (структурно нечувствительные свойства) практически не зависят от структуры. К последним относятся характеристики жесткости (модуль нормальной упругости E, модуль сдвига G).

Твердость и прочность стали могут быть увеличены в результате термической обработки в два — три раза (если сравнивать с отожженным состоянием, медленно охлажденным), а модули упругости при этом изменяются менее чем на 5 %.

В большинстве случаев от изделия требуется жесткость. Для придания изделию необходимой жесткости конструктор выбирает надлежащую площадь и форму поперечного сечения детали. При этом обычно оказывается, что действующие в детали напряжения значительно меньше, чем предел текучести отожженной стали. Естественно, что в этом случае необходимость в упрочняющей термической обработке отпадает — прочностные свойства металла в «сыром», термически не обработанном виде достаточны.

В тех же случаях, когда прочность стали в «сыром» состоянии недостаточна, на машиностроительных заводах применяют термическую обработку. К стали, подвергаемой термической обработке, предъявляются некоторые повышенные требования (например, более узкие пределы по содержанию углерода и др.). Такая сталь называется сталью повышенного качества.

В этой главе рассмотрены свойства углеродистых сталей обычного качества, применяемых в большинстве случаев без термической обработки [1].

[1] В последнее время на металлургических, а также машиностроительных заводах и заводах стройконструкций нередко подвергают (для повышения прочности) термической обработке стали обычного качества. В целях экономии топлива на металлургических заводах используют технологический нагрев, например закалку проводят сразу после прокатки.

Углеродистые стали повышенного качества, высококачественные и инструментальные, подвергаемые термической обработке, будут рассмотрены совместно с легированными сталями в гл. XVI и XVII.

1. Влияние углерода на свойства стали

С изменением содержания углерода изменяется структура стали. Сталь, содержащая 0,8 % С, состоит из одного перлита; в стали, содержащей больше 0,8 % С, кроме перлита, имеется вторичный цементит; если содержание углерода меньше 0,8 %, то структура стали состоит из феррита и перлита.

Как влияют на свойства стали изменения содержания углерода и соответственно структуры?

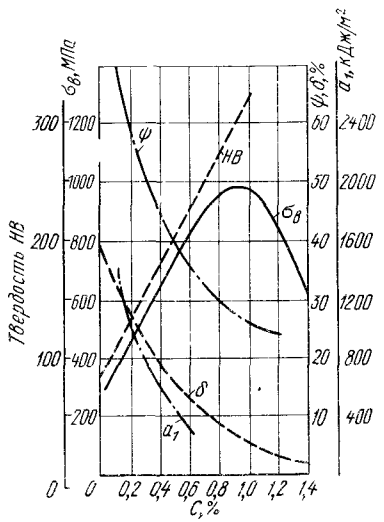


Рис. 147. Влияние углерода на механические свойства стали

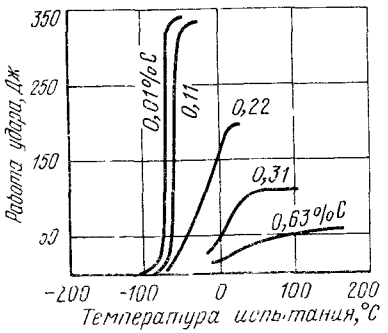


Рис. 148. Влияние углерода на хладноломкость железа

Увеличение содержания углерода в стали приводит к повышению прочности и понижению пластичности (рис. 147). Приводимые механические свойства относятся к горячекатаным изделиям без термической обработки, т. е. при структуре перлит + феррит (или перлит + цементит). Цифры являются средними и могут колебаться в пределах ±10 % в зависимости от содержания примесей, условий охлаждения после прокатки и т. д. [1]. Если сталь применяют в виде отливок, то более грубая литая структура обладает худшими свойствами, чем это следует из рис. 147 (понижаются главным образом показатели пластичности). Существенно влияние углерода на вязкие свойства. Как видно из рис. 148, увеличение содержания углерода повышает порог хладноломкости и уменьшает ударную вязкость в вязкой области (т. е. при температурах выше порога хладноломкости). На рис. 149 показано влияние углерода на некоторые физические свойства стали.

[1] Напомним условные обозначения, так как в дальнейшем они часто будут использоваться: $\sigma_в$ — предел прочности; $\sigma_т$ или $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; δ — относительное удлинение; ψ — относительное сужение; $a_н$ — ударная вязкость; НВ — твердость по Бринеллю, HRC — твердость по Роквеллу (шкала С), подробнее см. гл. III.

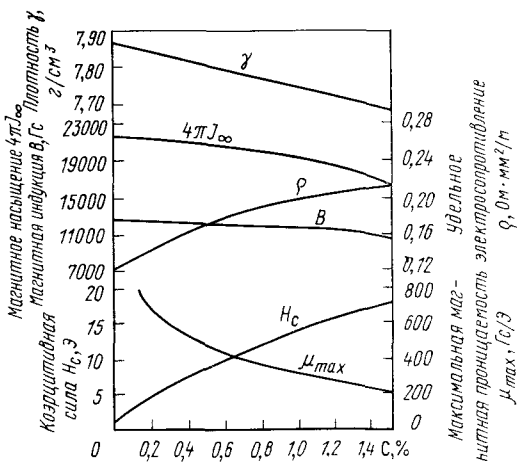


Рис. 149. Влияние углерода на некоторые физические свойства стали

2. Влияние постоянных примесей на свойства стали

Постоянными примесями сталей считают марганец, кремний, фосфор, серу, а также газы (водород, азот, кислород), в том или ином количестве постоянно присутствующие в технических сортах стали.

Обычно содержание этих элементов ограничивается следующими верхними пределами, %: 0,8 Mn; 0,5 Si; 0,05 P; 0,05 S.

При большем содержании их сталь следует отнести к сорту легированных, когда эти элементы введены специально (отсюда и название легированные стали или специальные стали).

Рассмотрим влияние примесей отдельно.

Марганец. Этот элемент вводят в любую сталь для раскисления.

$$FeO + Mn \rightarrow MnO + Fe,$$

т. е. для устранения вредных примесей закиси железа. Марганец устраняет также вредные сернистые соединения железа (см. ниже), растворяется в феррите и цементите.

Марганец заметно влияет на свойства стали, повышая прочность в горячекатаных изделиях, изменяя и некоторые другие свойства. Но так как во всех сталях содержание марганца примерно одинаково, то его влияние на сталь разного состава остается не ощутимым.

Кремний. Влияние начальных присадок кремния аналогично влиянию марганца. Кремний раскисляет сталь по реакции:

$$2FeO + Si \rightarrow 2Fe + SiO_2.$$

Кремний структурно не обнаруживается, так как полностью растворим в феррите, кроме той части кремния, которая в виде окиси кремния не успела всплыть в шлак и осталась в металле в виде силикатных включений [1].

Фосфор. Руды железа, а также топливо и флюсы содержат какое-то количество фосфора, которое в процессе производства чугуна остается в нем в той или иной степени и затем переходит в сталь.

При выплавке стали в основных мартеновских печах из металла удаляется большая часть фосфора. Сталь, выплавленная в основной

[1] Диаграммы состояний Fe—Mn, Fe—Si см. на рис. 275 и 278.

мартеновской печи, содержит немного фосфора (0,02—0,04 %), а в электропечи менее 0,02 %. Уменьшить содержание до 0,01 % и меньше металлургическими приемами затруднительно и достигается это использованием исходной высокочистой шихты (например, железо *ПВ*). Диаграмма состояния железо — фосфор приведена на рис. 150, *а*.

Растворимость фосфора при высокой температуре достигает 1,2 %, но она резко снижается при понижении температуры (рис. 150, *б*) и согласно последним исследованиям при 200 °С и ниже

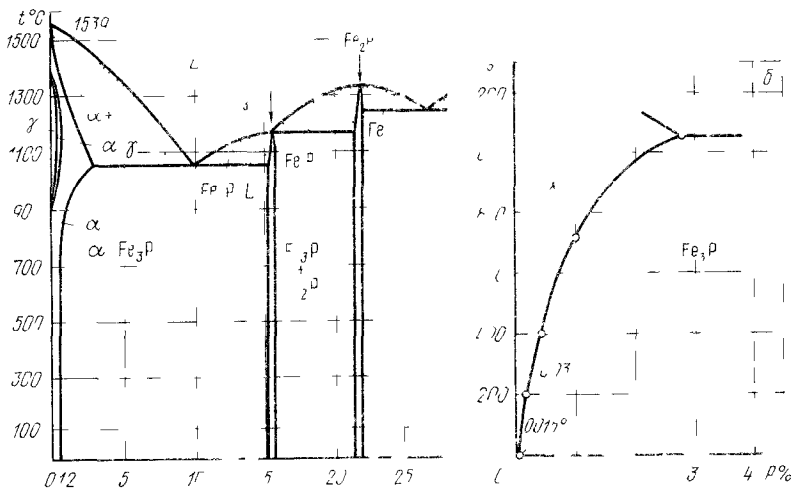


Рис 150. Диаграмма состояния Fe—P:
***а* — общий вид, *б* — растворимость P в α железе**

она составляет всего лишь 0,02—0,03 %. Однако это количество фосфора обычно присутствует в стали. Отсюда можно заключить, что фосфор целиком растворяется в α-железе.

Тем не менее углерод и легирующие элементы уменьшают растворимость фосфора, однако, металлографически избыточные соединения не обнаруживаются. Поэтому и в этих случаях фосфор находится в α-растворе, но такой раствор является пересыщенным.

Современными методами исследования было показано, что находящийся в растворе фосфор неравномерно распределяется и обогащает (сегрегирует) границы зерен. Малая скорость диффузии фосфора в α-железе практически исключает выделение фосфидных выделений из раствора.

Фосфидные включения в виде, так называемой, *фосфидной эвтектики* (*стэдит*) наблюдается в фосфористых чугунах, содержащих фосфора 0,1 %.

Растворяясь в α-железе, фосфор резко повышает температуру перехода в хрупкое состояние (рис. 151), иначе вызывает *хладноломкость* стали. Таким образом, фосфор является вредным элементом. Следует отметить, что в отдельных случаях фосфор желательный

элемент, так как он, создавая хрупкость, облегчает обрабатываемость стали режущим элементом, а в присутствии меди повышает сопротивление коррозии.

Сера. Как и фосфор, сера попадает в металл из руд, а также из печных газов — продукт горения топлива (SO_2). В основном мартеновском процессе и при выплавке стали в основной электрической печи сера удаляется из стали.

Обычно содержание серы для высококачественной стали не должно превышать 0,02—0,03 %. Для стали обычного качества допускают более высокое содержание серы: 0,03—0,04 %. Обработкой жидкого металла синтетическими шлаками можно уменьшить содержание серы до 0,005 %.

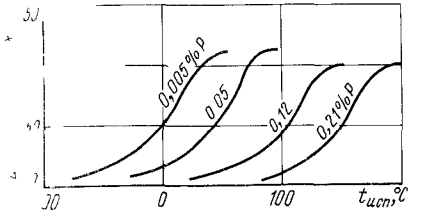


Рис 151. Влияние фосфора на хладноломкость стали (0,2 % C, 1,0 % Mn)

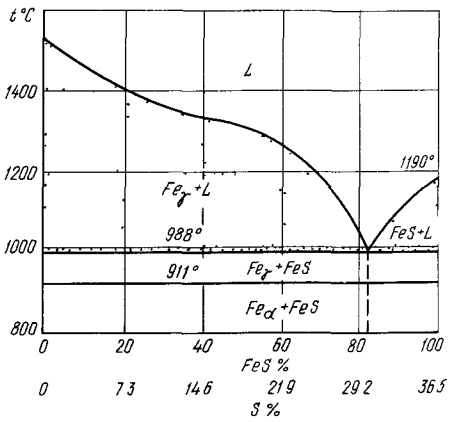


Рис 152 Диаграмма состояния Fe—S

Сера **нерастворима в железе** [1] (рис. 152) и любое ее количество образует с железом сернистое соединение — ***сульфид железа*** FeS, который входит в состав эвтектики, образующейся при 988 °С.

Наличие легкоплавкой и хрупкой эвтектики, расположенной, как правило, по границам зерен, делает сталь хрупкой при 800 °С и выше, т. е. в районе температур красного каления. Явление это носит название *красноломкости*.

Обычно сернистая эвтектика Fe + FeS, присутствующая в небольшом количестве, *коалесцирует*, т. е. феррит эвтектики объединяется с ферритом основной массы металла, а соединение FeS располагается вокруг зерен [2] (рис. 153, *а*).

Такая форма включений серы является особенно вредной, так как при горячей обработке давлением получаются надрывы и трещины.

[1] По некоторым данным, сера, хотя и весьма ограниченно, но все же растворяется и в α-, и в γ-железе

[2] Описываемое здесь явление коалесценции эвтектики является общим для металлических систем, в которых эвтектическая составляющая присутствует в малом количестве. Следует также указать, что используемый здесь термин «коалесценция» не всегда применяется в таком смысле. Часто укрупнение второй (избыточной) фазы в твердых телах называют коалесценцией, а укрупнение второй фазы в жидких средах (эмульсиях) — коагуляцией.

Последнее связано с тем, что еще в процессе нагрева стали вокруг оторочек сернистого железа, начиная с температуры 988 °С, происходит оплавление (т. е. образование расплава в соответствии с диаграммой, приведенной на рис. 152). Отдельные обособленные округлые включения сульфидов уже менее вредны (рис. 153, *б*).

Введение марганца в сталь уменьшает вредное влияние серы, так как при введении его в жидкую сталь протекает реакция образования сульфида марганца: $FeS + Mn \rightarrow MnS + Fe$.

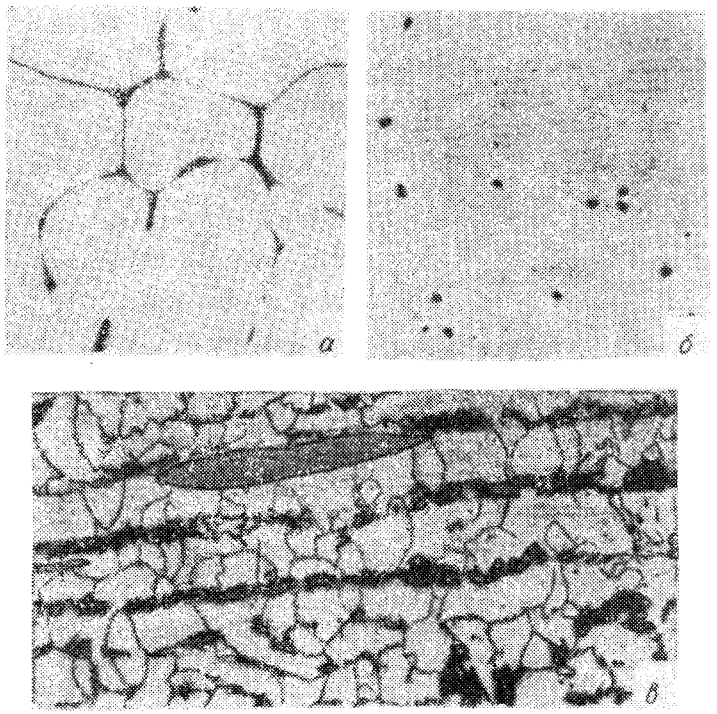


Рис. 153. Сернистые включения в виде: *а* — оторочек по границам зерна; *б* — обособленных включений, ×100; *в* — сульфида марганца, ×500

Сульфид марганца плавится при 1620 °С, т. е. при температурах значительно более высоких, чем температура горячей обработки [1].

При температурах горячей обработки (800—1200 °С) сульфид марганца пластичен и под действием внешних сил вытягивается в продолговатые линзы (рис. 153, *в*; 154, *а*).

Сульфиды пластичны и деформируются при горячей обработке в отличие от оксидов [2], которые хрупки, под действием механических сил крошатся и располагаются в виде цепочек (рис. 154, *б*).

[1] Сульфид марганца нерастворим не только в твердом, но и в жидком металле, а поэтому невозможно образование легкоплавкой эвтектики с фазой сульфид марганца.

[2] Соединений металла с кислородом, например FeO, SiO_2, Al_2O_3 и др.

Пластинчатая форма включений сульфида марганца не влияет на свойства стали в направлении вдоль прокатки, но существенно, примерно в 2 раза, снижает пластические (δ, ψ) и вязкие ($a_н$) свойства поперек прокатки, т. е. увеличивает *анизотропию свойств* (отношение «поперечных» и «продольных» свойств).

Современный прием скругления сульфидных включений — это обработка («модифицирование») жидкой стали или силикокальцием

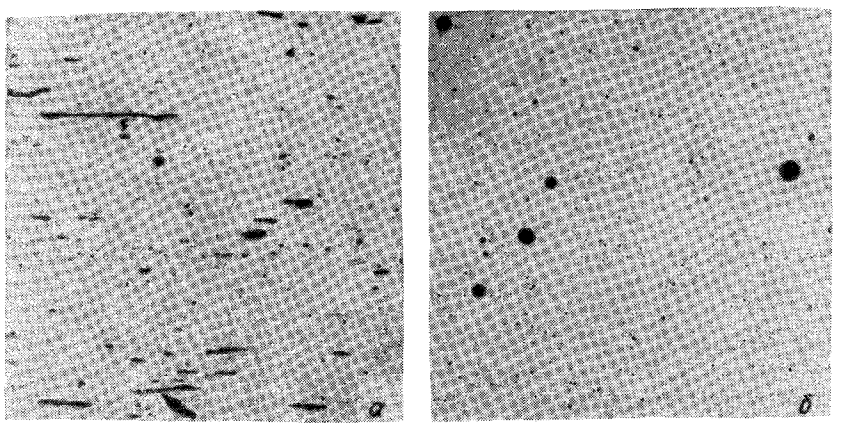


Рис. 154. Неметаллические включения:
а — сульфиды (пластичные); *б* — оксиды (хрупкие)

или редкими землями (церием). Эти модификаторы в первую очередь соединяются с серой, образуя соответственно сульфиды кальция или сульфиды церия, которые при температурах прокатки прочнее сульфидов марганца и не деформируются в пластины, а сохраняют округлую форму (см. рис. 153, *б*), более или менее распределяются в металлической матрице, не образуя в отличие от оксидов цепочки.

Такая модификация сульфидных включений улучшает «поперечные» свойства и коэффициент анизотропии относительного сужения и ударной вязкости от 0,5 при пластинчатой форме сульфидов повышается до 0,8.

Явление анизотропии учитывается в ГОСТах и технических условиях на металлопродукцию, в которых оговаривается направление вырезки образца.

В настоящее время широко распространен такой метод выплавки стали, при котором шлак приготавливают в отдельной печи (так называемый *синтетический шлак*). В результате обработки металла таким шлаком происходит более полное удаление серы, а также улучшаются свойства главным образом при испытании поперек волокна.

Своеобразно влияние серы на вязкие свойства, поскольку сера присутствует в большинстве марок стали в виде сульфидов марганца,

это ее влияние получило название *сульфидный эффект*. В отличие от других «вредных» элементов сера не повышает, а даже понижает порог хладноломкости, хотя и понижает ударную вязкость при вязком изломе (рис. 155).

Другими словами снижение содержания серы полезно в том смысле, что при этом повышается сопротивление вязкому разрушению, но снижается сопротивление хрупкому.

В общем случае серу все же следует считать вредной примесью в стали.

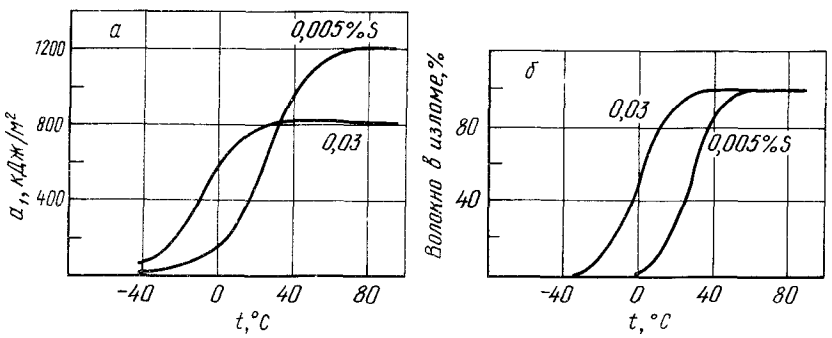


Рис. 155. Влияние серы на вязкие свойства стали

Как и фосфор, сера (см. ниже п. 6) облегчает обрабатываемость резанием [1].

«Газы». Водород, азот и кислород содержатся в стали в небольших количествах, зависящих от способа производства (табл. 15).

Водород, азот, кислород могут присутствовать в следующих формах: находиться в различных несплошностях (газообразном состоянии), находиться в α-твердом растворе; образовывать различные

Таблица 15. **Примерное содержание газов в стали, % (по массе)**

Газ	Содержание газов при способах производства стали			
	в электропечах	мартеновский основной	кислородно-конвертерный	бессемеровский
Водород	0,0004—0,0006 (250)	0,0003—0,0007 (200)	0,0001—0,0003 (150)	0,0004—0,0007 (250)
Азот	0,007—0,010 (300)	0,004—0,006 (200)	0,002—0,005 (100)	0,010—0,015 (500)
Кислород	0,002—0,004 (150)	0,005—0,008 (350)	0,005—0,008 (350)	0,01—0,03 (1000)
Сумма	(700)	(750)	(600)	(1750)

Примечание. В скобках — среднее значение анм (анм — количество атомов водорода, азота, кислорода и др., приходящихся на 1 млн. атомов железа).

[1] Благодаря этому обстоятельству содержание серы в сталях, подвергаемых обработке резанием, не должно быть очень низким (для этой цели мало пригодны стали, обработанные синтетическими шлаками).

соединения, так называемые *неметаллические включения* (*нитриды, оксиды*).

Если водорода в металле много, то это может привести к чрезвычайно опасным внутренним надрывам в металле (флокенам, см. с. 354).

Образованные азотом и кислородом хрупкие неметаллические включения ухудшают свойства металла.

Растворимость водорода, азота, кислорода и углерода в α-железе невелика, но так как с понижением температуры эта растворимость

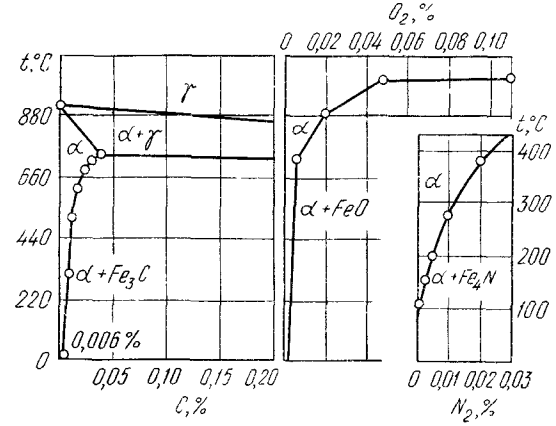


Рис. 156. Растворимость примесей внедрения углерода, кислорода и азота в α-железе

резко уменьшается (рис. 156), то в условиях обычного (неравновесного) охлаждения стали после прокатки или ковки образуется пересыщенный твердый раствор этих элементов в α-железе. Теоретически правильнее эти элементы, а также углерод называть *примесями внедрения*, тем более что влияние их на свойства специфично и похоже.

Пластическая деформация и последующий невысокий нагрев такого пересыщенного раствора приводят к сильному охрупчиванию вследствие процессов старения (так называемое *«деформационное старение»*). Это проявляется в первую очередь в уменьшении запаса вязкости и в повышении порога хладноломкости. Так как содержание указанных примесей невелико (см. табл. 15), то их влияние на многие другие свойства незаметно. Однако в отличие почти от всех механических свойств примеси внедрения сильно влияют на вязкие свойства, уменьшая ударную вязкость и резко повышая порог хладноломкости (рис. 157, *а*, *б*).

Водород не образует соединений с железом (гидридов), поэтому он может выделяться из металла. После выплавки сталь содержит некоторое количество водорода, которое с течением времени постепенно уменьшается. Продолжительность этого процесса может быть несколько дней, недель или месяцев (в зависимости от толщины изделия). При этом механические свойства улучшаются.

Из сказанного следует, что наличие водорода, азота и кислорода в металле ухудшает его свойства.

Радикальным средством уменьшения указанных элементов и неметаллических включений в металле является выплавка или разливка металла в вакууме. Вакуумированный металл обладает более высокими свойствами вследствие высокой чистоты по неметаллическим включениям и отсутствия (практически) растворенных атомов водорода, азота и кислорода.

Примеси цветных металлов. Переплавка бытового и машиностроительного лома приводит к загрязнению стали примесями цветных металлов (Cu, Pb, Zn, Sb, Sn и др.). Обычно содержание этих элементов невелико — сотые и даже тысячные доли процента (кроме

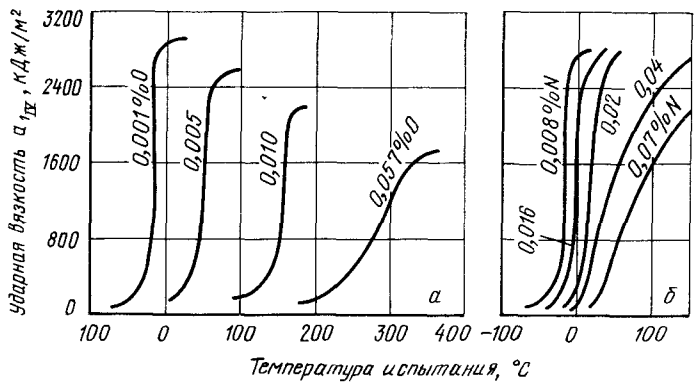


Рис. 157. Влияние примесей внедрения кислорода (*а*) и азота (*б*) на вязкие свойства железа

меди, содержание которой достигает 0,1—0,2 %). При таком их количестве влияние их на механические свойства практически не сказывается, однако, тщательно поставленные опыты показывают, что все цветные примеси повышают порог хладноломкости.

Ниже приводятся данные: насколько 0,01 % по массе каждой примеси повышает порог хладноломкости (для сравнения приводятся данные и по другим примесям, не относящимся к цветным): кислород +15 °С; азот +10 °С, углерод +2 °С; фосфор +7 °С; медь +1 °С; олово +30 °С; цинк +7 °С; висмут +25 °С; сурьма +20 °С.

Конечно, когда содержание элемента измеряется тысячными долями процента, влияние его на охрупчивание стали невелико, но когда их несколько, то влияние их суммируется; этим пренебрегать, вероятно, не следует.

3. Сталь различных способов производства. Чистая сталь

В металлургии применяют различные способы производства стали. В зависимости от принятого способа изготовления стали различаются по свойствам. Однако не следует думать, что именно способ производства непосредственно определяет эту разницу. В зависимости от способа производства стали отличаются по содержанию примесей (влияние которых мы рассмотрели раньше), чем и обусловлено различие в их свойствах.

Как известно, сталь производят (выплавляют) в различных печах.

В соответствии с этим подразделяют сталь на бессемеровскую, мартеновскую, кислородно-конвертерную и электросталь.

В бессемеровском конвертере жидкий чугун продувают воздухом, кислород воздуха соединяется с примесями в чугуне, в том числе с углеродом, и чугун превращается в сталь. Этот способ очень производителен, но при нем сера и фосфор не удаляются в достаточной степени, а металл насыщается газами, особенно азотом.

Бессемеровский металл вследствие повышенного содержания газов, в первую очередь азота, отличается от мартеновского большей прочностью, но меньшей пластичностью, склонностью к старению, большей загрязненностью неметаллическими включениями. Вследствие того что качество бессемеровского металла невысокое, этот процесс отжил и на смену ему пришел кислородно-конвертерный способ, отличающийся тем, что вместо воздуха используют технически чистый кислород с очень малым загрязнением азотом (продувка обычно производится сверху под углом к зеркалу расплавленного металла). В результате этого содержание азота в металле оказывается низким. Такой металл называется конвертерным, и по свойствам он практически не отличается от мартеновского.

Хотя в Советском Союзе основную массу металла обычного качества еще изготавливают в мартеновских печах, все-таки, исходя из технико-экономических соображений, целесообразно большинство сталей производить конвертерным способом и он постепенно вытесняет мартеновский способ производства стали. В табл. 16 приведены показатели разных способов производства стали.

Таблица 16. Сравнение сталей (спокойных), полученных различными способами

Способ изготовления	Содержание элементов, % по массе (наибольшее)			Удаление элементов в процессе плавки			Порядок *	
	O	S	P	O	S	P	по качеству	по стоимости
Мартеновский (основной)	0,006	0,05	0,04	Частично удаляется	Частично удаляется	Частично удаляется	2	3
Кислородно-конвертерный (основной)	0,006	0,05	0,04	То же	То же	То же	4	2
Бессемеровский	0,02	0,07	0,09	Не удаляется	Не удаляется	Не удаляется	1	1
Мартеновский (кислый)	0,003	0,05	0,05	Удаляется	То же	То же	3	4
В электропечах	0,003	0,03	0,03	То же	Удаляется	Удаляется	5	5

* Цифры даны в порядке улучшения качества и повышения стоимости (1 — самая низкая по качеству и самая дешевая).

При мартеновском и конвертерном способах производства подбором соответствующих шлаков и режимов ведения плавки можно удалить в значительной степени серу и частично фосфор. Шлаки, при помощи которых расплавленный металл очищается от примесей, состоят из основных (CaO и MgO) и кислых (SiO_2) оксидов. В зависимости от состава шлаков футеровка печи должна быть или основная (магнезит или хромомагнезит), или кислая (динас), чтобы избежать реакции между футеровкой и шлаком. Если шлак имеет основную реакцию [1], то он удаляет из ме-

[1] Т. е. в избытке имеются основные оксиды MgO и CaO.

талла большую часть фосфора и часть серы. Значит, при сравнительно не очень чистой исходной шихте металл в основной мартеновской печи получается достаточно чистым по сере и фосфору, хотя и более насыщенным кислородом. При кислом процессе в шлаке имеется избыток кремнистой кислоты (SiO_2), при наличии которой сера и фосфор из металла не удаляются, но насыщение металла кислородом происходит в меньшей степени. Поэтому для кислого мартеновского процесса требуются чистые по сере и фосфору исходные материалы (т. е. более дорогие), и если это обеспечено, то металл получается лучшего качества, так как содержит меньше кислорода.

Мартеновская сталь в большинстве случаев производится основным процессом и лишь для некоторых назначений, когда требуется большая чистота по неметаллическим включениям (оксидам) и меньшая насыщенность кислородом, изготавливается более дорогая кислая мартеновская сталь. Поскольку сера и фосфор при кислом процессе не удаляются, требуется более чистая по этим элементам шихта.

Удаление из металла серы, фосфора и кислорода достигается в наибольшей степени при плавке в электропечах (дуговых или индукционных). Будучи более дорогой, электросталь является и более качественной; поэтому этим способом изготавливают преимущественно легированные и высоколегированные стали, жаропрочные сплавы, инструментальные стали и т. д.

Так как практически полное отсутствие газов и связанное с этим улучшение свойств достигаются при плавке в электрических индукционных печах в вакууме, то стали и сплавы для наиболее ответственных назначений производятся этим способом.

Установки для вакуум-плавки сложны. Практически такие же результаты по содержанию газов и наличию неметаллических включений имеет сталь, выплавленная в обычных условиях, но затем (после заливки в ковш) помещенная в вакуум. Этот способ (сталь, вакуумированная в ковше) дешевле, чем выплавка в вакууме.

В зависимости от способа раскисления сталь бывает *спокойной* (раскисленной марганцем, кремнием и алюминием) и *кипящей* (раскисленной только марганцем). Следовательно, по химическому составу кипящая сталь отличается от спокойной: *первая почти не содержит кремния* ($Si < 0{,}05$ %), *вторая содержит его нормальное количество* (0,12—0,3 %). Так как кипящая сталь, как хуже раскисленная, содержит больше кислорода, то она уступает по качеству спокойной.

Промежуточное положение по качеству занимает так называемая *полуспокойная сталь* — раскисленная марганцем и алюминием, которую применяют вместо кипящей и спокойной стали (табл. 17).

Таблица 17. Сравнение сталей, раскисленных разными способами

Сталь	Раскисление	Выход годного, %	Обычное содержание кремния, %	Порядок *	
				по качеству	по стоимости
Спокойная . . .	Mn + Si + Al	85—90	0,14—0,30	3	3
Полуспокойная	Mn + Al	90—95	0,05—0,10	2	2
Кипящая	Mn	95—100	<0,05	1	1

* См. сноску к табл. 16.

Наконец, следует иметь в виду, что состав слитка неоднородный. В верхней и в средней части слитка содержится больше примесей — серы, фосфора, углерода (явление это носит название *зональной ликвации*). Поэтому металл из верхней части слитка будет отличаться от металла из нижней части и оба они будут отличаться от среднего состава. В отдельных случаях это отклонение от среднего состава может быть очень значительным. В кипящей стали зональная ликвация больше, чем в спокойной. Чем крупнее слиток, тем сильнее выражена зональная ликвация.

Стали, кроме обычных примесей, могут содержать различные случайные. Например, в скрап (лом) попадают куски легированных хромоникелевых сталей. Поэтому выплавленная скрап-процессом сталь обычно содержит в некотором количестве

элементы, которыми обычно легируют сталь (хром, никель и др.). Некоторые руды содержат трудноудаляемые примеси. Например, руды Керченского месторождения содержат мышьяк, и выплавленная на этих рудах сталь будет содержать этот элемент до 0,1—0,15 %. Наоборот, некоторые руды практически не имеют загрязнений другими элементами и металл, полученный из этих руд (Магнитогорский и Кузнецкий и в особенности Череповецкий комбинаты), очень чистый.

Таким образом, сталь одной и той же марки может отличаться по примесям, учитываемым, а часто и не учитываемым ГОСТами и техническими условиями, а это может сильно влиять на свойства. Особенно сильно влияют примеси внедрения (водород, азот, кислород и углерод), а также типичные примеси, загрязняющие металл — сера и фосфор. Безусловно, вредны примеси цветных металлов, особенно легкоплавкие (см. с. 170).

Борьбу за чистую и, следовательно, надежную (вязкую) сталь проводят с помощью разных способов выплавки и обработки жидкой стали, о чем говорилось выше, и, обобщая сказанное, можно сделать следующие выводы.

Вакуумные процессы (в печи, в ковше и т. д.) в основном направлены на удаление кислорода и их применяют как бы в помощь к обычным приемам раскисления. Шлаковые процессы (электрошлаковый переплав, обработка синтетическими шлаками) глубоко очищают металл от серы.

Фосфор, примеси цветных металлов удаляются металлургическими приемами лишь частично и при этом не достигается высокая степень очистки металла от этих примесей. Высокая чистота металла по этим элементам получается при использовании высокочистой шихты (например, железо прямого восстановления).

В будущем возможно изменение традиционной схемы металлургического производства стали: руда → чугун (из доменной печи) → сталь (из мартеновской печи) на следующую: руда → металлизованные окатыши (железо прямого восстановления) → сталь (электропечь) → чистая сталь (сталь, рафинированная путем вторичного переплава или вакуумированная в ковше). Недавно пущенный в строй Оскольский металлургический комбинат предусматривает производство чистой стали по этой технологии.

Содержание загрязняющих примесей при выражении их в процентах (по массе) невелико и поэтому не сигнализирует об опасности ухудшения при этом качества стали. Кроме того, влияние оказывает не содержание элемента в процентах (по массе) (что определяется количеством нейтронов и протонов в ядре), а атомное. Многие загрязняющие металл элементы имеют малую атомную массу.

Удобно оценивать степень загрязнения стали и в так называемых единицах анм, что показывает число атомов примесей, приходящихся на 1 миллион атомов железа.

В табл. 18 приведено типичное содержание примесей в анм в стали, полученной массовыми способами производства, а в табл. 19 их содержание в стали с применением современных методов очистки.

Таблица 18. Содержание примесей (типичное) в стали обычных способов производства, анм

Способ производства	Сера	Фосфор	Кислород	Азот	Водород	Сумма всех загрязнений *
Бессемеровский	900	1400	1000	500	250	6000
Кислородно-конвертерный	500	500	350	100	150	2000
Мартеновский	500	500	350	200	200	2100
Электросталеплавильный	250	300	150	300	250	1500

* С добавлением цветных металлов и других примесей, не указанных в таблице.

Выражение химического состава стали в анм позволяет суммировать содержание примеси. Такая цифра показывает общую степень загрязненности стали, т. е. какое количество атомов всех примесей приходится на 1 миллион атомов основного металла (железа).

Таблица 19. Содержание примесей (типичное) в рафинированной стали, анм

Способ производства	Сера	Фосфор	Кислород	Азот	Водород	Сумма всех загрязнений *
Открытый дуговой	250	300	150	300	250	1500
Электрошлаковый переплав	100	300	120	250	150	1000
Вакуумно-дуговой переплав	250	300	90	200	100	1000
Электроннолучевой переплав	200	300	50	200	100	1000
Вакуумно-индукционный переплав	250	300	50	200	100	1000

* С добавлением цветных металлов и других примесей, не указанных в таблице.

Просуммировав таким образом содержание примесей, видно, что самой «грязной» является бессемеровская сталь (~6000 анм), значительно (в 3 раза) чище мартеновская и кислородно-конвертерная сталь (~2000 анм) и еще чище электросталь (~1500 анм). Рафинирующие переплавы приводят к дальнейшему очищению стали (до ~1000 анм), а если использовать при приготовлении стали высокочистую шихту, то общую чистоту можно довести примерно до ~500 анм.

Таким образом, свойства стали зависят от способа ее производства, так как от последнего зависят содержание разных примесей в металле и их распределение. Это обстоятельство в ряде случаев может иметь важное значение и должно быть соответствующим образом учтено.

4. Углеродистая сталь общего назначения

Горячекатаная сталь, поступающая с металлургических заводов в виде проката (прутки разного сечения, балки, лист, трубы и т. д.), наиболее применяемый материал для производства машин, станков, строительных металлоконструкций, предметов широкого потребления и т. д. Сталь в соответствии с ГОСТом должна отвечать определенным требованиям.

Сталь обычного качества имеет свойства, гарантируемые ГОСТ 380—71* (мартеновский, конвертерный и бессемеровский металл).

Если сталь используют для изделий, которые не подвергают горячей обработке (сварке, ковке и т. д.), то структура и свойства, которые сталь получила по выходе из прокатного цеха металлургического завода, сохраняются и у потребителя. В этом случае стали поставляют потребителю только по механическим свойствам. Химический состав не гарантируется.

Если сталь у потребителя будет подвергаться горячей обработке (ковке, штамповке и т. д.), то исходные структура и механические свойства не сохраняются. В данном случае для потребителя основное значение приобретает состав стали, так как им определяется режим горячей обработки и конечные механические свойства стальных изделий. В этом случае сталь поставляется потребителю только по химическому составу.

Если у потребителя сталь подвергается сварке, то в зоне теплового влияния сварного шва свойства металла изменяются и для

потребителя важно знать химический состав стали, так как именно он будет определять свойства стали в этой зоне и режимы сварки. Одновременно потребителю необходимо знать и исходные механические свойства металла, так как те части изделий, которые не подвергали тепловому влиянию сварного шва, сохраняют свои свойства. Металл в этом случае поставляется и по химическому составу, и по механическим свойствам одновременно.

В соответствии со сказанным ГОСТ 380—71 предусматривает поставку стали трех групп:

группа А — с гарантируемыми механическими свойствами (сталь не подвергается горячей обработке);

группа Б — с гарантируемым химическим составом (сталь подвергается горячей обработке);

группа В — с гарантируемыми механическими свойствами и химическим составом (для сварных конструкций).

Сталь группы А маркируется буквами Ст и номером 0, 1, 2, 3 и т. д. Чем больше номер, тем выше прочность, но ниже пластичность. Если после марочного обозначения стоит «кп» — значит, сталь кипящая; если стоит «пс» — сталь полуспокойная и если «сп», то сталь спокойная.

Свойства этих сталей указаны в табл. 20.

Таблица 20 Стали общего назначения группа А (ГОСТ 380—71) *

Марка стали	$\sigma_в$, МПа (кгс/мм²)	$\sigma_т$, МПа (кгс/мм²) (не менее)	δ_5, % (не менее)
Ст0	300 (31)	—	22
Ст1	310—410 (32—42)	—	32
Ст2	330—430 (34—44)	205 (21)	31
Ст3	370—480 (38—49)	225 (23)	25
Ст4	410—530 (42—54)	245 (25)	23
Ст5	490—625 (50—64)	265 (27)	19
Ст6	>585 (>60)	294 (30)	14

* Здесь приводятся гарантируемые свойства спокойной стали (сп) толщиной до 40 мм. Для проката большей толщины и сталей полуспокойной (пс) и кипящей (кп) свойства несколько отличаются

Сталь группы Б. Состав этих сталей приведен в табл. 21. Ст0 можно применять лишь в самых неответственных случаях.

Сталь группы В (изготовляется мартеновским или конвертерным способом) маркируется буквой В и цифрой. Сталь ВСт1 имеет механические свойства, как Ст1 (см. табл. 20), а химический состав — как сталь МСт1кп (табл. 21). То же можно сказать и о стали ВСт2, ВСт3 и т. д.

Более подробные сведения можно получить при знакомстве с ГОСТ 380—71 и другими стандартами на отдельные виды металлургической продукции.

В настоящее время в СССР сильно развивается строительство в северных районах страны с суровыми климатическими условиями.

Таблица 21. Состав сталей общего назначения группы Б, % (ГОСТ 380—71)

Марка стали	C	Mn	Марка стали	C	Mn
Ст0	≤0,23	—	Ст4	0,18—0,27	0,40—0,70
Ст1	0,06—0,12	0,25—0,50	Ст5	0,28—0,37	0,50—0,80
Ст2	0,09—0,15	0,25—0,50	Ст6	0,38—0,49	0,50—0,80
Ст3	0,14—0,22	0,30—0,65			

Примечания: 1. Содержание элементов здесь и везде далее дается по массе. В других случаях дается в таблице специальное указание.
2. Содержание кремния в кипящей стали не более 0,07 %, в полуспокойной 0,05—0,15 %, в спокойной 0,12—0,30 % (или 0,15—0,35 %). Остальных элементов: S < 0,05 % (кроме Ст0 < 0,06 %), P < 0,04 % (кроме Ст0 < 0,07 %), Ni и Cr < 0,3 % каждого, As < 0,08 %.

Во многих северных районах температура зимой ниже —40 °С. В этих условиях хладноломкость металла, т. е. отсутствие склонности к хрупкому разрушению при понижении температуры, является важнейшим качеством. В табл. 22 приведены данные о температурах перехода в хрупкое состояние наиболее распространенной стали марки Ст3 (из нее изготавливают строительные и мостовые фермы, экскаваторы, драги и другие сооружения, эксплуатируемые в северных условиях).

Таблица 22. Температура перехода стали Ст3 в хрупкое состояние

Сталь	Температура перехода, °С		
	начало	конец	T_{50}
Кипящая:			
горячекатаная	+100	0	+50
нормализованная	+40	—20	+10
термически улучшенная	+20	—40	—10
Спокойная:			
горячекатаная	+20	—40	—10
нормализованная	0	—60	—30
термически улучшенная	—20	—80	—50

Примечание. Начало перехода — излом полностью вязкой при температуре выше указанной; конец перехода — излом полностью хрупкий при температуре ниже указанной; T_{50} — температура полухрупкости, 50 % волокна в изломе. Указаны цифры для среднего содержания в марке углерода и других элементов, ±10° — при колебании состава в пределах марочного.

При температурах выше температуры начала перехода в хрупкое состояние сталь обладает высокой вязкостью и вполне надежна в любых условиях эксплуатации, при температурах ниже температуры конца перехода, т. е. когда излом полностью хрупкий и применять сталь нельзя ни при каких условиях.

Данные, приведенные в табл. 22, которые следует рассматривать как приближенные, так как температура перехода в хрупкое состояние зависит от многих факторов (чистота стали, размер зерна и др.) показывают, что спокойная сталь значительно лучше, чем кипящая, а термическая обработка [1] резко понижает порог хладноломкости.

Обычно T_{50} показывает минимальную температуру возможной эксплуатации. Для работы в особо суровых северных условиях (температура воздуха ниже —40 °С) следует применять спокойную термически улучшенную сталь [2]. Для ответственных назначений ввиду возможности снижения температуры ниже 0 °С кипящую сталь применять не следует.

5. Нагартованная сталь

Широкое применение в народном хозяйстве имеют проволока, а также другие виды изделий тонких сечений (тонкий лист, лента, цельнотянутые трубы и др. профили).

Эти виды изделий изготавливают на металлургических заводах прокаткой, прессованием, волочением в холодном состоянии. В результате такой обработки металл получает наклеп, который может быть снят последующим рекристаллизационным отжигом.

Для отожженного состояния механические свойства определяются главным образом составом стали, и в первую очередь содержанием углерода.

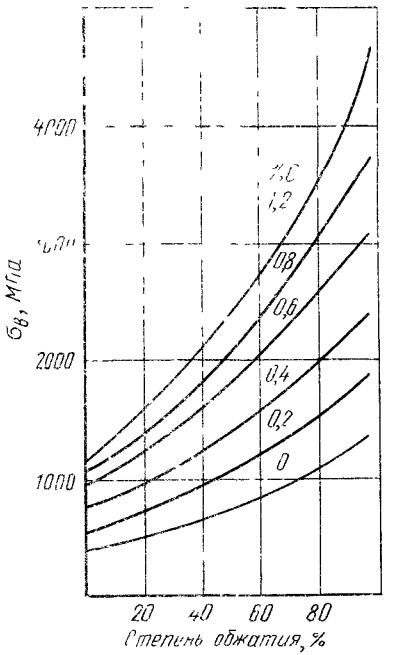


Рис. 158. Влияние степени обжатия на прочность проволоки с различным содержанием углерода

Для нагартованного состояния свойства будут сильно зависеть от степени наклепа (степени обжатия) (рис. 158). При максимальном наклепе (обжатие 96—97 %) высокоуглеродистой стали (1,2 % С) достигается прочность, превышающая 4000 МПа. Очевидно, что после такой степени обжатия проволока получается очень тонкой. Действительно, рекордные значения прочности $\sigma_в = 4000 \div 5000$ МПа[2] получены были лишь на проволоке 0,1 мм из высокоуглеродистой стали после значительных обжатий (98 %).

Нагартованную проволоку тонких сечений после значительных степеней обжатия используют для изготовления канатов и тросов. Обычно для этой цели применяют сталь с 0,6—0,8 % С, которая после обжатия 80—90 % получает прочность 1800—3000 МПа.

Чтобы получить такую степень обжатия, материал проволоки должен хорошо деформироваться. Оказывается, что это достигается

[1] Так называемое термическое улучшение (см. с 252).
[2] Термическое улучшение в ряде случаев можно заменить более простой операцией — нормализацией — для эксплуатации при температуре не ниже —40 °С.

лишь при условии, если исходная структура представляет собой тонкопластинчатый перлит, получаемый особой обработкой в свинцовых (или соляных) расплавленных ваннах. Это так называемое *патентирование*, представляющее собой разновидность изотермической закалки (см. ниже).

Конкретные технические условия и стандарты определяют свойства, состав, допуски на размеры, состояние поверхности и другие требования для проволоки и различных полуфабрикатов (труб, листов, ленты), получаемых методом холодной пластической деформации.

6. Листовая сталь для холодной штамповки

Наряду с изделиями из прочных нагартованных сталей приходится изготавливать изделия из мягкой малоуглеродистой стали, например проволоку для обвязки, тонкий лист для глубокой штамповки или вытяжки.

Особый интерес представляет лист, предназначенный для крыльев и кузовов автомобиля. Сталь для глубокой вытяжки должна отличаться большой пластичностью. Поэтому для этих целей применяют сталь с минимальным содержанием углерода. Действительно, для особо сложной штамповки содержание углерода ограничивается 0,08 % *. Существенно также ограничение содержания и других постоянных примесей (марганца, кремния, серы, фосфора), так как все они в той или иной степени уменьшают пластичность стали. Однако это ограничение (например, по марганцу) не должно ухудшать качество стали по другим показателям.

Для глубокой вытяжки применяют преимущественно низкоуглеродистую кипящую (низкокремнистую) сталь марки 08кп, содержащую $\leqslant$0,08 % C, 0,25—0,50 % Mn, $<$0,03 % Si, $<$0,03 % S, $<$0,02 % P.

Чтобы сталь хорошо штамповалась, она должна иметь не только определенный состав, но и соответствующую микроструктуру — мелкозернистый феррит с перлитом, располагающимся в стыках нескольких ферритных зерен. Коалесценция перлита (см. п. 2 этой главы о коалесценции сульфидной эвтектики) приводит к появлению по границам зерен структурно свободного цементита, что вредно для штампуемости.

Следует отметить, что листы из кипящих малоуглеродистых сталей (в том числе марки 08кп) неоднородны, имеют расслоение (раскатанные пузыри, см. гл. II, п. 5), а также склонны к старению при комнатной температуре (за счет повышенного содержания кислорода). Поэтому наряду с кипящими сталями для этих целей применяют и спокойные или полуспокойные (успокоенные алюминием — марка 08Ю), лишенные указанных недостатков, хотя и несколько более твердые.

7. Обрабатываемость резанием. Автоматные стали

Большинство деталей, за исключением получаемых из листа, тонкой проволоки или калиброванных прутков [1], изготавливают обработкой резанием. На любом машиностроительном заводе механические цехи являются основными по количеству рабочих, занимаемой площади,

* При 0,2—0,3 % C можно производить лишь гибку и незначительную вытяжку, а при 0,3—0,4 % C только гибку с малой кривизной.

[1] В последнем случае применяют холодную высадку и накатку — так изготовляют болты, шурупы и т. п.

потребляемой энергии, числу станков, хотя в настоящее время явно намечается тенденция перехода на другие более прогрессивные методы изготовления деталей (малоотходная или безотходная технология).

Естественно, что улучшение обрабатываемости стали — основного машиностроительного материала — имеет весьма большое практическое значение.

Вопрос о связи обрабатываемости со структурой и составом стали теоретически еще полностью не изучен.

Сложность вопроса об обрабатываемости режущим инструментом заключается прежде всего в неопределенности самого понятия обрабатываемости. Обрабатываемость можно расценивать с точки зрения допускаемой скорости резания (важнейший момент, определяющий производительность станка), усилия резания, чистоты обработанной поверхности. Кроме того, обрабатываемость одного и того же материала может быть различной при разных операциях — точение, фрезерование, сверление, шлифование и т. д. — или при грубой или отделочной обработках.

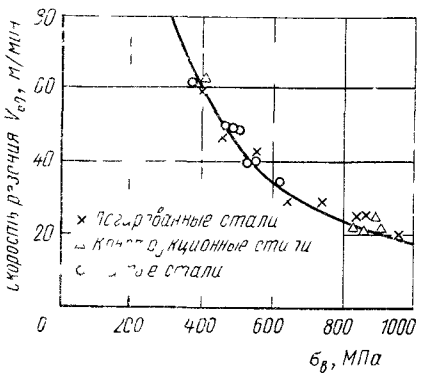


Рис. 159. Обрабатываемость (допустимая скорость резания) в зависимости от прочности (подача 1 мм) глубина резания 2 мм

Получить удовлетворительную корреляцию между механическими свойствами и обрабатываемостью не удалось, но приближенно можно считать, что повышение твердости или прочности снижает обрабатываемость (определяемую по скорости резания) и в первом приближении даже мало зависит от состава стали (рис. 159).

Однако при одинаковом значении твердости различия в структуре и в составе часто могут обусловить значительные различия в обрабатываемости.

Большое значение имеет теплопроводность стали. Стали с аустенитной структурой обладают малой теплопроводностью. Выделяющееся при резании тепло мало поглощается изделием, а в основном концентрируется в точках резания и разогревает режущую кромку инструмента, что снижает его стойкость. Поэтому, несмотря на низкую твердость, аустенитные стали обрабатываются плохо.

Размер зерна в стали существенно влияет на обрабатываемость. Крупнозернистая сталь, обладая пониженной вязкостью (об этом см. гл. III, п. 1), лучше обрабатывается резанием. Пониженная вязкость создает так называемую «обработочную хрупкость», способствует более легкому отделению и получению сыпучей, недлинной стружки.

Строение перлита также влияет на обрабатываемость. Доэвтектоидные стали обладают лучшей обрабатываемостью при структуре феррит + пластинчатый перлит. Эвтектоидные и заэвтектоидные стали лучше обрабатываются, если их структура состоит из зернистого перлита. Об условиях получения этих структур см. гл. X, п. 3 и гл. XI, п. 10.

Относительно влияния состава стали следует отметить, что увеличение содержания углерода в стали вследствие упрочнения приводит к снижению обрабатываемости. Тем не менее очень низкоуглеродистые стали и техническое железо обрабатываются плохо вследствие их большой вязкости и пластичности, кроме того, при их обработке получается длинная трудноудаляемая стружка.

Особое внимание следует обратить на влияние фосфора и серы. Оба эти элемента не только повышают стойкость инструмента, но

и способствуют получению обработанной поверхности лучшего качества Поэтому для изготовления малоответственных деталей применяют так называемые *автоматные стали* — низкоуглеродистые стали с повышенным содержанием серы и фосфора К недостаткам серофосфористых сталей относятся не только сниженная пластичность и вязкость, но и повышенная склонность к коррозии Это следует учитывать при назначении автоматных сталей для изготовления деталей, подвергающихся механическим воздействиям, работающих в условиях повышенной влажности и т д

Имеются и другие элементы, кроме серы, улучшающие обрабатываемость. К ним относятся химические аналоги серы – селен и теллур которые в настоящее время используют для повышения обрабатываемости некоторых высоколегированных (нержавеющих) сталей Показано также что обрабатываемость стали улучшается присадкой небольшого количества свинца Свинец не растворим в жидкой, ни в твердой стали В твердой стали свинец присутствует в виде мелких обособленных включений ведущее к [illegible] действие

Состав автоматных сталей приведен в табл 23

Таблица 23. Химический состав автоматных сталей, % (ГОСТ 1414—75)

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Pb	Se
A11	0,07—0,15	<0,1	0,80—1,20	0,15–0,25	<0,10		—
A12	0,08–0,16	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,20	0,08—0,15	–	—
A20	0,17–0,24	0,7–1,0	0,15–0,35	0,08–0,15	<0,06	–	—
A30	0,27—0,35	0,7—1,0	0,15—0,35	0,08—0,15	<0,06	–	—
A40Г	0,37—0,45	1,20—1,55	0,15—0,35	0,18—0,30	<0,05	–	—
AC40	0,37—0,45	0,5—0,8	0,17—0,37	<0,04	<0,04	0,15—0,30	—
AC14	0,10—0,17	1,0—1,3	<0,12	0,15—0,20	<0,10	0,15—0,30	0,04
A35E	0,32—0,40	0,5–0,8	0,17—0,37	0,06–0,12	<0,035	–	0,10

В целях лучшей обрабатываемости в сталь, кроме серы и фосфора, вводят свинец, селен, теллур. Такие автоматные стали (или повышенной обрабатываемости) позволяют в 2—3 раза сократить расход режущего инструмента (резцов, сверл и т д) Правда, во всех случаях механические свойства (пластичность, вязкость) ухудшаются, что необходимо иметь в виду.

Улучшение обрабатываемости достигается модифицированием жидкой стали (практически любого состава) кальцием (вводится в жидкую сталь в виде силикокальция), который глобулизирует сульфидные включения, что улучшает обрабатываемость быстрорежущим инструментом (см с 361), т. е при средних скоростях резания. Хотя улучшение обрабатываемости при этом не столь значительно как при легировании серой, фосфором, свинцом, но механические свойства, в особенности в направлении поперек прокатки не только не снижаются, но даже улучшаются Остаточное содержание кальция, т. е. в готовой продукции совсем незначительно (0,001—0,003 %).

Лучше всего обрабатывается серофосфористая сталь А12 Из нее резанием изготавливают неответственные детали массового производства

Другие стали, указанные в табл 23, предназначаются для изготовления более ответственных деталей, которые затем подвергают термической обработке

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Справочник по машиностроительным материалам Т I М Машгиз, 1959 907 с
Рыховитинов Н Ф. Металловедение и термическая обработка М 1965 503 с
Справочник Материалы машиностроения Т II, М Машиностроение 1967 [illegible] с
Гиляев А П Чистая сталь М Металлургия, 1975 184 с
Гольдштейн Я Е , Заславский А Я Конструкционные стали повышенной обрабатываемости М Металлургия, 1977 246 с
Журавлев В. Н., Николаева О М Машиностроительные стали (справочник) М Машиностроение, 1981 392 с

Глава VIII

ЧУГУН

Чугун отличается от стали по составу — более высоким содержанием углерода, по технологическим свойствам — лучшими литейными качествами, малой способностью к пластической деформации (в обычных условиях не поддается ковке) Чугун дешевле стали.

В зависимости от состояния углерода в чугуне различают.

Белый чугун, в котором весь углерод находится в связанном состоянии в виде карбида (структуры такого чугуна были рассмотрены в гл VI, п. 4),

серый чугун, в котором углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *пластинчатого графита.*

Пластинчатая форма графита ухудшает свойства чугуна, поэтому разработаны методы плавки или последующей обработки, при которой изменяется форма графита и улучшаются свойства В настоящее время получают серый чугун с волокнистой (червеобразной) формой графита. Такой графит получил название *вермикулярный* [vermicus (лат.) червь, отсюда и вермишель];

высокопрочный чугун, в котором углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *шаровидного графита*;

ковкий чугун, получающийся в результате отжига отливок из белого чугуна В ковком чугуне весь углерод, или значительная часть его находится в свободном состоянии в форме *хлопьевидного графита* (углерода отжига)

Таким образом, чугун (кроме белого) отличается от стали наличием в структуре графитовых включений, а между собой чугуны различаются формой этих включений

Естественно, что важнейший вопрос теории чугуна — выяснение условий образования графита, так называемой *графитизации*.

1. Процесс графитизации

Углерод может существовать в двух аллотропических формах — алмаз и графит. Алмаз — редкая форма существования углерода и в сплавах не встречается [1]

В железоуглеродистых сплавах в свободном виде углерод находится в форме графита Кристаллическая структура графита слоистая (рис. 160)

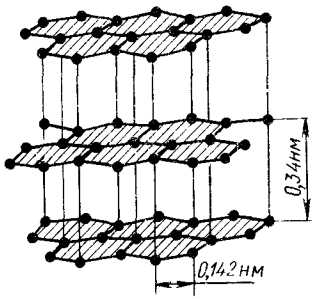


Рис. 160. Кристаллическая структура графита

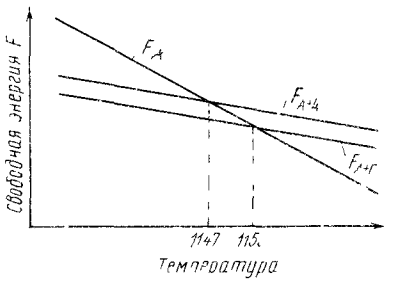


Рис. 161. Изменение свободной энергии жидкого сплава ($F_ж$) в смеси аустенит + цементит ($F_A + Ц$) и аустенит + графит ($F_A + Г$) с изменением температуры (схема)

Расстояние между атомами углерода, лежащими в одной плоскости, составляет 0,142 нм, а расстояние между плоскостями равно 0,34 нм. Из четырех валентных электронов атома углерода только один поступает в электронный газ, что обусловливает некоторые, правда, слабо выраженные, металлические свойства графита (например, его электропроводность).

Прочность и пластичность графита весьма низки.

Высокоуглеродистой фазой в железоуглеродистых сплавах может быть и цементит: его кристаллическое строение и свойства были рассмотрены в гл. VI, п. 3.

Рассматривая кристаллическую структуру и состав аустенита, цементита и графита, следует сделать следующий вывод: кристаллические структуры цементита и аустенита близки, тогда как кристаллические структуры аустенита и графита существенно различны (см. рис. 131, *б*; 133, 160). По составу аустенит и цементит ближе друг к другу, чем аустенит и графит (так, аустенит содержит до 2,14 % С, цементит 6,67 % С, а графит 100 % С). Поэтому образование цементита из аустенита, а также и из жидкости происходит легче, работа образования зародыша, как и необходимые диффузионные изменения, меньше в случае кристаллизации цементита, чем

[1] В соответствии с ничем не доказанной теорией первой половины XIX в., в закаленной стали углерод присутствует в виде алмаза, что и обусловливает ее высокую твердость.

при кристаллизации графита Следовательно, кинетически из твердого раствора (аустенита) и из жидкости более выгодна кристаллизация цементита, а не графита (точнее, смеси феррит + цементит или аустенит + цементит, а не смеси феррит + графит или аустенит + графит).

Вместе с тем графит — более устойчивая фаза, а цементит — менее устойчивая; это значит, что смесь феррит + графит или аустенит + графит обладает меньшей свободной энергией, чем смесь феррит + цементит или аустенит + цементит. Следовательно, термодинамические факторы способствуют образованию не цементита, а графита.

Эти два обстоятельства необходимо учитывать при изучении условий образования графита. Если кинетические условия позволяют, то образуются структуры с графитом, если нет, то с цементитом, несмотря на то, что более устойчивой является структура графита; в этом случае образование графита является вторичной реакцией, и графит будет продуктом распада цементита.

Как отмечено в гл. II, переход из одного агрегатного состояния в другое, например, из жидкого состояния в твердое, вызван тем, что при изменившихся условиях новое состояние оказывается более устойчивым, обладает меньшим запасом свободной энергии. Ниже температуры T_s (см. рис. 25) устойчивым является кристалл и ниже этой температуры протекает процесс кристаллизации, так как это сопровождается уменьшением свободной энергии.

Точка T_s перехода жидкости в смесь аустенит + цементит при 1147 °С (линия *ECF* на диаграмме железо — углерод (см. рис. 134). Следовательно, схематически линии изменения свободной энергии жидкого расплава и смеси аустенит + цементит при изменении температуры пересекаются при температуре 1147 °С (рис. 161) Ниже этой температуры протекает процесс кристаллизации, выше — плавление.

Ранее было указано, что аустенито-графитная смесь является термодинамически более устойчивой, чем аустенито-цементитная смесь. Это значит, что если на схеме рис. 161 провести линию, которая будет характеризовать свободную энергию смеси аустенит + + графит, то она должна располагаться при всех температурах выше линии, характеризующей свободную энергию смеси аустенит + + цементит. Следовательно, линия свободной энергии аустенит + графит пересечет линию свободной энергии жидкости при температуре более высокой, чем 1147 °С, т. е. при 1153 °С.

Исходя из этого, можем сделать следующие выводы.

Ниже точки равновесия $L \rightleftarrows A + Ц$ (1147 °С) кристаллизация протекает с образованием цементита, так как кинетически это легче осуществимо. Графит в металле будет вторичным продуктом, он может образоваться в результате распада цементита.

В интервале 1147—1153 °С образование из жидкости аустенито-цементитной смеси термодинамически неосуществимо, и в данных температурных условиях кристаллизации происходит с образованием аустенито-графитной смеси непосредственно из жидкости.

Совершенно аналогично следует рассматривать возможность распада аустенита на феррито-цементитную или феррито-графитную смесь. Температура 727 °С есть температура фазового равновесия $A \rightleftarrows Ф + Ц$, а температура фазового равновесия $A \rightleftarrows Ф + Г$ лежит выше (по экспериментальным данным при 738 °С), следовательно, в интервале 738—727 °С возможен распад аустенита не на феррито-цементитную смесь (перлит), а на феррито-графитную смесь. Приведенные термодинамические соображения должны найти отражение и в диаграмме фазового равновесия.

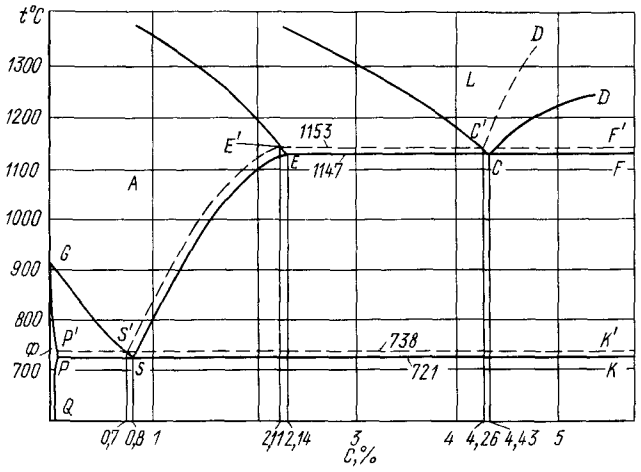


Рис. 162. Диаграмма Fe—C (сплошные линии — образование цементита, штриховые — графита)

Диаграмма железо — углерод, приведенная на рис. 162, соответствует образованию аустенито-цементитных или феррито-цементитных смесей [1]. Образование аустенито-графитных или феррито-графитных смесей происходит при более высоких температурах, а линии фазовых равновесий лежат при более высоких температурах. Таким образом, получается диаграмма железо — углерод с двойными линиями (см. рис. 162). Сплошные линии показывают температуру фазового равновесия аустенит (феррит) — цементит, а штриховые — аустенит (феррит) — графит.

На этой диаграмме линия $E'C'F'$ (1153 °С) — линия фазового равновесия $L \rightleftarrows A + Г$, а линия $P'S'K'$ (738 °С) — линия фазового равновесия $A \rightleftarrows Ф + Г$.

Меньшая способность аустенита и жидкости растворять графит, чем цементит, приводит к тому, что линии $S'E'$ и $C'D'$ располагаются левее соответствующих линий SE и CD.

Образование графита из жидкости или аустенита происходит при охлаждении в узком интервале температур между линиями стабильной и метастабильной диаграмм, т. е. в условиях малых переохлаждений или, следовательно, при малых скоростях охлаждения. Отсюда заключаем, что образование структур серого чугуна непосредственно из жидкости или аустенита происходит при медленном охлаждении, тогда как образование структур белого чугуна происходит при более быстром охлаждении, что многократно подтверждается практикой.

[1] Ее поэтому называют диаграммой железо—цементит или метастабильной диаграммой, поскольку цементит — фаза неустойчивая.

Образование графита из жидкости или аустенита — медленно протекающий процесс, так как работа образования зародыша графита велика и требуется значительная диффузия атомов углерода для образования кристаллов графита, также необходим и отвод атомов железа от фронта кристаллизации графита.

В чистых железоуглеродистых сплавах непосредственное образование графита из жидкости было бы редко наблюдаемым явлением, если бы не одно обстоятельство, способствующее образованию графита.

Дело в том, что жидкость в высокоуглеродистых сплавах (чугунах) не является практически совершенно чистой. Обычно чугун после его расплавления «замутнен», т. е. содержит во взвешенном состоянии мельчайшие частицы различных включений и примесей, в том числе и мельчайшие частицы графита. На этих частицах начинается процесс кристаллизации графита, они являются стенкой, на которой оседают атомы углерода, давая кристалл графита. В этом случае работа образования зародыша графита может быть и не больше работы образования зародыша цементита, и поэтому даже ниже температуры равновесия (1147 °С) кинетически оказывается возможным образование кристаллов графита.

Перегрев чугуна значительно выше температуры плавления приводит к растворению взвешенных частиц, хотя, возможно, и неполному, что затрудняет непосредственное образование графита. Введение различных добавок к чугуну может привести к возникновению дополнительных центров кристаллизации графита, что способствует в ряде случаев образованию графита.

В зависимости от условий кристаллизации образуется графит различной формы, что имеет большое значение (об этом будет сказано далее).

То, что сказано в отношении кристаллизации графита из жидкости, применимо и для кристаллизации графита из аустенита. Нет ясных экспериментальных доказательств того, что из гомогенного аустенита непосредственно выделяется графит, хотя, согласно приведенным выше термодинамическим положениям (см. рис. 161), это возможно в узком диапазоне температур (в интервале между линиями стабильной и метастабильной систем). Однако если в процессе нагрева произошла частичная графитизация вследствие распада цементита, то возможно отложение углерода на уже имеющихся графитных включениях (при охлаждении ниже линии $P'S'E'$), что наблюдалось экспериментально.

Таким образом, кроме превращений, приводящих к образованию цементита, которые мы рассмотрели в главе о железоуглеродистых

сплавах (гл. VI), возможен распад растворов (жидкости, аустенита) с образованием графита.

Кроме рассмотренного ранее процесса образования графита непосредственно при кристаллизации, возможен и другой способ образования графита. Как уже неоднократно указывалось, цементит — неустойчивое соединение и при определенных условиях (определенной температуре) распадается с образованием аустенита и графита или феррита и графита. Для осуществления этого процесса требуется диффузия углерода к центрам кристаллизации графита и самодиффузия железа от мест, в которых графит выделяется.

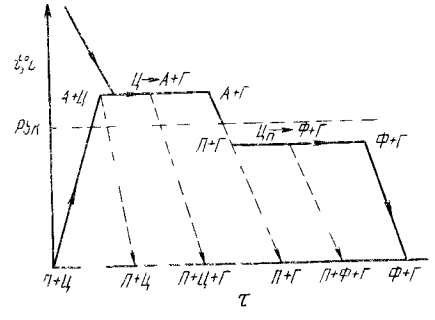


Рис. 163. Схема образования структур при графитизации чугуна

При нормальной комнатной температуре этот процесс практически не протекает, но с повышением температуры резко ускоряется.

При температуре ниже линии $P'S'K'$ устойчивыми фазами являются феррит и графит, поэтому цементит распадается на эти две фазы и реакцию распада цементита можно написать так:

$$Fe_3C \rightarrow Fe_\alpha + C \text{ или } Ц \rightarrow Ф + Г$$

Выше линии $P'S'K'$ устойчивыми фазами являются аустенит и графит и реакция распада цементита сопровождается образованием таких фаз:

$$Fe_3C \rightarrow Fe_\gamma\ (C) + C \text{ или } Ц \rightarrow А + Г$$

Следовательно, в результате графитизации цементита образуется графит и феррит (ниже линии $P'S'K'$) или аустенит (выше линии $P'S'K'$). Выше линии $P'S'K'$ часть углерода находится в твердом растворе, поэтому, хотя процесс при более высокой температуре протекает быстрее, но к выделению всего углерода в свободном состоянии (т. е. в виде графита) он привести не может; при температуре ниже линии $P'S'K'$ процесс протекает медленно, но он может закончиться полной графитизацией, т. е. выделением всего углерода в свободном состоянии [1].

Для лучшего изучения этого сложного и практически важного процесса рассмотрим явление графитизации, привлекая другую схему (рис. 163).

Предположим, что охлаждение было достаточно быстрое и получился белый чугун (перлит + цементит), — исходное состояние. В результате нагрева белого чугуна выше линии PSK перлит превращается в аустенит; выдержка при этих температурах (>738 °С)

[1] Как указывалось ранее, в феррите растворяется весьма незначительное количество углерода, которым можно пренебречь при рассмотрении процессов графитизации.

приводит к графитизации избыточного нерастворившегося цементита. Если процесс закончился полностью, то при высокой температуре структура будет состоять из аустенита + графита, а после охлаждения из перлита + графита. При незавершенности процесса первичной графитизации (выше линии PSK) сохраняется цементит, и структура состоит из аустенита + графита + цементита при высокой или перлита + графита + цементита при низкой температуре.

При переходе через критическую точку (линия PSK) аустенит превращается в перлит и выдержка при температурах, близких, но ниже критической точки, может привести к распаду цементита перлита (вторая стадия графитизации). При полностью завершенном процессе весь цементит перлита разложится, образуется ферритографитная структура, а при частичном превращении останется перлит.

Процесс может протекать не только изотермически, как это показано на схеме, но и при медленном охлаждении. Если графит образовался при кристаллизации частично в виде чешуек, то дальнейшее образование графита будет происходить отложением углерода на ранее выпавших частичках. Этим определится различие во внешней форме графита.

2. Структура чугуна. Формы графита

Белый чугун. Такое название он получил по виду излома, который имеет матово-белый цвет. Фазовый состав белого чугуна (при нормальной температуре) цементит и феррит. Следовательно, в белом чугуне весь углерод находится в форме цементита, степень графитизации равна нулю. *Белый* чугун обладает высокой твердостью и хрупкостью, практически не поддается обработке режущим инструментом.

Структура белых чугунов, а также и условия их образования были рассмотрены ранее (гл. VI, п. 4).

Серый чугун. Такое название чугун получил по виду излома, который имеет серый цвет. В структуре *серого чугуна* имеется графит, количество, формы и размеры которого изменяются в широких пределах. Таким образом, в сером чугуне имеется графит, а в белом его нет [1].

В микроструктуре чугуна следует различать металлическую основу и графитные включения.

По строению металлической основы чугун разделяют на:

перлитный чугун (рис. 164, *а*). Структура его состоит из перлита (П+Г) с включениями графита (на рис. 164, *а* графит в виде прожилок; типично для серого чугуна). Как известно, перлит содержит 0,8 % С, следовательно, это количество углерода в сером перлитном чугуне находится в связанном состоянии (т. е. в виде Fe_3C), остальное количество находится в свободном виде, т. е. в форме графита;

[1] Если наряду с вторичным цементитом или цементитом ледебурита имеется графит, то такой чугун называется половинчатым (в машиностроении не применяется)

2 феррито-перлитный чугун (рис. 164, *б*). Структура этого чугуна состоит из феррита + перлит и включения веретенообразного графита. В этом чугуне количество связанного углерода меньше 0,8 % С;

3 ферритный чугун (рис. 164, *в*). В этом чугуне металлической основой является феррит, и весь углерод, имеющийся в сплаве, присутствует в форме графита [1] (на фотографии в виде хлопьев углерода отжига).

Из рассмотрения структур указанных трех видов чугуна можно заключить, что их металлическая основа похожа на структуру эвтектоидной стали, доэвтектоидной стали и железа.

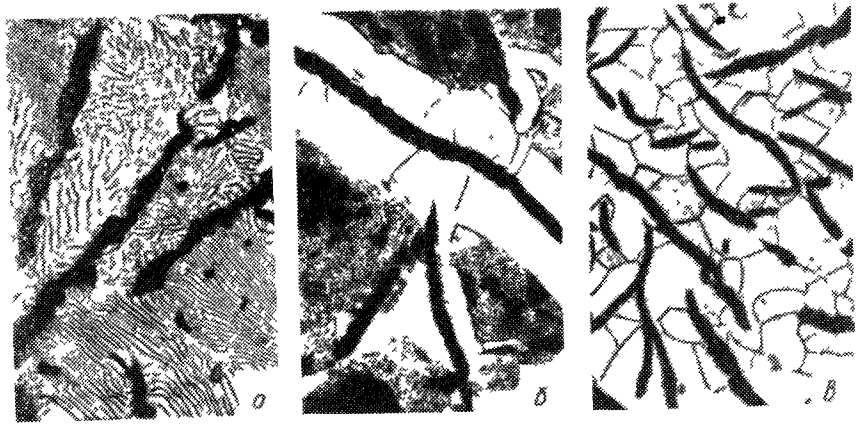


Рис. 164. Микроструктура серого чугуна:
а — перлитного, ×200; *б* — феррито-перлитного, ×100; *в* — ферритного, ×100

Следовательно, по структуре серые чугуны отличаются от стали только тем, что в чугунах имеются графитные включения, предопределяющие специфические свойства чугунов.

Графит в чугунах может быть в четырех основных формах:

пластинчатый графит. В обычном сером чугуне графит образуется в виде лепестков; такой *графит* называется *пластинчатым*. На рис. 165, *а* показана структура обычного ферритного чугуна с прожилками графита; пространственный вид таких графитных включений показан на рис. 166, *а* (видно пересечение пластинчатых включений плоскостью шлифа);

вермикулярный графит — в виде червеобразных прожилок (рис. 165, *г*);

шаровидный графит. В современных так называемых высокопрочных чугунах, выплавленных с присадкой небольшого количества магния (или церия), графит приобретает форму шара.

[1] При химическом анализе определяется общее количество углерода ($C_{общ}$) и количество углерода, связанного в карбид ($C_{связ}$). В соответствии с этим можно определить, к какому виду относится чугун.

Если $C_{связ} \sim 0{,}8$ % — это перлитный чугун; если $C_{связ} < 0{,}1$ % — это ферритный чугун; при промежуточном значении — феррито-перлитный чугун.

На рис. 165, *б* показана микроструктура серого чугуна с шаровидным графитом, а на рис. 166, *б* — фотография графитного включения.

хлопьевидный графит. Если при отливке получить белый чугун и затем, используя неустойчивость цементита, с помощью отжига

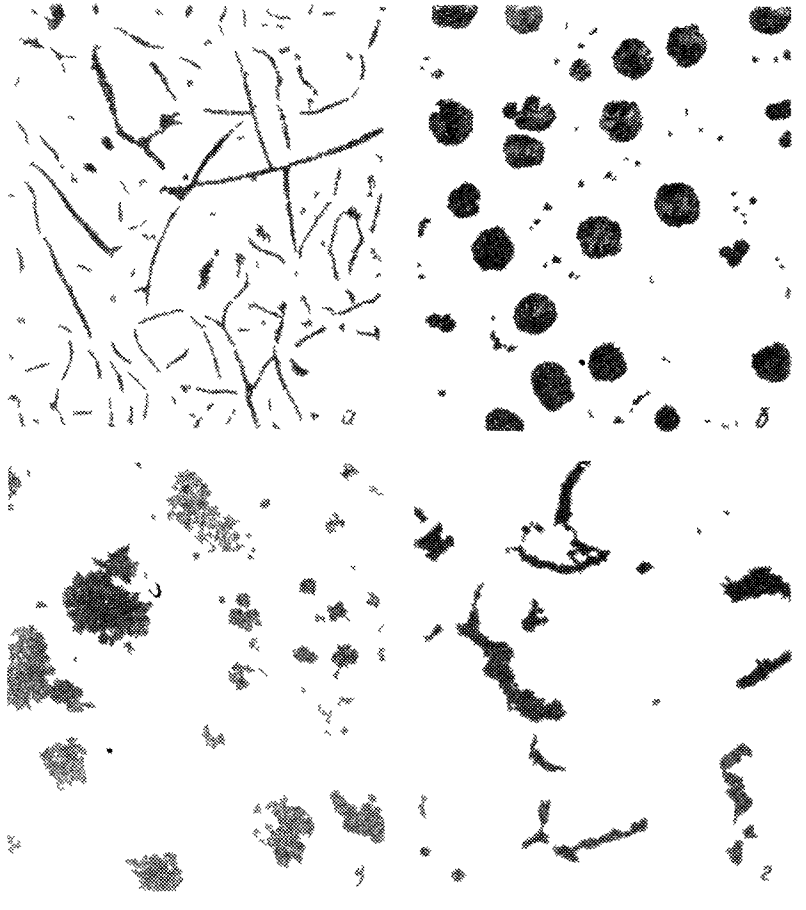


Рис. 165. Формы графита в чугуне
а — пластинчатый (обычный серый чугун), ×100; *б* — шаровидной (высокопрочный чугун), ×200; *в* — хлопьевидной (ковкий чугун), ×100; *г* — вермикулярной ×100

получить его, то образующийся графит приобретает компактную, почти равноосную, но не округлую форму. Такой графит называется *хлопьевидным* или *углеродом отжига*. Микроструктура чугуна хлопьевидным графитом показана на рис. 165, *в*. В практике чугун с хлопьевидным графитом называют *ковким чугуном*.

Таким образом, чугуны с пластинчатым графитом называют обычным *серым чугуном*, с червеобразным графитом — *серым вермикуляр-*

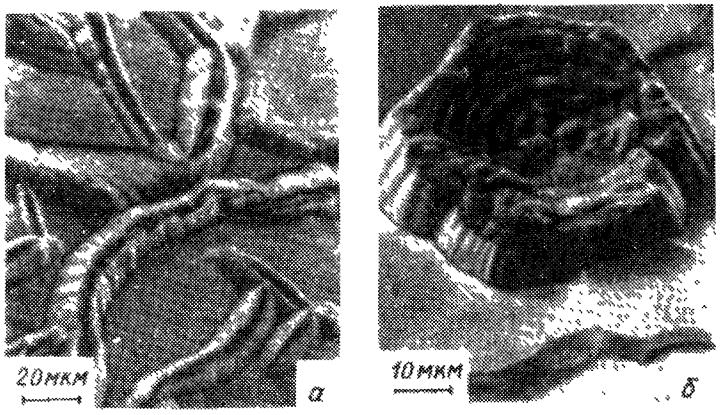


Рис. 166. Графитные включения в чугуне:
а **— пластинчатые;** *б* **— шаровидные**

Металлическая основа	*Форма графитных включений*			
	Пластинчатая	*Вермикулярная*	*Хлопьевидная*	*Шаровидная*
Феррит				
Феррит + перлит				
Перлит				

Рис. 167. Классификация чугуна по структуре металлической основы и форме графитных включений

ным; чугун с шаровидным графитом — *высокопрочным чугуном* и чугун с хлопьевидным графитом — *ковким чугуном*.

На схемах структур (рис. 167) обобщается описанная выше классификация чугуна по строению металлической основы и форме графита.

3. Структура и свойства чугуна

Поскольку структура чугуна состоит из металлической основы и графита, то и свойства чугуна будут зависеть как от свойств металлической основы, так и от количества и характера графитных включений.

Графит по сравнению со сталью обладает низкими механическими свойствами, и поэтому графитные включения можно считать в первом приближении просто пустотами, трещинами. Отсюда следует, что чугун можно рассматривать как сталь, испещренную большим количеством пустот и трещин.

Естественно, что чем больший объем занимают пустоты, тем ниже свойства чугуна. При одинаковом объеме пустот (т. е. количестве графита) свойства чугуна будут зависеть от их формы и расположения. Следовательно, чем больше в чугуне графита, тем ниже его механические свойства, чем грубее включения графита, тем больше они разобщают металлическую основу, тем хуже свойства чугуна. Самые низкие механические свойства получаются тогда, когда графитные включения образуют замкнутый скелет.

На какие же свойства особенно сильно влияют графитные включения пластинчатой формы, играющие роль трещин, острых надрезов внутри металла?

При растягивающих нагрузках облегчается образование очагов разрушения по концам графитных включений. По механическим свойствам чугун характеризуется низким сопротивлением развитию трещины (тем не менее разрушается чугун вязко, излом ямочный, но a_1 очень мала), и, следовательно, обнаруживает низкие механические свойства при испытании, где превалируют нормальные растягивающие напряжения (например, при испытании на растяжение).

Если растягивающие напряжения имеют минимальные значения, как например при сжатии, свойства чугуна оказываются достаточно высокими и практически очень близкими к свойствам стали того же состава и структуры, что и металлическая основа чугуна.

Поэтому предел прочности при сжатии и твердость чугуна зависят главным образом от строения металлической основы и мало отличаются от этих свойств стали.

Такие же свойства чугуна, как сопротивление разрыву, а также изгибу, кручению, в основном обусловливаются количеством, формой и размерами графитных включений; в данном случае свойства чугуна сильно отличаются от свойств стали.

Сказанное относится главным образом к серому чугуну с пластинчатыми включениями графита. По мере скругления графитных

включений указанное отрицательное влияние графитных включений уменьшается.

Округлые включения шаровидного графита не создают резкой концентрации напряжений, такие включения не являются «трещинами» и чугун с шаровидным графитом имеет значительно более высокую прочность при растяжении и изгибе, чем чугун с пластинчатым графитом (отсюда и название чугуна с шаровидным графитом — высокопрочный чугун). Ковкий чугун с хлопьевидным графитом занимает промежуточное положение по прочности между обычным серым и высокопрочным чугуном с вермикулярным графитом между серым и ковким.

Таким образом, прочность чугуна (в отношении нормальных напряжений) определяется строением металлической основы и формой графитных включений.

Пластичность чугуна с графитом разной формы характеризуется следующими значениями относительного удлинения, %:

Графит . . .	Пластинчатый	Хлопьевидный	Вермикулярный	Шаровидный
δ, %	0,2—0,5	5—10	1—1,5	10—15

Пластичность мало зависит от строения металлической основы (нижние значения типичны для перлитных чугунов, верхние — для ферритных). Твердость *НВ*, определяемая структурой металлической основы, имеет следующие значения:

Чугун	Ферритный	Феррито-перлитный	Перлитный
Твердость НВ . .	150	200	250

Твердость мало зависит от формы графита

Кроме феррита и перлита, в результате термической обработки можно получить и другие структуры чугуна [1], обладающие лучшими прочностными свойствами, чем феррит и перлит. Однако поскольку свойства (пластичность, прочность) обычного серого чугуна в основном определяются формой графита, а при термической обработке она у этого чугуна существенно не изменяется, то термическая обработка обычного серого чугуна практически применяется редко, поскольку она не особенно эффективна.

В чугуне с шаровидным графитом нет острых надрезов, так как нет пластинчатых графитных включений и изменение структуры металлической основы в результате термической обработки заметно отражается на его свойствах. Для чугуна с шаровидным графитом применимы все возможные виды термической обработки, применяемые для стали. Как следует использовать для улучшения свойств такого чугуна

Как было отмечено, графитные включения вредны. Однако такое рассмотрение односторонне и не всегда правильно. В некоторых условиях образование графитных включений может быть полезным.

В ряде случаев именно благодаря наличию графита чугун имеет преимущества перед сталью: во-первых, наличие графита облегчает обрабатываемость резанием, делает стружку ломкой, стружка ломается, когда резец дойдет до графитного включения; во-вторых, чугун обладает хорошими антифрикционными свойствами [2] благодаря смазывающему действию графита, в-третьих, наличие графитных выделений быстро гасит вибрации и резонансные колебания; в-четвертых, чугун почти нечувствителен к дефектам поверхности, надрезам и т. д.

[1] С этими структурами мы ознакомимся ниже в разделе «Термическая обработка».

[2] Фрикция — трение.

Действительно, поскольку в чугуне имеется огромное количество графитных включений, играющих роль надрезов и пустот, то совершенно очевидно, что дополнительные дефекты на поверхности уже не могут иметь влияние, хотя бы в какой-нибудь значительной степени напоминающего то большое воздействие, которое оказывают эти дефекты поверхности на свойства чистого от неметаллических включений высокопрочной стали.

Следует также указать на литейные свойства по сравнению со сталью. Более низкая температура начала и окончания кристаллизации при постоянной температуре (образование эвтектики) обеспечивают не только удобство в работе, но и лучшие жидкотекучесть и заполняемость формы. Отсюда те преимущества чугуна, которые делают его ценным конструкционным материалом, широко применяемым в деталях машин, главным образом тогда, когда они не испытывают значительных ударных и ударных нагрузок.

2. Примеси в чугуне

Обычный промышленный чугун — это двойной железоуглеродистый сплав — он содержит, кроме железа, углеродистая сталь, т. е. углерод, кремний, серу и фосфор, но в большем количестве, чем сталь. Эти примеси, как было сказано, влияют на условия графитизации и следовательно на структуру и свойства чугуна.

Кремний особенно сильно влияет на структуру чугуна, усиливая графитизацию. Содержание кремния в чугуне колеблется в широких пределах: от 0,3—0,5 до 5—6%. Изменяя содержание кремния, можно получить чугун, существенно различающийся по свойствам и структуре — от белого чугуна (без кремния) до высококремнистого ферритного (серого с пластинчатым графитом, похожего с шаровидным графитом).

Марганец в отличие от кремния препятствует графитизации или, как говорят, способствует отбеливанию чугуна.

Сера также способствует отбеливанию чугуна, но одновременно ухудшает литейные свойства (уменьшает жидкотекучесть), поэтому содержание серы ограничивают, причем верхний предел для мелкого литья 0,07—0,08%, для более толстого, когда можно достигнуть несколько худших механических свойств, 0,12% S.

Фосфор практически не влияет на процесс графитизации. Однако фосфор — полезная примесь в чугуне, так как он улучшает жидкотекучесть. Это объясняется образованием легкоплавкой тройной эвтектики, плавящейся при 950°. В момент затвердевания эвтектика состоит из зерен аустенита, окруженных фосфором, цементитом и фосфидом железа Fe_3P — «стадия».

Твердые участки фосфидной эвтектики придают общую твердость и износоустойчивость чугуну.

Кроме этих постоянных примесей, в чугун часто вводят и другие элементы. Такие чугуны называются *легированными*. Если примеси содержались в рудах, из которых в доменной печи выплавляется чугун, то такие чугуны называются *природно-легированными*. Наиболее часто чугун легируют хромом, никелем, медью, алюминием, титаном. Хром препятствует, а медь и никель способствуют графитизации чугуна.

В настоящее время еще нет удовлетворительно разработанной теории, объясняющей влияние легирующих элементов на графитизацию.

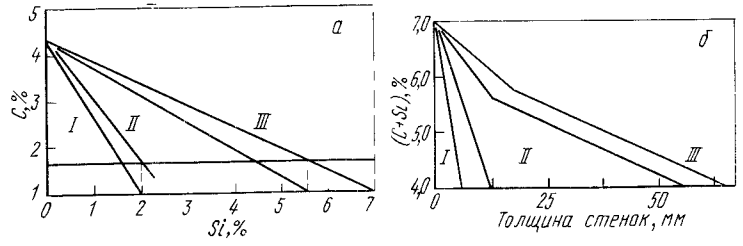


Рис 168. Структурная диаграмма для чугуна, показывающая, какая должна получиться структура в отливке в зависимости от:
а — содержания кремния и углерода (толщина стенки 50 мм); *б* — суммы содержаний углерода и кремния и от толщины стенки; *I* — белые чугуны; *II* — перлитные чугуны; *III* — серые ферритные чугуны

Во всяком случае растворение в цементите таких элементов, как хром, марганец, вольфрам, молибден, ванадий, препятствуют графитизации. Большинство остальных элементов, встречающихся в чугунах, нерастворимо в цементите и способствует графитизации. Этот вопрос рассматривается во многих теоретических и экспериментальных работах (М. Г. Окнова, К. П. Бунина, И. Н. Богачева и др.).

Для приближенного определения структуры чугуна в зависимости от содержания примесей пользуются так называемыми структурными диаграммами, одна из которых приведена на рис. 168, *а*. Из диаграммы видно, какой будет структура у отливок с толщиной стенок 50 мм в зависимости от содержания в чугуне углерода и кремния (содержание марганца постоянно и равно 0,5 %).

Практикой было отмечено, что в одной отливке чугун может иметь разную структуру. В тонких частях отливки, у ее поверхности степень графитизации меньше, чем в более массивных частях и в сердцевине. Другими словами, там, где скорость охлаждения была больше, образуется больше цементита, а там, где чугун охлаждается медленнее — больше графита. Факторы, определяющие степень графитизации в чугуне, — это содержание углерода и кремния, а также скорость охлаждения.

Чтобы определить, как зависит структура чугуна от состава (содержание углерода и кремния) и скорости охлаждения (толщина стенки отливки), можно воспользоваться другой структурной диаграммой (рис. 168, *б*).

5. Марки серых и высокопрочных чугунов

Серый, а также и высокопрочный чугун разделяются на марки в зависимости от значений механических свойств.

В табл. 24 приведены свойства серых чугунов. Серый чугун маркируется буквами СЧ (серый чугун) и двумя цифрами, которые показывают минимальное значение предела прочности чугуна на растяжение.

Таблица 24. Механические свойства серых чугунов (ГОСТ 1412—79)

Марка чугуна	Предел прочности при растяжении, МПа (кгс/мм²)	Предел прочности при изгибе, МПа (кгс/мм²) (не менее)	Твердость, НВ
СЧ25	245 (25)	450 (46)	180—250
СЧ30	294 (30)	490 (50)	180—255
СЧ35	342 (35)	490 (50)	197—269
СЧ40	390 (40)	585 (60)	207—285
СЧ45	440 (45)	635 (65)	229—289

Примечание. Стрела прогиба составляет 9 мм при расстоянии между опорами мм и 3 мм при расстоянии 300 мм.

Предел прочности чугуна при изгибе приблизительно в два раза выше предела прочности чугуна при растяжении; в свою очередь предел прочности при сжатии[1] ри—пять раз выше предела прочности при растяжении, т. е. приближенно можно нять, что:

$$4\sigma_{в\,раст} = 2\sigma_{в\,изг} = \sigma_{в\,сж}.$$

Как видно из табл. 24, лучшим по свойствам является серый чугун марки СЧ45 также СЧ40 и СЧ35). Такой чугун называется высококачественным, он имеет труктуру перлита с мелкими пластинчатыми включениями графита.

Включения мелкораздробленного графита придают чугуну хорошие механические свойства: он одновременно имеет повышенную твердость и износоустойчивость, словленную перлитной структурой металлической основы. Из такого чугуна отавливают такие ответственные детали, как поршневые кольца двигателей внутреннего сгорания и многие другие.

Обычно одновременно с изготовлением детали отливают образцы для испытания на растяжение и изгиб с тем, чтобы определить, соответствует ли чугун данной марки требованиям чертежа (в чертеже указывают марку чугуна).

Следует отметить, что чугун должен удовлетворять не только требованиям общего классификационного ГОСТа, но и дополнительным специфическим требованиям, что регламентируется в зависимости от назначения ОСТами или техническими условиями (например, на автомобильные и тракторные отливки, отливки для сельскохозяйственного машиностроения, компрессорные отливки, поршневые кольца, и т. д.).

Высокопрочный чугун (ВЧ) (табл. 25) также подразделяется на отдельные марки в зависимости от механических свойств, причем основными показателями являются предел прочности при растяжении и относительное удлинение.

Сочетание высокой прочности и пластичности этих чугунов позволяет изготавливать из них ответственные изделия. Так, коленчатый вал легковой автомашины «Волга» изготавливают из высокопрочного чугуна состава: 3,4—3,6 % C; 1,8—2,2 % Si; 0,96—1,2 % Mn, 0,16 — 0,30 % Cr, <0,01 % S; <0,06 % P и 0,01—0,03 % Mg. Чугун со столь узкими пределами по элементам и низким содержанием серы и фос-

[1] В табл. 24 это не показано.

Таблица 25. Механические свойства высокопрочных чугунов (ГОСТ 7293—79)

Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа (кгс/мм²) (не менее)	$\sigma_т$, МПа (кгс/мм²) (не менее)	δ, % (не менее)	Твердость НВ
ВЧ45-5	441 (45)	323 (33)	5	160—220
ВЧ50-2	490 (50)	343 (35)	2	180—250
ВЧ60-2	588 (60)	393 (40)	2	200—280
ВЧ70-2	686 (70)	441 (45)	2	229—300

фора выплавляют не в вагранке, а в электрической печи. Это обстоятельство, а также применение термической обработки [1] приводит к получению еще более высоких свойств, чем это указано в табл. 25, а именно $\sigma_в = 620 \div 650$ МПа, $\delta = 8 \div 12$ % и твердость 192—240 НВ. Хотя этот чугун по механическим свойствам и уступает стали, конструктивная прочность коленчатого вала из такого чугуна может быть выше, что в целом уменьшит массу машины. Из чугуна, обладающего лучшими, чем у стали литейными свойствами, можно литьем (дешевым способом) изготавливать изделия сложной конфигурации (с внутренними полостями и т. д.), обладающие лучшим сопротивлением разнообразным механическим воздействиям, чем более простые по форме кованые детали. Другими словами, в ряде случаев деталь сложной конфигурации из менее прочного материала (чугуна) конструктивно оказывается более прочной, простой по конфигурации детали из более прочного материала (стали).

6. Ковкий чугун [2]

Ковким называется чугун с хлопьевидным графитом, который получается из белого чугуна в результате специального *графитизирующего отжига* (томления).

При производстве ковкого чугуна весьма существенно получить при отливке чисто белый чугун, так как частичная графитизация при литье и, следовательно, образование пластинчатого графита вызовут при последующей графитизации отложение графита на этих пластинках. Такой чугун будет иметь пониженные свойства, близкие к свойствам простого серого чугуна.

Несмотря на стремление получить в отливке белый чугун, не следует чрезмерно увеличивать содержание элементов, препятствующих графитизации (например, марганца), так как в этом случае будет трудно провести графитизирующий отжиг. Поэтому состав ковкого чугуна ограничивается сравнительно узкими пределами.

Обычный состав ковкого чугуна: 2,4—2,8 % C; 0,8—1,4 % Si; <1 % Mn; ⩽0,1 % S, ⩽0,2 % P.

Из-за низкого содержания углерода получается малое количество графитных образований и улучшается качество чугуна. Однако чугун с таким низким содержанием углерода нельзя приготовить

[1] Нормализация с последующим высоким отпуском, сообщающая основе чугуна структуру зернистого перлита.

[2] Не следует думать, что «ковкий чугун» действительно ковкий, что его можно обычным образом ковать. Ковкий чугун — старое название, которое характеризует его большую пластичность по сравнению с обычным серым чугуном (см. табл. 24 и 25·

в вагранке, и для расплавления ковкого чугуна пользуются специальными печами, что, естественно, повышает стоимость изделия.

Однако основная часть затрат на получение изделия из ковкого чугуна приходится на отжиг, который является продолжительной и дорогой операцией.

Рассмотрим структурные изменения, совершающиеся при отжиге белого чугуна при получении из него ковкого.

Процесс распада цементита при отжиге ковкого чугуна иллюстрирует ранее рассмотренная схема графитизации (см. рис. 163).

При нагреве белого чугуна выше линии *PSK* образуются аустенит и цементит; цементит при этих температурах распадается с образованием хлопьев графита (I стадия графитизации). Если затем охладить чугун ниже *PSK* и дать длительную выдержку (что равноценно очень медленному охлаждению), то распадается цементит перлита (II стадия графитизации). При такой обработке весь углерод выделится в свободном состоянии и структура чугуна будет состоять из углерода и включения хлопьевидного углерода отжига. Такой чугун называется *ферритным ковким чугуном*.

Если сломать изделие из ферритного ковкого чугуна, то вследствие большого числа графитных включений в ферритной основе получается матовый темный излом [1]. Из-за такого вида излома ферритный ковкий чугун называется *черносердечным*.

Если охлаждение (особенно в районе температур немного ниже линии *PSK* диаграммы железо — углерод) было недостаточно медленным или выдержка на II стадии графитизации была недостаточна, то графитизация перлитного цементита может протекать не до конца; в этом случае чугун приобретает структуру перлит + феррит + + углерод отжига. Такой чугун называется *феррито-перлитным ковким чугуном*.

Если охлаждение ниже критического интервала температур было ускоренным (например, отливки охлаждения на воздухе), то процесс графитизации не охватит цементит перлита, в этом случае чугун приобретает структуру перлит + углерод отжига. Такой чугун называется *перлитным ковким чугуном*.

Имеется также способ (х тя мало применяемый) получения ковкого чугуна с помощью отжига в обезуглероживающей среде (в руде, окалине, отжиг в специальных атмосферах). При таком отжиге значительная часть углерода выгорает, а в поверхностном слое глубиной до 1,5—2,0 мм получается полное обезуглероживание. Обычно при таком отжиге выдержку ниже критической температуры не дают, и в металлической основе сердцевины получается много перлита.

Вследствие обезуглероживания излом получается светлым и чугун называется *светлосердечным*. Из-за большого количества перлита в сердцевине этот чугун также часто называют *перлитным ковким чугуном*. Следует отметить, что наибольшее применение имеет ферритный ковкий чугун.

На рис. 169 приведен примерный график отжига для получения ковкого ферритного чугуна в больших печах.[2]

[1] По краям излома ферритного ковкого чугуна получается светлая каемка, так как в поверхностном слое происходит частичное обезуглероживание и металлическая основа в этом тонком слое перлитная без графита.

[2] A_1 (линия *PSK*) в реальных чугунах, содержащих 1—1,5 % Si, лежит примерно при 760—770 °C, поэтому выдержка при 740 °C — это выдержка ниже критической точки.

Советскими исследователями (С. А. Салтыковым, Г. И. Троицким, А. Д. Ассоновым и другими) разработан и применен метод ускоренного отжига ковкого чугуна, заключающийся в том, что отливки из белого чугуна перед графитизирующим отжигом предварительно подвергают закалке. Мелкозернистая структура отливки и внутренние напряжения создают многочисленные центры кристаллизации графита. Это существенно ускоряет I и II стадии графитизации. Процесс графитизации сокращается до 10—15 ч.

Как и другие виды чугуна, ковкий чугун разделяют на марки, различающиеся механическими свойствами.

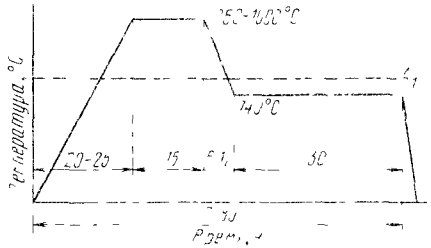


Рис. 169. График режима отжига белого чугуна для получения ковкого чугуна

В табл. 26 приведены данные о свойствах ковкого чугуна. Ковкий чугун маркируется следующим образом: КЧ означает ковкий чугун. Затем ставят число, показывающее $\sigma_в$, и число, показывающее δ.

Таблица 26. **Механические свойства ковкого чугуна**

Марка чугуна	$\sigma_в$, МПа (кгс/мм²) (не менее)	δ, % (не менее)	Твердость НВ (не менее)
Черносердечный (ферритный)			
КЧ30-6	294 (30)	6	163
КЧ33-8	322 (33)	8	149
КЧ35-10	342 (35)	10	149
КЧ37-12	360 (37)	12	149
Светлосердечный (феррито-перлитный)			
КЧ45-6	440 (45)	6	241
КЧ50-4	490 (50)	4	241
КЧ56-4	548 (56)	4	269
КЧ60-3	585 (60)	3	269
КЧ63-2	615 (63)	2	269

Из таблицы видно, что ферритный чугун обладает более высокой пластичностью, чем перлитный, но более высокая твердость перлитного чугуна обеспечивает лучшую износостойкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Оков М. Г. Металлография чугуна. Л.—М.: ГОНТИ, 1938. 194 с.

Троицкий Г. И. Свойства чугуна. М.: Металлургиздат, 1941. 560 с.

Богачев И. Н. Металлография чугуна. Москва—Свердловск: Машгиз, 1952. 366 с.

Бунин К. П., Иванцов Г. И., Малиночка Я. Н. Структура чугуна. Киев—Москва: Машгиз, 1952. 161 с.

Кристал М. А., Титенский Э. Г. Свойства ковкого чугуна. М.: Металлургия, 1967. 230 с.

Материалы машиностроения. Справочник. Т. IV. М.: Машиностроение, 1969. 248 с.

Бунин К. П., Таран Ю. Н. Строение чугуна. М.: Металлургия, 1972. 160 с.

Часть третья. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Глава IX

ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Технология металлов состоит из трех основных видов: 1) *металлургии* — получение металла заданного состава; *механической технологии* — получение из металла изделий заданной внешней формы; *термической обработки* — получение заданных свойств.

Конечно, и при металлургическом производстве металлургическое изделие получает определенную внешнюю форму (слиток), но не это является определяющим. При обработке резанием, ковке, штамповке и т. д. в какой-то степени изменяется структура металла (или его поверхностных слоев), но это следует рассматривать как сопутствующее явление, так же как и изменение формы при термической обработке, основная цель которой — изменение структуры металла.

1. Температура и время

Цель любого процесса термической обработки состоит в том, чтобы нагревом до определенной температуры и последующим охлаждением [1] вызвать желаемое изменение строения металла.

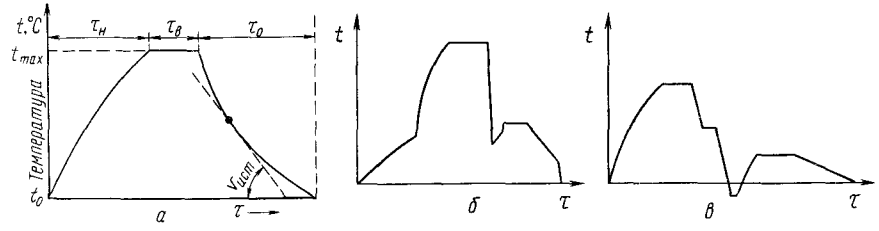


Рис. 170. График (режим) простой (*а*) и сложной (*б*, *в*) термической обработки

Основные факторы воздействия при термической обработке — температура и время, поэтому режим любой термической обработки можно представить графиком в координатах t (температура) и τ (время) (рис. 170).

Режим термической обработки характеризуют следующие основные параметры: температура нагрева t_{max}, т. е. максимальная температура, до которой был нагрет сплав при термической обработке; время выдержки сплава при температуре нагрева $\tau_в$; скорость нагрева $v_{нагр}$ и скорость охлаждения $v_{охл}$.

[1] Точнее изменением температуры, потому что при так называемой обработке холодом изменение свойств достигается тем, что вначале производится охлаждение до отрицательных температур, а затем нагрев до комнатной.

Если нагрев (или охлаждение) происходит с постоянной скоростью, то в координатах температура — время процесс характеризуется прямой линией с определенным, постоянным углом наклона.

При неравномерной скорости нагрева (или охлаждения) процесс характеризуется кривой и истинная скорость должна быть отнесена к данной температуре, вернее к бесконечно малому изменению температуры и времени, т. е. является первой производной от температуры по времени: $v_{ист} = dt/d\tau$.

Графически истинная скорость определяется тангенсом угла наклона касательной к кривой нагрева (охлаждения) при заданной температуре. На практике чаще оперируют значением средней скорости охлаждения (нагрева), распространяя ее на весь температурный интервал (в данном случае $v_{нагр.\,ср} = t_{max}/\tau_н$ и $v_{охл.\,ср} = t_{max}/\tau_о$) или его часть.

Термическая обработка может быть сложной, состоящей из многочисленных нагревов, прерывистого или ступенчатого нагрева (охлаждения), охлаждения в область отрицательных температур и т. д. и такая термическая обработка может быть изображена в координатах температура—время.

Следовательно, графиком температура—время может быть схематически описан любой процесс термической обработки.

2. Классификация видов термической обработки

Изменение свойств сплава, которое создается в результате термической обработки, должно быть остаточным, иначе с термической обработке не было бы никакого смысла.

Для изменения свойств сплава необходимо, чтобы в сплаве в результате термической обработки произошли остающиеся изменения, обусловленные в первую очередь фазовыми превращениями.

Все виды термической обработки можно разделить на четыре основные группы.

Первая группа. Предшествующая обработка должна привести металл в неустойчивое состояние. Так, холодная пластическая деформация создает наклеп — искажение кристаллической решетки. При затвердевании — не успевают пройти диффузионные процессы, и состав металла даже в объеме одного зерна оказывается неоднородным. Быстрое охлаждение или чернорновое приложение напряжений делает неравномерным распределение упругой деформации. Неустойчивое состояние при комнатной температуре сохраняется долго, так как теплового движения атомов при комнатной температуре недостаточно для перехода в устойчивое состояние.

Нагрев (увеличение тепловой подвижности атомов) приводит к тому, что процессы, приводящие металл в устойчивое состояние (снятие напряжений, уменьшение искажений кристаллической решетки, рекристаллизация, диффузия), достигают заметных скоростей.

Термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла, который в результате какой-то предшествующей обработки получил неустойчивое состояние, и приводящая его в более устойчивое состояние, называется *отжигом*.

Если в сплавах при нагреве происходит фазовое превращение (аллотропическое превращение, растворение второй фазы и т. д.), то нагрев выше некоторой критической температуры вызывает изме-

нение в строении сплава. При последующем охлаждении произойдет обратное превращение. Если охлаждение достаточно медленное, то превращение будет полное и фазовый состав будет соответствовать равновесному состоянию.

Существуют два вида отжига. Если сплав не имеет фазовых превращений, то любой нагрев сплава с неравновесной структурой переводит сплав в более равновесное состояние. Такой отжиг называется отжигом первого рода. Если у сплава есть фазовое превращение, то нагрев сплава с неравновесной структурой (но не обусловленной закалкой) выше температуры фазовых превращений с последующим медленным охлаждением приводит сплав в более равновесное состояние. Такая обработка тоже относится к отжигу, но специфицируется как *отжиг второго рода* или *фазовая перекристаллизация*.

Вторая группа. Если в сплаве при нагреве происходят фазовые превращения, то полнота обратного (при охлаждении) превращения зависит от скорости охлаждения. Теоретически можно себе представить такие условия охлаждения, при которых обратное превращение вообще не произойдет, и при комнатной температуре будет результат быстрого охлаждения зафиксируется состояние сплава, равновесное для высоких температур. Такая операция называется закалкой. Во многих случаях закалка не фиксирует совсем (или фиксирует не полностью) состояние сплава, устойчивое при высоких температурах. Поэтому предельный случай закалки, когда состояние сплава, характерное для высоких температур, фиксируется, называется *истинной закалкой*, в отличие от закалки в более широком смысле, когда фиксируется не состояние сплава при высокой температуре, а некоторая его стадия структурного превращения, при которой в сплаве не достигнуто еще равновесное состояние.

По закалка бывает *объемной* (под закалку нагревают насквозь все изделие) и *поверхностной* (осуществляют местный, чаще поверхностный) нагрев.

Между закалкой и отжигом второго рода есть общее. И в том, и в другом случае сплав нагревается выше температуры фазового превращения, и окончательное строение приобретает в результате превращения при последующем охлаждении. Однако между обоими видами имеется и принципиальная разница. При отжиге второго рода цель охлаждения — приближение сплава к равновесному состоянию, поэтому охлаждение проводят медленно. При закалке охлаждение быстрое, чтобы отдалить структурное состояние сплава от равновесного.

Третья группа. Состояние закаленного сплава характеризуется неустойчивостью. Даже без всякого температурного воздействия в сплаве могут происходить процессы, приближающие его к равновесному состоянию. Нагрев сплава, увеличивающий подвижность атомов, способствует этим превращениям. При повышении температуры закаленный сплав все больше приближается к равновесному состоянию. Такая обработка, т. е. нагрев закаленного сплава, но ниже температуры равновесных фазовых превращений, называ-

ется *отпуском*. И при отжиге первого рода, как и при отпуске, сплав приближается к структурному равновесию. В обоих случаях начальную стадию характеризует неустойчивое состояние, только для отжига первого рода оно было результатом предварительной обработки, при которой, однако, не было фазовых превращений, а для отпуска — предшествовавшей закалкой. Таким образом, отпуск — вторичная операция, осуществляемая всегда после закалки. Отпуск иногда называют *старением*. В одних случаях старением называют длительный низкотемпературный нагрев, объединяя при этом отжиг 1 рода и отпуск, в других — нагрев закаленной стали называют отпуском, а нагрев закаленных сплавов цветных металлов — старением. Сейчас рекомендуют такое разграничение отпуска и старения: отпуск — это нагрев закаленного сплава, имеющего фазовые превращения; старение — это нагрев закаленного сплава, не имеющего фазовых превращений. В этом случае закаленное состояние характеризуется пересыщением твердого раствора. Дадим краткое определение основных видов термической обработки.

Отжиг — термическая операция, состоящая в нагреве металла, имеющего неустойчивое состояние в результате предшествовавшей обработки, и приводящая металл в более устойчивое состояние.

Закалка — термическая операция, состоящая в нагреве выше температуры превращения с последующим достаточно быстрым охлаждением для получения структурно неустойчивого состояния сплава.

Отпуск — термическая операция, состоящая в нагреве закаленного сплава ниже температуры превращения для получения более устойчивого структурного состояния сплава.

Кроме этих основных видов термической обработки, имеются еще два принципиально отличных способа, представляющих сочетание термической обработки с металлургией или механической технологией.

Способность металлов растворять различные элементы позволяет при повышенных температурах атомам вещества, окружающего поверхность металла, диффундировать внутрь его, создавая поверхностный слой измененного состава. При этой обработке изменяется не только состав, но и структура поверхностных слоев, а иногда сердцевины. Такая обработка называется *химико-термической обработкой* (ХТО). К этому виду химико-термической обработки относится как бы обратный процесс — удаление элементов путем подбора соответствующих сред. Диффузионная подвижность неметаллов (C, N, O, H, B) существенно отлична от подвижности металлов, поэтому химико-термическую обработку подразделяют на диффузионное насыщение неметаллами и металлами.

Обработка по этому виду одновременно принадлежит двум разделам технологии металла, так как при химико-термической обработке направленно изменяется и состав металла, и его структура. [1]

[1] Укажем, что сквозная цементация (насыщение стали углеродом) в середине прошлого века и ранее была типичным металлургическим процессом, так как только таким способом изготавливали высокоуглеродистые стали.

В последнее время применение получает обработка, в которой в едином технологическом процессе сочетаются деформация и структурные превращения. Такая обработка получила название *деформационно-термическая*. Очевидно, в данном случае имеем объединение механической технологии и термической обработки.

Существенное значение имеет и такой факт, когда осуществляется пластическая деформация до или после превращения. Для того, чтобы разделить эти процессы, деформационно-термическую обработку разделяют на *термомеханическую обработку* ТМО (деформация осуществляется до превращения) и *механико-термическую обработку* МТО (деформация осуществляется после превращения). Таким образом, к трем основным видам термической обработки (отжиг, закалка, отпуск) должны быть добавлены две сложные обработки:

химико-термическая обработка — нагрев сплава в соответствующих химических реагентах для изменения состава и структуры поверхностных слоев:

деформационно-термическая обработка — деформация и последующая термическая обработка, сохраняющая в той или иной форме результаты наклепа.

3. Термическая обработка и диаграмма состояния

При термической обработке происходит превращение, протекающее во времени, и невозможно установить, какое изменение вносит время, если неизвестно, каково устойчивое состояние сплава.

Диаграмма состояния показывает, каким видам термической обработки может быть подвергнут сплав и в каких температурных интервалах следует производить обработку.

Для обработки и проведения отжига (II рода), закалки и отпуска в сплаве должны происходить фазовые превращения в твердом состоянии, т. е. при нагреве должны происходить или существенные изменения растворимости, или аллотропические превращения.

Все сплавы, лежащие левее точки F (рис. 171, *б*) не имеют превращений в твердом состоянии и для них неосуществима термическая обработка как отжиг второго рода, закалка и отпуск [1]. В любом сплаве, лежащем правее точки F, при нагреве происходит растворение избыточной фазы (в данном случае фазы β в α-твердом растворе) и закалка может привести к фиксации пересыщенного твердого раствора, а последующий нагрев может вызвать выделение избыточной фазы (старение).

[1] С точки зрения современных представлений, сказанное не совсем точно. Например, в чистом металле или в не имеющем превращения твердом растворе при изменении температуры изменяются число вакансий и дислокационная структура. Поэтому закалка такого сплава фиксирует при низкой температуре состояние с повышенным количеством вакансий, что характерно для высокотемпературного состояния. Это будет закалка, хотя диаграмма состояний не показывает никаких изменений с повышением температуры. В данном случае не будет видимых структурных изменений, поэтому изменение свойств намного меньше, чем в случае обработки, когда изменяется микроструктура.

Следует отметить, что во всех сплавах, лежащих между точками F и D (рис. 171, *а*), нагрев может вызвать полное растворение избыточной β-фазы и получение при высоких температурах однородного α-раствора. В термической обработке у такого сплава будет участвовать вся структура. Для сплавов, лежащих правее точки D, часть β-фазы остается нерастворенной и эта часть структуры не участвует в процессах термической обработки. Наиболее эффективно термическая обработка повлияет на сплав, соответствующий по концентрации точке D.

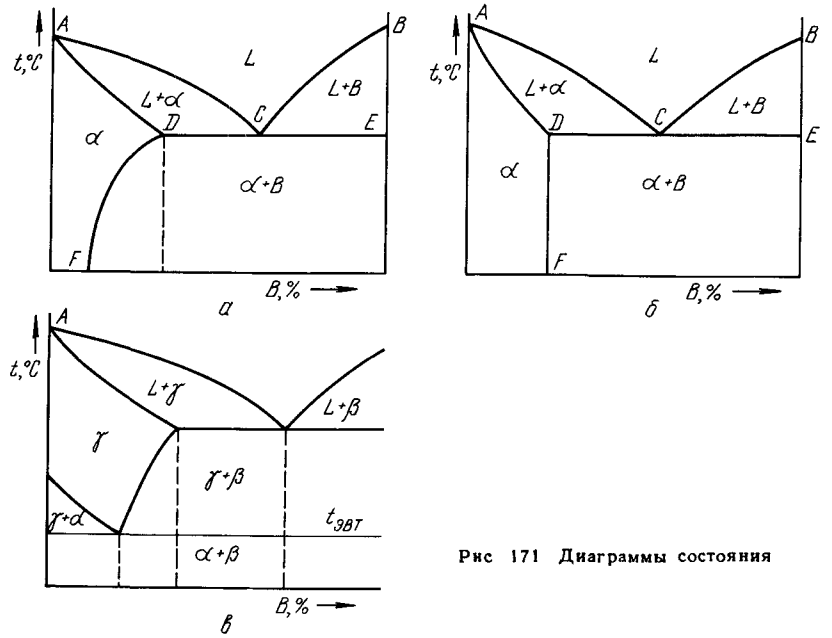


Рис 171 Диаграммы состояния

Все сплавы, кристаллизующиеся по диаграмме состояния, изображенной на рис. 171, *в*, могут быть подвергнуты отжигу II рода, закалке и отпуску. При нормальной температуре все сплавы состоят из α + β-фаз. При $t_{эвт}$ α- и β-фазы превращаются в γ-фазу. Последующее охлаждение определяет вид термической обработки — отжиг (медленное охлаждение) или закалку (быстрое охлаждение). Такая термическая обработка возможна лишь при условии нагрева выше температуры фазовой перекристаллизации $t_{эвт}$ и образования γ-твердого раствора.

Для ХТО необходимо наличие растворимости диффундирующего элемента в металле, т. е. необходимо, чтобы насыщенный компонент B мог образовывать с насыщаемым металлом A систему сплавов с областью растворимости B в A. Сплавы, имеющие диаграмму состояния, изображенную на рис. 171, *а* и *б*, имеют область твердого раствора вблизи компонента A, и поэтому возможна ХТО, состоящая в насыщении металла A компонентом B. Для сплавов, имеющих диаграмму состояния, изображенную на рис. 171, *в*, диффузия B в A возможна, но лишь выше $t_{эвт}$, когда в данной системе существует компонент A в высокотемпературной модификации γ. Ниже $t_{эвт}$ компонент A находится в форме α, не растворяющей B, и при температурах ниже $t_{эвт}$ насыщение поверхности в результате диффузии B в A невозможно.

Деформационно-термическая обработка возможна, если сплав обладает необходимой технологической пластичностью.

4. Основные виды термической обработки стали

Если основой при рассмотрении термической обработки сплавов является соответствующая диаграмма состояния, то очевидно, что основой для изучения термической обработки стали является диаграмма железо — углерод. Поскольку мы рассматриваем термическую обработку стали, то нам интересны только сплавы с концентрацией до 2 % С и соответственно область на диаграмме железо—углерод с концентрацией углерода до 2 % (точнее до 2,14 % С).

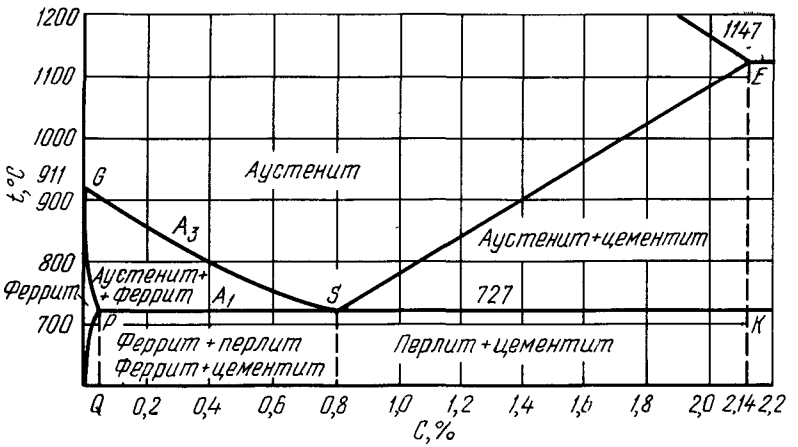


Рис. 172. «Стальной» участок диаграммы Fe—C

Естественно, что верхней температурной границей при термической обработке является линия солидуса, поэтому процессы первичной кристаллизации и, следовательно, верхняя часть диаграммы для нас в данном случае не имеют большого значения.

Участок диаграммы железо—углерод, который будем рассматривать, изображен на рис. 172.

Приведем общепринятые обозначения критических точек.

Критические точки обозначаются буквой A.

Нижняя критическая точка, обозначаемая A_1, лежит на линии PSK и соответствует превращению аустенит ⇄ перлит. Верхняя критическая точка A_3 лежит на линии GSE и соответствует началу

выпадения или концу растворения феррита в доэвтектоидных сталях или цементита (вторичного) в заэвтектоидных сталях.

Чтобы отличить критическую точку при нагреве от критической точки при охлаждении, рядом с буквой A ставят букву c, в первом случае и r — во втором.

Следовательно, критическая точка превращения аустенита в перлит обозначается Ar_1, а перлит в аустенит Ac_1; начало выделения феррита из аустенита обозначается Ar_3; конец растворения феррита в аустените Ac_3 Начало выделения вторичного цементита из аустенита обозначается также Ar_3, а конец растворения вторичного цементита в аустените — Ac_3 (эту точку часто обозначают A_{cm}) *.

Ниже дана характеристика основных видов термической обработки стали в соответствии с приведенной классификацией в п. 2.

Отжиг — фазовая перекристаллизация, заключающаяся в нагреве выше Ac_3 с последующим медленным охлаждением. При нагреве выше Ac_1, но ниже Ac_3 полная перекристаллизация не произойдет; такая термическая обработка называется *неполным отжигом*. При отжиге состояние стали приближается к структурно равновесному; структура стали после отжига: перлит + феррит, перлит или перлит + цементит.

Если после нагрева выше Ac_3 провести охлаждение на воздухе, то это будет первым шагом к отклонению от практически равновесного структурного состояния. Такая термическая операция называется *нормализацией*.

Закалка — нагрев выше критической точки Ac_3 с последующим быстрым охлаждением. При медленном охлаждении аустенит распадается на феррит + цементит при Ar_1 С увеличением скорости охлаждения превращение происходит при более низких температурах. Феррито-цементитная смесь по мере снижения Ar_1 становится все более мелко дисперсной и твердой. Если же скорость охлаждения была так велика и переохлаждение было так значительно, что выделение цементита и феррита не произошло, то и распада твердого раствора не происходит, а аустенит (γ-твердый раствор) превращается в *мартенсит* (пересыщенный твердый раствор углерода в α-железе). *Неполная закалка* — термическая операция, при которой нагрев проводят до температуры, лежащей выше Ac_1, но ниже Ac_3 и в структуре стали сохраняется доэвтектоидный феррит (заэвтектоидный цементит).

Отпуск — нагрев закаленной стали ниже Ac_1.

Для стали возможны различные виды *химико-термической обработки* в зависимости от элемента, диффундирующего в сталь.

Насыщение стали углеродом называется *цементацией*, азотом — *азотированием*, алюминием — *алитированием*, хромом — *хромированием* и т. д.

Термо-механическая обработка стали — нагрев до аустенитного состояния, деформация стали в аустенитном состоянии (в стабильном состоянии — выше Ac_3 или в нестабильном переохлажденном состоянии) и окончательное охлаждение с протекающим при этом превращением наклепанного аустенита.

* При быстром нагреве (охлаждении) точки A_1 и A_3 «расплываются» в интервал и целесообразно ввести индексы «н» и «к», показывающие начало и конец соответствующего превращения ($Ac_{1н}$ $Ac_{3к}$ и т д)

5. Четыре основных превращения в стали

При изучении кристаллизации (гл. II) мы видели, что этот процесс совершается вследствие того, что при изменившихся условиях одно состояние, например кристаллическое, более устойчиво, чем другое, например жидкое.

Фазовые превращения, которые совершаются в стали, также вызваны тем, что вследствие изменившихся условий, например температуры, одно состояние оказывается менее устойчивым, чем другое. Этим и вызываются превращения, протекающие в стали.

Рассматривая структурные превращения в стали, мы прежде всего должны указать, что основными являются три структуры, а переход их из одной в другую характеризуют основные превращения.

Укажем эти структуры:

аустенит (А) — твердый раствор углерода в γ-железе Fe_γ (С);

мартенсит (М) — твердый раствор углерода в α-железе Fe_α (С);

перлит (П) — эвтектоидная смесь из одновременно образующихся феррита и карбида $Fe_\alpha + Fe_3C$ (ничтожно малой равновесной растворимостью углерода в феррите пренебрегаем).

При термической обработке стали наблюдаются четыре основных превращения.

I. Превращение перлита в аустенит, протекающее выше точки A_1, выше температуры стабильного равновесия аустенит—перлит; при этих температурах из трех основных структур минимальной свободной энергией обладает аустенит (рис. 173):

$$Fe_\alpha + Fe_3C \rightarrow Fe_\gamma\,(C) \text{ или } П \rightarrow А$$

II. Превращение аустенита в перлит, протекающее ниже A_1:

$$Fe_\gamma\,(C) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C \text{ или } А \rightarrow П$$

III. Превращение аустенита в мартенсит:

$$Fe_\gamma\,(C) \rightarrow Fe_\alpha\,(C) \text{ или } А \rightarrow М$$

Это превращение наблюдается ниже температуры метастабильного равновесия аустенит—мартенсит (T_0). При T_0 более устойчивой фазой является пе́рлит, однако работа, необходимая для образования мартенсита из аустенита, меньше, чем для образования перлита, поэтому ниже T_0 образование перлита (феррито-карбидной смеси) из аустенита может произойти только в результате превращения аустенита в мартенсит, а затем уже мартенсита в перлит.

Таким образом, аустенито-мартенситное превращение в данном случае является промежуточным в процессе перехода аустенита в перлит.

IV. Превращение мартенсита в перлит, точнее, в феррито-карбидную смесь:

$$Fe_{\alpha}\,(C) \rightarrow Fe_{\gamma} + Fe_{3}\,(C) \text{ или } М \rightarrow П.$$

Оно происходит при всех температурах, так как при всех температурах свободная энергия мартенсита больше свободной энергии перлита (точнее феррито-карбидной смеси).

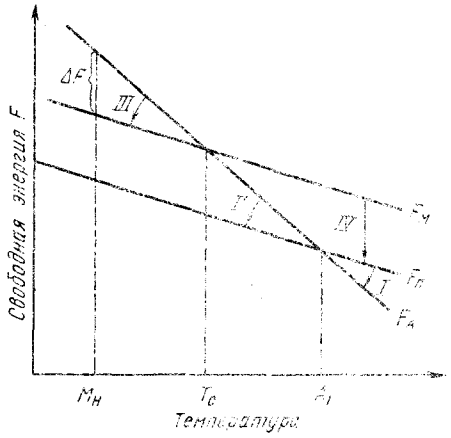


Рис. 173. Изменение свободной энергии аустенита ($F_А$), мартенсита ($F_М$) и перлита ($F_П$) с изменением температуры

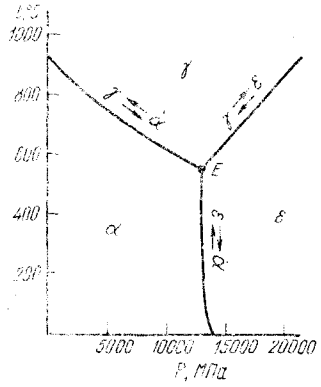


Рис. 174. Область α, γ и ε-фаз железа в зависимости от температуры и давления

Схема изменений свободных энергий основных структур (см. рис. 173) показывает, что выше T_0 возможно превращение мартенсита в аустенит. Однако это превращение экспериментально в углеродсодержащих сталях не было обнаружено, по-видимому, из-за того, что раньше успевает произойти превращение мартенсит—перлит (распад мартенсита).

Превращение перлита в мартенсит невозможно, так как при всех температурах мартенсит обладает большей свободной энергией, чем перлит.

Выше были рассмотрены фазовые превращения, используемые при термической обработке и обусловленные изменением температуры. Другой термодинамический фактор — давление, которое не используется при термической обработке, хотя изменяя давление, можно получить структурные превращения, которые отсутствуют при неизменном (1 атм) давлении.

Диаграмма фазового равновесия при независимых переменных — температура и давление приведены на рис. 174. При высоких давлениях возможно образование железа с гексагональной плотноупакованной решеткой (так называемое ε-железо). Тройная точка равновесия лежит при $t = 527$ °С и $P = 13000$ МПа. Выше 527 °С при увеличении давления возможен $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \varepsilon$ переход, а ниже прямой — $\alpha \rightarrow \varepsilon$ — переход.

Как было отмечено, всестороннее давление пока еще не используется для целей структурообразования в стали из-за технологических сложностей; недостаточно ясно

также, насколько это эффективно в отношении получения особых свойств. Некоторые элементы влияют аналогично всестороннему давлению. Так, например, при высоком содержании марганца и при нормальном давлении образуется ε-фаза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Бочвар А. А. Основы термической обработки сплавов. М.—Л.: Металлургиздат, 1940. 298 с.

Штейнберг С. С. Термическая обработка стали. Свердловск—Москва. Металлургиздата, 1945. 154 с.

Гуляев А. П. Термическая обработка стали. М.: Машгиз, 1960. 495 с.

Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978, 390 с.

Лысак Л. И., Николин Б. И. Физические основы термической обработки стали. Киев: Техника, 1975. 303 с.

Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. М. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1979. 237 с.

Глава X

ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Изучение процессов термической обработки стали началось с открытия Д. К. Черновым критических точек в стали (1868 г.).

Положение Д. К. Чернова о том, что свойства сталей определяются структурой, а последняя зависит от температуры нагрева и скорости охлаждения, стало общепризнанным, и в течение последующих десятилетий исследователи устанавливали связь между структурой и условиями ее образования (главным образом температурой нагрева и скоростью охлаждения).

Постепенно исследователи пришли к убеждению, что характер структуры (ее строение, свойства и т.д.) определяются температурой ее образования. Чтобы уяснить процессы, происходящие при термической обработке, надо изучать кинетику превращений при разных температурах и факторы, влияющие на эту кинетику.

Эти положения стали основой разносторонних опытов, поставленных С. С. Штейнбергом. В результате систематических опытов, направленных к одной цели — исследовать кинетику превращений в стали, С. С. Штейнбергу (в 1930—1940 гг.) и его ученикам и последователям удалось накопить обширный экспериментальный материал, который после обобщений составил основу современных представлений о превращении в стали и современной теории термической обработки стали.

Одновременно или несколько позднее, но в том же направлении, в каком работала школа С. С. Штейнберга, начали проводить работы зарубежные исследователи. В первую очередь следует отметить работы американских ученых Мела и Бейна, а также немецких ученых Вефера, Эссера, Ганнемана, которые в многочисленных и обстоятельных исследованиях изучали кинетику превращения в различных по составу сталях.

Выяснить природу закаленной стали можно, лишь применяя рентгеновские лучи и другие методы физического анализа металлов (электронный микроскоп, внутреннее трение и др.).

Многочисленные работы Г. В. Курдюмова и его учеников, а также зарубежных металлофизиков выявили важные особенности тонкой структуры стали.

Под теорией термической обработки понимается описание процессов формирования структур (при превращениях), а также особенностей структурного состояния сплавов (неравновесные состояния).

В данной главе рассмотрена теория термической обработки стали на основе общей теории фазовых превращений переохлажденных систем, кратко описанных в гл. V, п. 10. Перед изучением данной главы рекомендуем повторить этот материал.

1. Образование аустенита

Превращение перлита в аустенит в полном соответствии с диаграммой состояния Fe—C может совершиться лишь при очень медленном нагреве. При обычных условиях нагрева превращение запаздывает и получается перенагрев, т. е. превращение происходит лишь при температурах, несколько более высоких, чем указано на диаграмме Fe—C.

Перенагретый выше критической точки перлит с различной скоростью в зависимости от степени перенагрева превращается в аустенит.

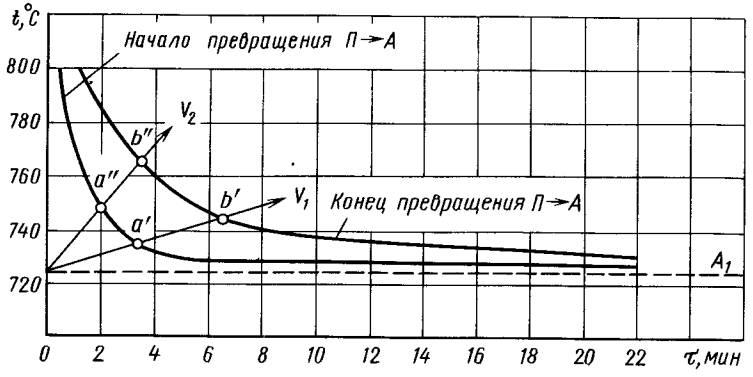


Рис. 175. Превращения перлита (П) в аустенит (А) при постоянной температуре

На рис. 175 приведены данные, показывающие время превращения перлита в аустенит для стали, содержащей 0,86 % C, при разных температурах (в зависимости от степени перенагрева). Расположение кривых показывает, что чем выше температура, тем быстрее (т. е. за меньший отрезок времени) протекает превращение.

Например, при 780 °C превращение перлит + аустенит завершится за 2 мин, а при 740 °C — за 8 мин.

Диаграмма, приведенная на рис. 175, дана в координатах температура — время, поэтому на нее можно нанести кривые нагрева [1].

Луч соответствует нагреву стали с какой-то определенной скоростью v_2. Он пересекает линии начала и конца превращения в точках a'' и b''. Следовательно, при непрерывном нагреве со скоростью v_2 мы зафиксируем превращение, протекающее в интервале температур от точки a'' до точки b''. Если нагрев был более медленным, то луч v_1 пересекает кривые превращения при более низких температурах (точки a' и b'), и превращение произойдет тоже при более низких температурах [1].

Кривые начала и конца превращения, асимптотически приближаясь к горизонтали A_1 пересекут ее в бесконечности. Нагрев с бесконечно малой скоростью пересечет горизонталь A_1 в бесконечности, где сливаются кривые начала и конца превращения и где превращение перлита в аустенит произойдет в одной «точке», т. е. при постоянной температуре. Это, очевидно, и будет случай равновесного превращения — по диаграмме Fe—C. Реальные превращения, в отличие от равновесных, протекают при температуре выше A_1 и не при одной температуре, а в интервале температур, лежащем тем выше, чем быстрее нагреваем сталь.

Окончание процесса превращения характеризуется образованием аустенита и исчезновением перлита. Однако этот вновь образовавшийся аустенит даже в объеме одного зерна неоднороден. В тех местах, в которых ранее были пластинки (или зерна) перлитного цементита, содержание углерода больше, чем в тех местах, где залегали пластинки феррита. Поэтому только что образовавшийся аустенит неоднороден.

Для получения однородного по составу (гомогенного) аустенита при нагреве требуется не только перейти через точку окончания перлитно-аустенитного превращения, но и перегреть сталь выше этой точки или дать выдержку для завершения диффузионных процессов внутри аустенитного зерна.

Скорость гомогенизации аустенита в значительной степени определяется исходной структурой стали — степенью дисперсности цементита и его формой. Чем мельче частицы цементита и, следовательно, больше их суммарная поверхность, тем быстрее происходят описанные превращения.

2. Рост аустенитного зерна

Начало перлито-аустенитного превращения сопровождается образованием первых зерен аустенита. Первые зерна аустенита образуются на границе между ферритом и цементитом — структурными составляющими перлита. Так как эта граница весьма разветвлена [2], то превращение начинается с образования множества мелких зерен. Следовательно, по окончании превращения перлита в аустенит образуется большое количество малых аустенитных зерен. Размер этих зерен характеризует так называемую величину *начального зерна* аустенита.

[1] Было доказано, что наложение кривых нагрева или охлаждения на диаграмму, показывающую превращения при постоянной температуре, не дает количественно правильных значений, но качественные закономерности процессов подтверждаются.

[1] Показано, что вне зависимости от скорости нагрева превращение наступает сразу после перехода через равновесную критическую точку A_1; интервал между точками a' и b' или a'' и b'' при нагреве со скоростью v_1 или v_2 показывает не физическое начало и конец превращения, а интервал температур, когда основная масса перлита переходит в аустенит. Технически точку a начала превращения определяют, когда образовалось 5 (или 1 %) новой фазы, соответственно в точке b осталось 5 (или 1 %) старой фазы

[2] В 1 см³ перлита площадь границы между ферритом и цементитом составляет несколько квадратных метров.

Дальнейший нагрев (или выдержка) по окончании превращения вызывает рост аустенитных зерен. Рост зерна — самопроизвольно протекающий процесс, так как при этом уменьшается суммарная поверхность зерен (уменьшается поверхностная энергия), высокая температура обеспечивает лишь достаточную его скорость.

Различают два типа сталей: *наследственно мелкозернистую и наследственно крупнозернистую;* первая характеризуется малой склонностью к росту зерна, вторая — повышенной склонностью.

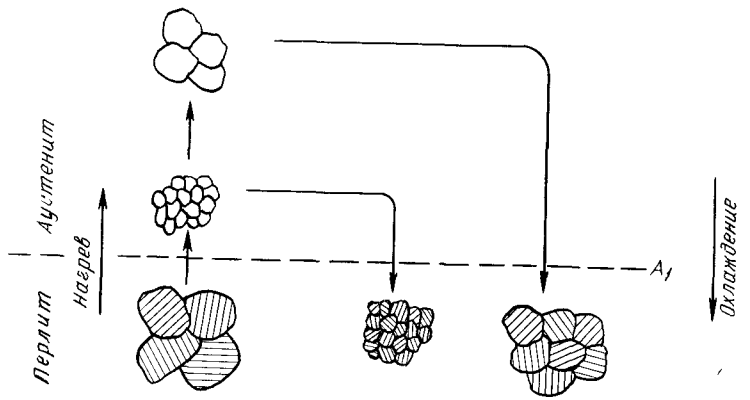


Рис. 176. Схема изменения размера зерна перлита в зависимости от нагрева в аустенитной области

Переход через критическую точку A_1 сопровождается резким уменьшением зерна (рис. 176). При дальнейшем нагреве зерно аустенита в мелкозернистой стали не растет до 950—1000 °С, после чего устраняются факторы, препятствующие росту, и зерно начинает быстро расти. У крупнозернистой стали ничто не препятствует росту зерна, который и начинается вскоре после перехода через критическую точку.

Под *наследственной зернистостью* следует подразумевать склонность аустенитного зерна к росту.

Размер зерна, полученный в стали в результате той или иной термической обработки, — это так называемое *действительное* зерно.

Таким образом, различают:

1) начальное зерно — размер зерна аустенита в момент окончания перлито-аустенитного превращения; 2) наследственное (природное) зерно — склонность аустенитных зерен к росту; 3) действительное зерно — размер зерна аустенита в данных конкретных условиях.

Размеры перлитных зерен зависят [1] от размеров зерен аустенита, из которых они образовались. Чем крупнее зерна аустенита, тем, как правило, большего размера перлитные зерна, образующиеся из них (см. рис. 176). Аустенитные зерна растут только при нагреве

[1] При одинаковой температуре аустенитно → перлитного превращения.

(при последующем охлаждении они не измельчаются), поэтому максимальная температура нагрева стали в аустенитном состоянии и ее наследственная зернистость определяют окончательный размер зерна.

На схеме, приведенной на рис. 176, размер перлитного зерна показан равным исходному аустенитному. Это не совсем точно. Перлит зарождается на границах аустенитных зерен, поэтому чем мельче зерна аустенита, тем мельче образующиеся перлитные зерна. Из этого, однако, не следует, что из одного аустенитного зерна обязательно получится одно перлитное зерно. Как правило из одного аустенитного зерна образуются несколько перлитных.

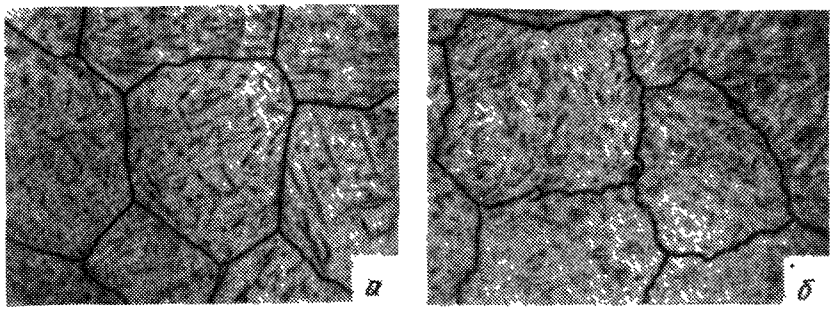


Рис. 177. Сохранение наследственной зернистости в закаленной стали. ×150:
а — крупное зерно аустенита, выращенное высокотемпературным нагревом (до 1300 °С); *б* — крупное зерно аустенита после вторичного нагрева (до 900 °С). Нагрев выше критической точки не вызвал измельчения зерна

Приведенная схема является типичной, однако встречаются отступления, о которых следует сказать вкратце.

Если исходная структура стали — мартенсит или бейнит [1], то превращение этих структур в аустенит не сопровождается измельчением аустенитного зерна, как это следует из схем, приведенных на рис. 176, а зерно аустенита вновь приобретает не только размеры бывшего до закалки [2] зерна аустенита (рис. 177). В этом нет ничего удивительного.

При превращении аустенита в перлит по диффузионному механизму рост кристаллов новых фаз сопровождается оттеснением дефектов строения к границам зерен, другими словами, дефекты (дислокации, вакансии, примесные атомы), ранее располагавшиеся по границам аустенитных зерен, перераспределяются на границы ферритных (перлитных). При мартенситном (бейнитном) превращении подобного перераспределения дефектов не происходит; они остаются на местах прежних аустенитных зерен. При переходе через критическую точку A_1 образующиеся мелкие слабоориентированные аустенитные зерна, не имеющие на своих границах защитных дефектных слоев, быстро объединяются в одно зерно, форма и размеры которого определяются расположением зернограничных дефектов, т. е. восстанавливается прежнее (по размерам) аустенитное зерно.

Замечательной и, можно сказать, удивительной особенностью этого аустенитного зерна является его нестабильность. При нагреве до более высокой температуры неожиданно зерно измельчается (рис. 178). Факт этот обнаружен был В. Д. Садовским в 40-х годах и впоследствии подробно им же с сотрудниками изучен. В. Д. Садовский считает, что превращение мартенсита в аустенит происходит по другому механизму, чем перлита в аустенит, и сопровождается наклепом (так называемым *фазовым наклепом*), дальнейший нагрев и образование новых зерен — естественный процесс рекристаллизации аустенита.

[1] Подробнее о мартенситном и бейнитном превращении см. п. 4 и 5 этой главы.
[2] Т. е. до превращения аустенит → мартенсит или аустенит → бейнит.

На схеме (см. рис. 176) показано, что с повышением температуры зерно аустенита монотонно растет; чем выше температура, тем быстрее растет зерно.

Ранее было указано (с. 82—85), что существуют два основных механизма роста зерна — слияние и миграция.

Для миграционного механизма, который реализуется путем процесса самодиффузии, температура — решающий фактор, определяющий скорость роста зерен.

Слияние наступает тогда, когда диффузионная подвижность становится достаточной для залечивания дефектов на границах зерен, мешающих их слиянию. Это приводит к тому, что отдельные зерна могут вырасти до крупных размеров при температурах, когда миграция еще не приобрела большую скорость.

Для аустенита обычных сталей процесс слияния реализуется в интервале температур 900—1000 °С, когда вырастают отдельные, очень крупные зерна (рис. 179),

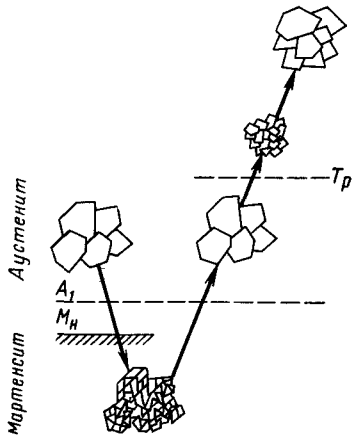


Рис. 178. Схема образования аустенита при исходной мартенситной (бейнитной) структуре

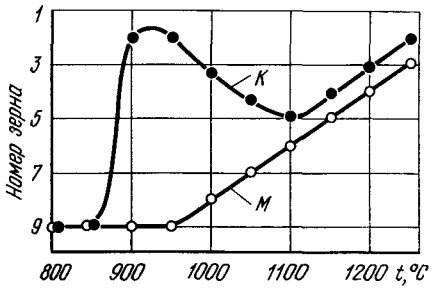


Рис. 179. Влияние температуры на размер зерна аустенита (*К* — крупное зерно, *М* — мелкое зерно)

миграционный процесс ведет к образованию крупных зерен при более высоких температурах (выше 1200 °С).

Во многих случаях необходимо установить размер бывшего (т. е. существовавшего при высокой температуре) аустенитного зерна при фактически другой структуре стали, так как этот размер определяет многие свойства стали, особенно в закаленном состоянии.

Существует ряд способов определения размеров бывшего аустенитного зерна.

Для фиксирования положения границ аустенитного зерна применяют разные способы, например: замедленное охлаждение, способствующее выделению по этим границам избыточных фаз (феррита, цементита и др.); длительный нагрев, вызывающий проникновение кислорода вглубь по границам зерен, и образование сетки из окислов; специальные методы травления мартенсита; травление в вакууме при высокой температуре, при которой растравливаются лишь границы.

Для определения действительного зерна определяют средний размер зерна или сравнивают исследуемую структуру со стандартной шкалой.

Как уже указывалось, наследственная зернистость стали есть способность зерна аустенита к росту. Поэтому для определения зернистости необходимо знать зависимость размера зерна от температуры. Практически, однако, удобнее наследственную зернистость определять лишь размером зерна (соответствующим номером шкалы, рис. 180), причем предварительно сталь должна быть нагрета до таких температур, при которых у наследственно мелкозернистой стали зерно еще не начнет расти, а у наследственно крупнозернистой стали уже вырастет. Для обычных сортов конструкционной стали — это температура 930 °С. Стали, у которых при этой температуре номер зерна 1—4, принято считать наследственно крупнозернистыми, а стали с номером зерна 5—8 — наследственно мелкозернистыми.

Условный номер зерна в действительности характеризует такие физические величины, как средний размер зерна или число зерен, приходящихся на 1 мм² поверхности шлифа (рис. 181). Например, при размере зерна № 6, средний его размер 45 мкм и в 1 мм² шлифа помещается 500 зерен.

Зависит ли склонность к росту зерна (наследственная зернистость) от состава стали? Безусловно, зависит. Заэвтектоидная сталь, как правило, менее чувствительна к росту зерна при повышении температуры, чем эвтектоидная. Многие легирующие элементы, вводимые в сталь (ванадий, титан, вольфрам, молибден и др.), уменьшают склонность зерна аустенита к росту. Однако, установлено, что даже

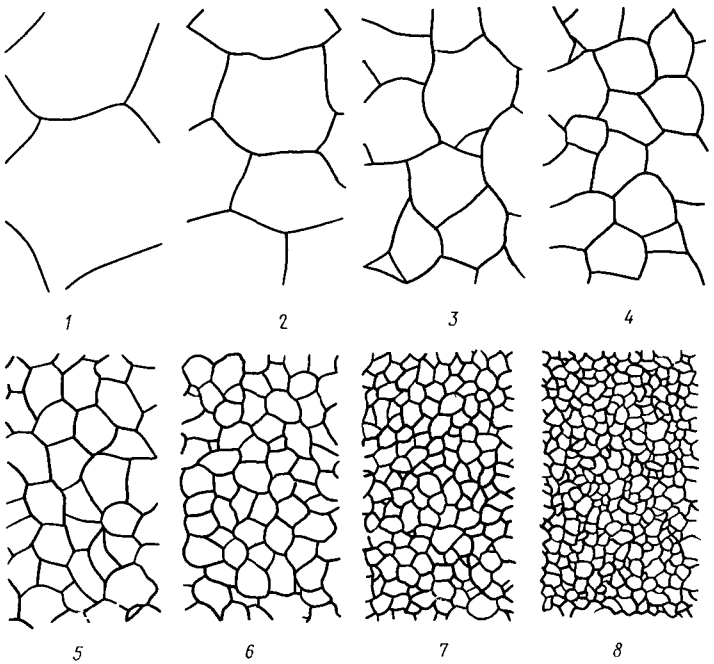


Рис. 180. Шкала размеров зерна, ×100

разные плавки стали одной и той же марки обладают разной способностью к росту зерна, т. е. имеют разную наследственную зернистость. Здесь имеет значение способ производства стали — метод ее раскисления.

Сталь, раскисленная только ферромарганцем (кипящая сталь) или ферромарганцем и ферросилицием, — наследственно крупнозернистая сталь, а сталь, дополнительно раскисленная алюминием, — мелкозернистая.

Наиболее достоверное объяснение природы мелкозернистости дает так называемая *теория барьеров*. Алюминий, введенный в жидкую сталь незадолго до ее разливки по изложницам, образует с растворенным в жидкой стали азотом и кислородом частицы нитридов и оксидов (AlN, Al_2O_3). Эти соединения растворяются в жидкой стали, а после ее кристаллизации и последующего охлаждения выделяются в виде мельчайших субмикроскопических частиц («неметаллическая пыль»). Последние, располагаясь преимущественно по границам зерна, препятствуют его росту.

Начиная с определенной температуры, даже у мелкозернистых сталей наблюдается интенсивный рост зерна. Как показали исследования, при достаточно высоких температурах происходит растворение нитридов алюминия в поверхностных слоях аустенитного зерна. При этом устраняются барьеры, препятствующие росту зерна аустенита, и зерно начинает расти.

На свойства стали влияет только действительный размер зерна, наследственный размер зерна влияния не оказывает. Если у двух сталей одной марки (одна наследственно крупнозернистая, другая наследственно мелкозернистая) при различных температурах термических обработок будет получен одинаковый действительный размер зерна, то свойства их будут одинаковыми. Если размер зерна будет различный, то существенно будут различаться многие свойства стали

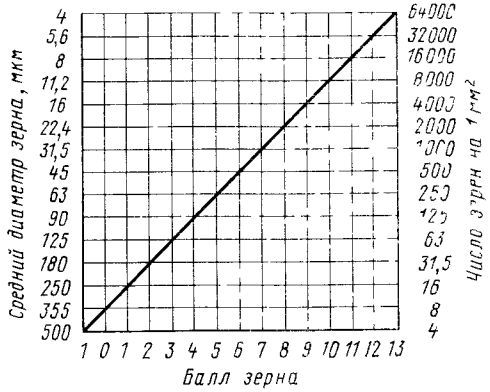


Рис. 181. Номограмма размеров зерна

Укрупнение зерна аустенита в стали почти не отражается на статистических характеристиках механических свойств (твердость, сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение), но сильно снижает ударную вязкость, особенно при высокой твердости (отпуск при низкой температуре). Это явление сказывается из-за повышения порога хладноломкости с укрупнением зерна

Если на свойства стали влияет действительный размер зерна, то технологический процесс горячей обработки определяется наследственным зерном

Наследственно мелкозернистая сталь не склонна к перегреву, т. е. интенсивный рост зерен начинается при значительно более высокой температуре, чем у наследственно крупнозернистой. Поэтому интервал температур закалки у наследственно мелкозернистых сталей значительно шире, чем у наследственно крупнозернистых.

Наследственно мелкозернистую сталь можно прокатывать (ковать) при более высоких температурах и заканчивать прокатку (ковку) при более высокой температуре, не опасаясь получения при этом крупнозернистой структуры. Как правило, все спокойные марки стали изготавливают наследственно мелкозернистыми, а кипящие стали — наследственно крупнозернистыми.

3. Распад аустенита

Превращение аустенита в перлит заключается в распаде аустенита — твердого раствора углерода в γ-железе, на почти чистое α-железо и цементит:

$$Fe_\gamma (C) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C.$$

Превращение может начаться не в точке A_1, а при некотором переохлаждении, когда свободная энергия феррито-карбидной смеси (перлита) окажется меньшей, чем свободная энергия аустенита (см. рис. 173).

Чем ниже температура превращения, тем больше переохлаждение, тем больше разность свободных энергий, тем быстрее происходит превращение.

В случае перлитного превращения образуются фазы, резко отличающиеся по составу от исходной: феррит, почти не содержащий углерода, и цементит, содержащий 6,67 % С. Поэтому превращение аустенит → перлит сопровождается диффузией, перераспределением углерода. Скорость диффузии резко уменьшается с понижением температуры, следовательно, с этой точки зрения увеличение переохлаждения должно замедлять превращения.

Итак, мы приходим к важному выводу, что при увеличении переохлаждения (снижения температуры превращения) вступают в борьбу

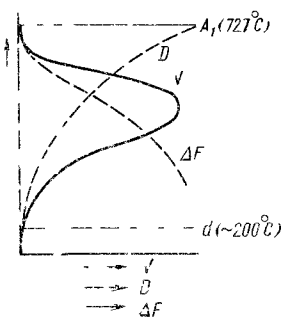


Рис. 182. Скорость распада аустенита (сплошная линия) в зависимости от степени переохлаждения (температуры)

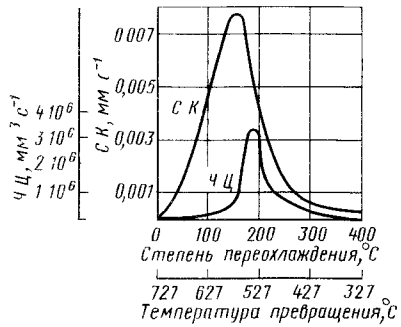


Рис. 183. Скорости роста кристаллов и зарождения центров кристаллизации перлита в зависимости от температуры (степени переохлаждения)

фактора, прямо противоположно влияющие на скорость превращения.

Понижение температуры (увеличение переохлаждения), с одной стороны, увеличивает разность свободных энергий аустенита и перлита ($\Delta F = F_A - F_П$), что ускоряет превращение, а с другой, — вызывает уменьшение скорости диффузии углерода D, а это замедляет превращение (рис. 182). Суммарное действие обоих факторов приводит к тому, что вначале с увеличением переохлаждения скорость превращения возрастает, достигает при каком-то значении переохлаждения максимума и затем убывает (сплошная кривая на рис. 182).

При 727 °С (A_1) и ниже 200 °С (d) скорость превращения равна нулю, так как при 727 °С равна нулю разность свободных энергий, а при 200 °С равна нулю (точнее, недостаточна) скорость диффузии углерода

Процесс образования перлита — это процесс зарождения центров перлита и роста перлитных кристаллов, как было впервые в 1939 г. показано И. Л. Миркиным и затем (в 1941 г. и в последующих) открыто Р. Мелом.

Следовательно, разная скорость перлитного превращения при разной степени переохлаждения определяется тем, что подобным образом зависят от степени переохлаждения скорость роста (с. к.) и число образующихся центров (ч. ц.) перлита (рис. 183). В точке A_1

и ниже 200 °С оба параметра кристаллизации — ч. ц. и с. к. — равны нулю и имеют максимальное значение при переохлаждении, равном 150—200 °С.

Из сказанного следует, что как только созданы надлежащие условия, зарождаются центры кристаллизации и из них растут кристаллы. Процесс этот происходит во времени и может быть изображен в виде так называемой кинетической кривой превращения, показывающей количество образовавшегося перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения (рис. 184).

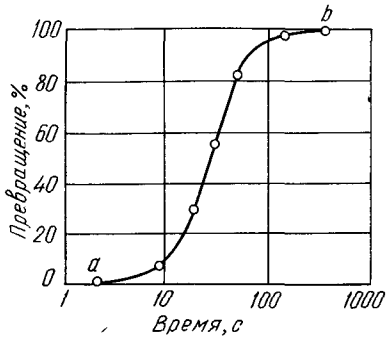


Рис. 184. Кинетическая кривая превращения аустенита в перлит

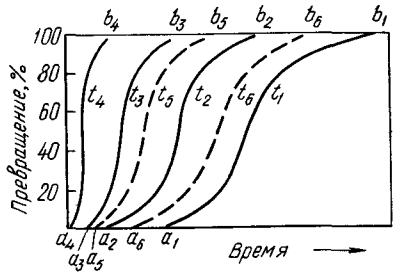


Рис. 185. Кинетические кривые превращения аустенита в перлит при различных температурах ($t_1 > t_2 > t_3 > \ldots$)

Начальный период характеризуется весьма малой скоростью превращения — это так называемый *инкубационный период*, или *период инертности*. Точка *a* на кривой показывает момент, когда обнаруживается начало превращения (обычно это соответствует образованию 1 % перлита). На кривой степень превращения — время (рис. 184) видно, что скорость превращения возрастет по мере того, как развивается превращение. Максимум скорости превращения соответствует примерно тому времени, когда превратилось ~50 % аустенита. В дальнейшем скорость превращения уменьшается и, наконец, превращение заканчивается (точка *b*).

Скорость превращения зависит от степени переохлаждения. При малых и значительных переохлаждениях превращение происходит медленно, так как малы значения с. к. и ч. ц. (см. рис. 185); в первом случае — из-за малой разности свободных энергий, во втором — из-за малой диффузионной подвижности атомов. При максимальной скорости превращения кинетические кривые идут круто вверх и превращение заканчивается за малый отрезок времени.

На рис. 185 показана серия кинетических кривых, подобных приведенной на рис. 184, но относящихся к разным температурам (разным степеням переохлаждения).

При высокой температуре t_1 (малая степень переохлаждения) превращение развивается медленно и продолжительность инкубационного периода (отрезок от начала координат до точки *a*) и время

превращения (отрезок от начала координат до точки *b*) т. е. при увеличении степени переохлаждения, скорость превращения возрастает, и поэтому продолжительность инкубационного периода и продолжительность всего превращения сокращаются. Максимум скорости превращения соответствует температуре t_4, дальнейшее снижение температуры приведет уже к уменьшению скорости превращения.

Если нанести на диаграмму отрезки кривых аустенито-перлитного превращения, соответствующие началу превращения (время «инкубационного периода») и концу превращения, т. е. точки *a* и *b* расположить по вертикали по мере снижения температуры, то получим диаграмму, приведенную на рис. 186.

Кривая начала превращения в зависимости от степени переохлаждения покажет время, когда превращение практически не наблюдается, т. е. когда имеем переохлажденный аустенит. Мерой его неустойчивости может служить отрезок от оси ординат до кривой начала превращения при 500—600 °С (температура t_4), когда этот отрезок имеет минимальные размеры, т. е. аустенит начинает превращаться в перлит через наиболее короткий промежуток времени.

Вторая кривая показывает время, необходимое при данном переохлаждении для полного превращения аустенита в перлит. При 500—600 °С это время также минимально.

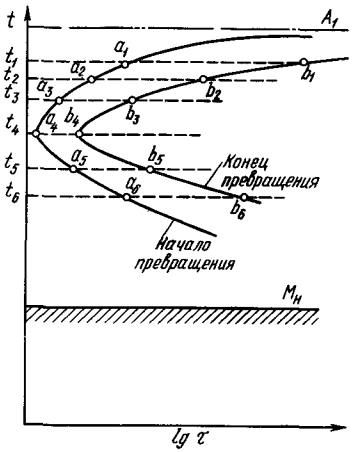


Рис. 186. Диаграмма изотермического превращения аустенита (построена по кривым изотермического превращения на рис. 185)

Следует указать, что по горизонтали шкала логарифмическая. Это сделано для удобства изображения, так как слишком различны скорости образования перлита около критической точки и у изгиба кривой. В первом случае (для углеродистой стали) превращение заканчивается через несколько десятков минут (тысячи секунд), а во втором случае оно происходит за одну-две секунды.

Горизонтальная линия $M_н$ показывает температуру начала бездиффузионного мартенситного превращения.

Механизм этого превращения отличается от механизма образования перлита и будет рассматриваться ниже.

На рис. 186 показано время превращения аустенита в перлит в зависимости от степени переохлаждения, т. е. превращение переохлажденного аустенита при постоянной температуре. Поэтому такие диаграммы обычно называют *диаграммами изотермического превращения аустенита*. Кривые на диаграмме изотермического

превращения аустенита имеют вид буквы С, поэтому их часто называют С-образными или просто *С*-кривыми. [1]

Свойства и строение продуктов превращения аустенита зависят от температуры, при которой происходил процесс его распада (рис. 187).

При высоких температурах, т. е. при малых степенях переохлаждения, получается достаточно грубая (легко дифференцируемая под микроскопом) смесь феррита и цементита. Эта смесь называется перлитом (рис. 187, *а*).

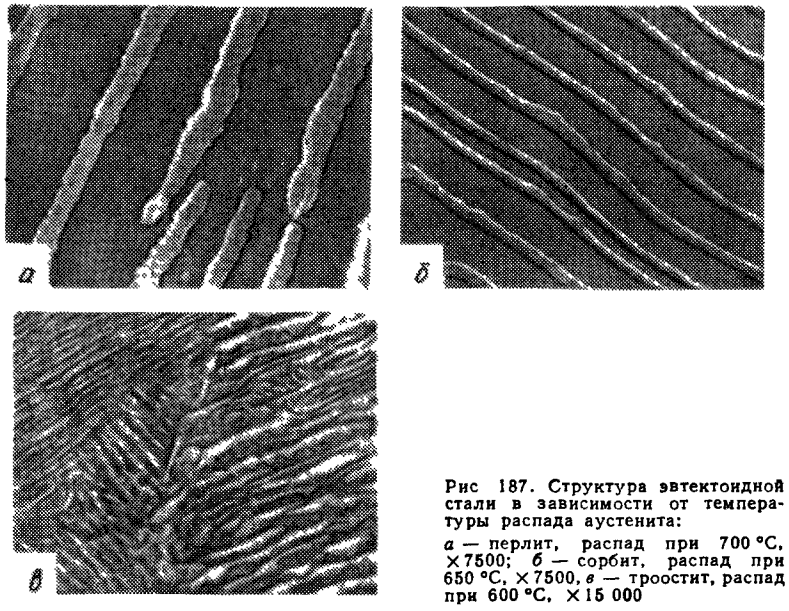


Рис 187. Структура эвтектоидной стали в зависимости от температуры распада аустенита:
а — перлит, распад при 700 °С, ×7500; *б* — сорбит, распад при 650 °С, ×7500, *в* — троостит, распад при 600 °С, ×15 000

При более низких температурах и, следовательно, при больших степенях переохлаждения дисперсность структур возрастает и твердость продуктов повышается. Такой более тонкого строения перлит получил название сорбита (рис. 187, *б*).

При еще более низкой температуре (что соответствует изгибу *С*-кривой) дисперсность продуктов еще более возрастает, и дифференцировать под оптическим микроскопом отдельные составляющие феррито-цементитной смеси становится почти невозможно, но при наблюдении под электронным микроскопом пластинчатое строение обнаруживается вполне четко (рис. 187, *в*). Такая структура называется *троститом*. [1]

Таким образом, перлит, сорбит и троостит — структуры с одинаковой природой (феррит + цементит), отличающиеся степенью дисперсности феррита и цементита.

Перлитные структуры могут быть двух типов: зернистые (цементит в них находится в форме зернышек) или пластинчатые (в форме пластинок).

Однородный (гомогенный) аустенит всегда превращается в пластинчатый перлит. Следовательно, нагрев до высокой температуры, который создает условия для образования более однородной структуры, способствует появлению пластинчатых структур. Неоднородный аустенит при всех степенях переохлаждения дает зернистый перлит, следовательно, нагрев до невысокой температуры (для заэвтектоидной стали ниже Ac_3) приводит при охлаждении к образованию зернистого перлита. Вероятно, оставшиеся не растворенными в аустените частицы, являющиеся дополнительными центрами кристаллизации, способствуют образованию зернистого цементита.

Как показано на рис. 188, при исходном нагреве до 900 °С получился пластинчатый перлит, причем более низкая температура превращения дает более дисперсную структуру. В той же стали при тех же температурах превращения, но после невысокого нагрева (780 °С), получился зернистый перлит. Размер зерен цементита мельче при более низкой температуре превращения.

Следовательно, размер цементитных частиц зависит от температуры превращения аустенита, а форма цементита — от температуры нагрева (температуры аустенизации).

Превращения выше и ниже изгиба *С*-кривой отличаются по кинетике превращения и по форме продуктов распада.

Выше изгиба *С*-кривой, т. е. при малых переохлаждениях, превращение начинается из немногих центров, и кристаллы перлита растут до столкновения. Ниже изгиба *С*-кривой возникает игольчатая микроструктура, образуются иглы-пластины, рост которых ограничен, и превращение происходит главным образом путем появления новых кристаллов.

Образующаяся ниже изгиба *С*-кривой игольчатая структура получила название *бейнит*. Превращение аустенита в бейнит имеет общие черты с перлитным и мартенситным превращениями, поэтому с бейнитным превращением следует познакомиться после изучения превращения аустенита в мартенсит.

Мы видели, что скорость изотермического превращения аустенита определяется величинами с. к. и ч. ц.

Параметр ч. ц. весьма чувствителен к различным изменениям структуры стали. Металлургическая природа стали, ее раскисленность, наличие нерастворенных ча-

[1] Первые диаграммы изотермического распада аустенита построили Э Бэйн и Э. Давенпорт в 1930 г., что явилось важным вкладом в теорию термической обработки, так как в этой диаграмме суммируется большое количество экспериментальных данных. Однако эти диаграммы в первоначальном виде в нижней части, в районе мартенситного превращения, были неправильны. В первых диаграммах изотермического превращения, имевших вид латинской буквы *S* и называвшихся *S*-диаграммами, не учитывались некоторые дефекты эксперимента при построении диаграмм и особенности мартенситного превращения. Правильное изображение диаграммы изотермического распада аустенита в виде русского С (а не латинского *S*) было дано автором в 1935 г. Этот вид диаграммы является теперь общепризнанным.

[1] По имени ученого Труста (Troost). Эту структуру называют также троститом и труститом; последнее написание, очевидно, самое правильное, но наименее употребляемое.

стиц, однородность аустенита, размер зерна аустенита — факторы, весьма сильно влияющие на величину ч. ц. Наличие нерастворенных частиц увеличивает значение ч. ц., так как эти частицы являются дополнительными зародышевыми центрами.

Увеличение размера зерна аустенита уменьшает ч. ц. Зародыши возникают преимущественно по границам зерна, поэтому у более крупнозернистой стали общая протяженность границ зерна меньше, чем у мелкозернистой, и, следовательно, условия для зарождения центров хуже.

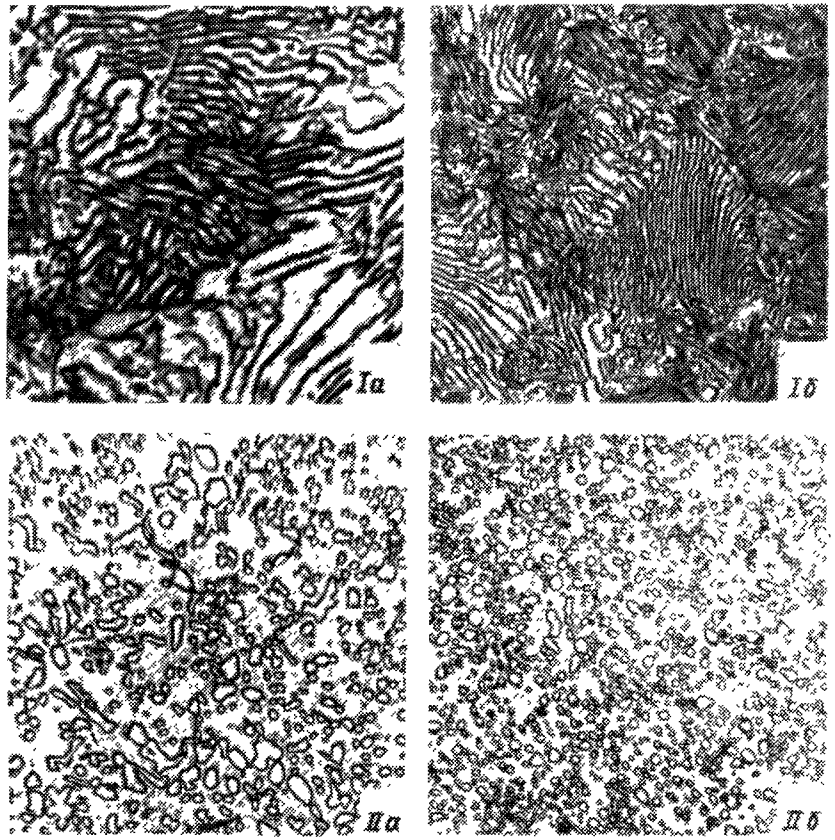


Рис. 188. Структура перлита:
I — пластинчатого (сталь с 1,0 % С), полученного при нагреве до 900 °С (выше Ac_3) и изотермического превращения при 710 °С (*а*) и 670 °С (*б*); *II* — зернистого (сталь с 1,2 % С), полученного при нагреве до 780 °С (ниже Ac_3) и изотермического превращения при 710 °С (*а*) и 670 °С (*б*)

Параметр с. к. нечувствителен к перечисленным факторам. Величина с. к. зависит только от состава стали и для данного химического состава является природной характеристикой стали, зависящей только от степени переохлаждения.

Пока мы рассмотрели превращение аустенита в перлит, протекающее в сталях, по составу близких к эвтектоидному. Если содержание углерода в стали отлично от эвтектоидного, то, как следует из диаграммы железо—углерод, превращению аустенита в перлит предшествует выделение феррита или цементита.

В доэвтектоидных сталях превращение аустенита начинается с образования феррита и обогащения углеродом оставшегося γ-рас-

твора, заэвтектоидных — с выделения цементита и обеднения углеродом аустенита. В условиях равновесия распад аустенита на феррит и цементит (т. е. перлитное превращение) наступает тогда, когда содержание углерода в аустените, оставшемся после выделения избыточных феррита или цементита, будет соответствовать точке *S* (0,8 %).

Рассмотрим превращения в условиях переохлаждения сталей, различных по содержанию углерода. Линия *SE* диаграммы железо—углерод указывает границу предельного насыщения аустенита цементитом; значит, цементит может выделяться из аустенита лишь правее линии *SE* и, очевидно, правее продолжения этой линии вниз в области переохлажденного аустенита. Аналогичное значение имеет продолжение линии *GS* как границы предельного насыщения переохлажденного аустенита ферритом.

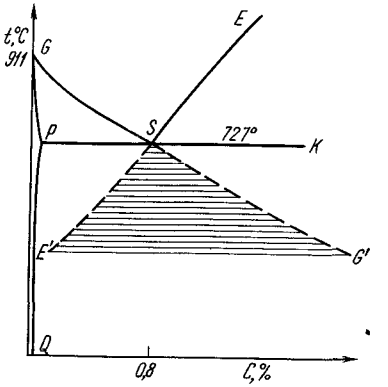


Рис. 189. Состав эвтектоида в зависимости от степени переохлаждения ниже равновесной температуры A_1

Если это так, то одновременное выделение из аустенита и феррита, и цементита возможно лишь при условии пересыщения аустенита обеими составляющими, т. е. левее линии *GG'* и правее *EE'* — в заштрихованном треугольнике (рис. 189). Это также означает, что строго определенный состав эвтектоид имеет лишь в условиях кристаллизации без переохлаждения (в точке *S*), в реальных же условиях состав эвтектоида (перлит) характеризуется интервалом концентрации, ограниченным линиями *E'S* и *SG'*.

Эвтектоид, образовавшийся из переохлажденного аустенита и имеющий концентрацию, отличную от эвтектоидной, называется *квазиэвтектоидом*.

Из схемы, приведенной на рис. 189 следует, что в заэвтектоидных сталях квазиэвтектоид может содержать углерода больше, а в доэвтектоидных сталях — меньше чем 0,8 % и разница будет тем больше, чем ниже температура превращения. Следовательно, чем ниже температура превращения, тем меньше должно выделиться избыточного феррита (цементита), чтобы началось перлитное превращение. При температуре выступа *C*-кривой и ниже распад аустенита начинается без выделения избыточных фаз.

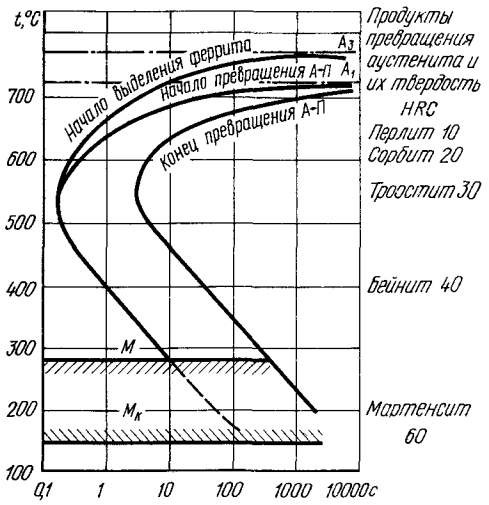
Описанное находит отражение на диаграмме изотермического распада аустенита.

На рис. 190 показана диаграмма изотермического распада аустенита для доэвтектоидной стали в полном виде. На ней приведены кривая начала выделения феррита, кривая начала и кривая конца превращения аустенита в перлит, а также горизонтали A_3, A_1, $M_н$ и $M_к$.

По этой диаграмме основные сведения об изотермическом превращении можно получить для данной стали при любой степени переохлаждения. Например, при

переохлаждении до 650 °С превращение начинается через некоторое время выделением из раствора феррита. Феррит выделяется в течение определенного времени, после чего начинается распад аустенита на перлит, который заканчивается на кривой, характеризующей конец превращения. Если быстро охладить аустенит до 550 °С, то превращение начнется прямо с образования перлита. Превращение при 550 °С протекает значительно скорее, чем при 650 °С.

Если взять не доэвтектоидную, а заэвтектоидную сталь, то при малых переохлаждениях распаду аустенита будет предшествовать предварительное выделение цементита.



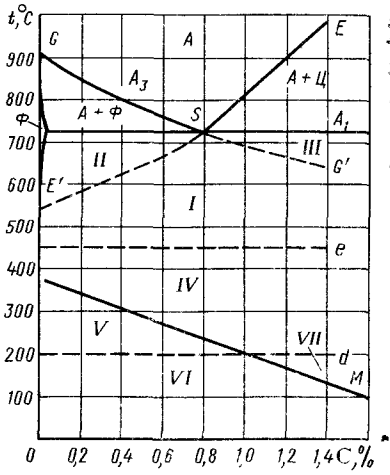


Рис. 190. Диаграмма изотермического распада аустенита для доэвтектоидной стали (0,4 % С)

Рис. 191. Обобщенная диаграмма превращения переохлажденного аустенита в углеродистой стали

Связь между характером изотермического превращения аустенита, содержанием углерода и температурной показывает обобщенная диаграмма, приведенная на рис. 191.

В соответствии с этой обобщенной диаграммой распад аустенита происходит в интервале температур, ограниченном горизонталями A_1 и d. Обозначение, а также физический смысл температур, обозначенных линиями e и d (точки для определенного содержания углерода), были даны Д. К. Черновым. В современной интерпретации выше точки e скорость диффузии железа и легирующих элементов достаточна для реализации соответствующих фазовых превращений. Между точками e и d может протекать такое превращение, для которого достаточна лишь диффузия углерода. Ниже точки d превращения могут быть только бездиффузионные (мартенситные). Между горизонталями A_1 — e превращение происходит с образованием пластинчатых структур, а между горизонталями e—d — с образованием игольчатых структур. Наклонная линия M показывает температуру начала бездиффузионного мартенситного превращения.

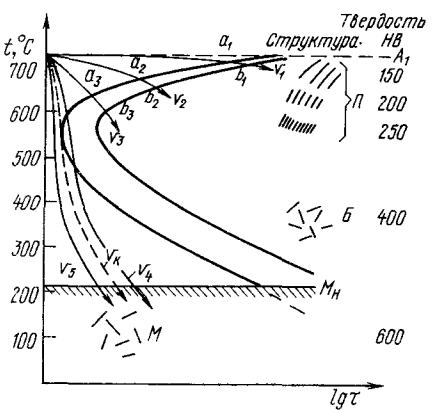
Диффузионный перлитный распад без предварительного выделения феррита или цементита происходит в области I; левее линии SE'

ему предшествует выделение феррита, а правее линии SG' — выделение цементита.

Следовательно, в зависимости от содержания углерода и степени переохлаждения существуют следующие области превращения аустенита:

I — превращение аустенит → перлит;

II — предварительное выделение феррита и затем превращение аустенит → перлит;



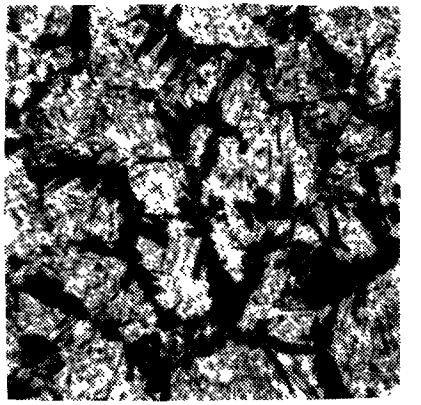


Рис. 192. Наложение на диаграмму изотермического распада аустенита кривых охлаждения. Схемы структур и их твердость

Рис. 193. Мартенсит и троостит, ×350

III — предварительное выделение цементита и затем превращение аустенит → перлит;

IV — превращение аустенит → бейнит;

V — превращение аустенит → мартенсит и распад остаточного аустенита с образованием бейнита;

VI — превращение аустенит → мартенсит;

VII — переохлажденный аустенит сохраняется без превращения.

После рассмотрения процесса превращения аустенита при постоянной температуре и разных степенях переохлаждения можно перейти к рассмотрению процесса распада аустенита при непрерывном охлаждении, когда сталь, нагретая до аустенитного состояния, охлаждается с разной скоростью.

Диаграмма изотермического распада аустенита строится в координатах температура—время; в этих же координатах изображаются и кривые охлаждения.

Наложим на диаграмму изотермического распада аустенита кривые охлаждения (рис. 192) [1].

Линия v_1 характеризующая медленное охлаждение, пересечет линии диаграммы в точках a_1 и b_1. При этих температурах, соответ-

[1] См. сноску на с 210.

ствующих положениям точек a_1 и b_1, и произойдет превращение. Продуктом превращения будет перлит с низкой твердостью (крупнопластинчатый).

При более быстром охлаждении кривые v_2 и v_3 пересекают линии диаграммы при более низких температурах (точки a_2 и b_2, a_3 и b_3), образуя более дисперсные продукты.

Из этого построения видно, что чем больше скорость охлаждения, тем при более низкой температуре произойдет превращение, и поэтому тем более дисперсными и твердыми будут продукты превращения.

Если же охлаждать аустенит с большой скоростью (v_5), то превращение в верхнем районе температур не успеет произойти, аустенит переохладится до низких температур и произойдет его превращение в мартенсит, т. е. такое охлаждение приведет к закалке.

Следовательно, чтобы закалить сталь, ее следует охлаждать с такой скоростью, чтобы не успели пройти процессы распада аустенита в верхнем районе температур.

Из рис. 192 видно, что все скорости, большие, чем $v_к$ ($v_к$ — кривая охлаждения, касательная к выступу *С*-кривой), приводит к образованию мартенсита, а меньшие — к распаду аустенита в верхнем районе температур.

Минимальная скорость охлаждения, необходимая для переохлаждения аустенита до мартенситного превращения, называется *критической скоростью закалки*. Чтобы закалить сталь, ее следует охлаждать со скоростью не меньшей, чем критическая. Чем правее лежит кривая начала превращения, тем меньше величина $v_к$. Другими словами, чем медленнее происходит превращение аустенита в перлит, тем легче переохладить аустенит до температур мартенситного превращения и тем меньше критическая скорость закалки.

Если охлаждать со скоростью, немного меньшей критической, то аустенит в верхнем районе температур превратится лишь частично [1] и структура будет состоять из продуктов превращения в верхнем районе температур (троостит) и мартенсита (рис. 193).

Если $v_к$ — критическая скорость закалки, то по диаграмме изотермического распада аустенита ее можно определить.

Если предположить, что снижение температуры при закалке прямо пропорционально логарифму времени, то в координатах t — $\lg \tau$ кривая охлаждения приближается к прямой и

$$v_к = (A_1 - t_м)/\tau_м,$$

где A_1 — температура критической точки; $t_м$ — температура минимальной устойчивости аустенита; $\tau_м$ — время минимальной устойчивости аустенита.

Однако $v_к$ всегда меньше (приблизительно в 1,5 раза) величины, подсчитанной указанным образом.

Ошибка этого построения (при количественном определении критической скорости закалки), как показал С. С. Штейнберг, заключается в следующем.

Время охлаждения от A_1 до $t_м$, изображенное в виде прямой, можно представить в виде ступенчатого охлаждения с бесконечно большим числом участников изотермического распада при постепенно понижающейся температуре. По времени в сумме эти участки равны отрезку $\tau_м$. Мы говорили, что в инкубационном периоде

[1] На рис 192 такому охлаждению соответствует кривая v_4.

не отсутствуют, а очень медленно протекают процессы превращения аустенита, причем тем медленнее, чем выше температура. Другими словами, отрезок времени в инкубационном периоде вблизи точки A_1 отнюдь не эквивалентен такому же отрезку при температуре минимальной устойчивости аустенита и, следовательно, сумма (по времени) бесконечно малых отрезков при непрерывном охлаждении не эквивалентна отрезку у изгиба кривой изотермического распада аустенита.

Вводя коэффициент 1,5, мы приближаемся к действительному определению критической скорости закалки. Определяемая таким образом критическая скорость закалки будет равна

$$v_к = (A_1 - t_м)/\tau_м 1{,}5.$$

Это рассмотрение показывает, что простое наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита дает лишь приближенную количественную оценку характера превращения, протекающего при непрерывном охлаждении.

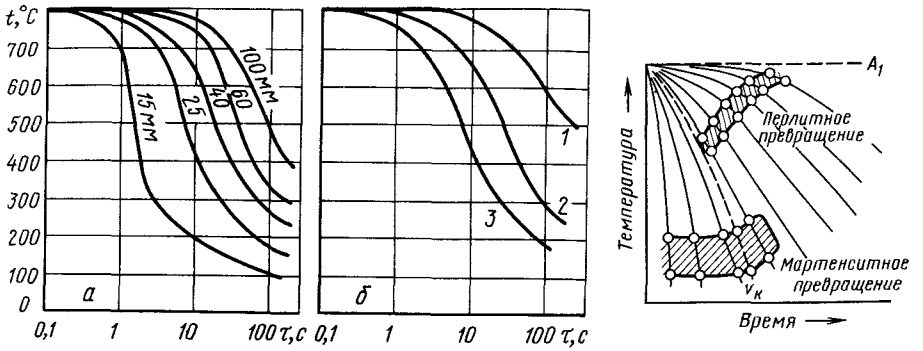


Рис. 194. Кривые охлаждения центра цилиндрических образцов:
а — различных диаметров в воде (цифры у кривых — диаметр образца); *б* — диаметром 25 мм в различных средах (*1* — вода, *2* — масло, *3* — воздух)

Рис. 195. Анизотермическая диаграмма превращения аустенита

Для более точной оценки превращений, совершающихся при непрерывно меняющейся температуре, пользуются так называемыми *термокинетическими или анизотермическими диаграммами превращений аустенита*, диаграммами, характеризующими превращение аустенита при различных скоростях охлаждения.

Хотя диаграммы изотермического превращения дают много сведений о характере превращений, на практике изотермичность превращения достигается далеко не всегда.

В случае очень быстрого превращения процесс распада аустенита может и обычно происходит во время достижения заданной температуры. Поэтому диаграммы изотермического превращения для времени выдержки менее 10 с очень неточны.

При обработке более или менее крупных сечений не достигается важное условие, необходимое для построения диаграмм изотермического распада аустенита, — быстрое охлаждение до заданной температуры. Сохраняя большое познавательное значение, диаграммы изотермического превращения аустенита уступили ведущее место анизотермическим (т. е. не изотермическим) диаграммам для практических назначений режимов термической обработки.

Условия охлаждения в настоящее время хорошо изучены. Поэтому в лабораторных условиях можно имитировать охлаждение небольшого образца, соответствующего охлаждению массивных изделий разного размера (рис. 194, *а*) и в разных средах (рис. 194, *б*)

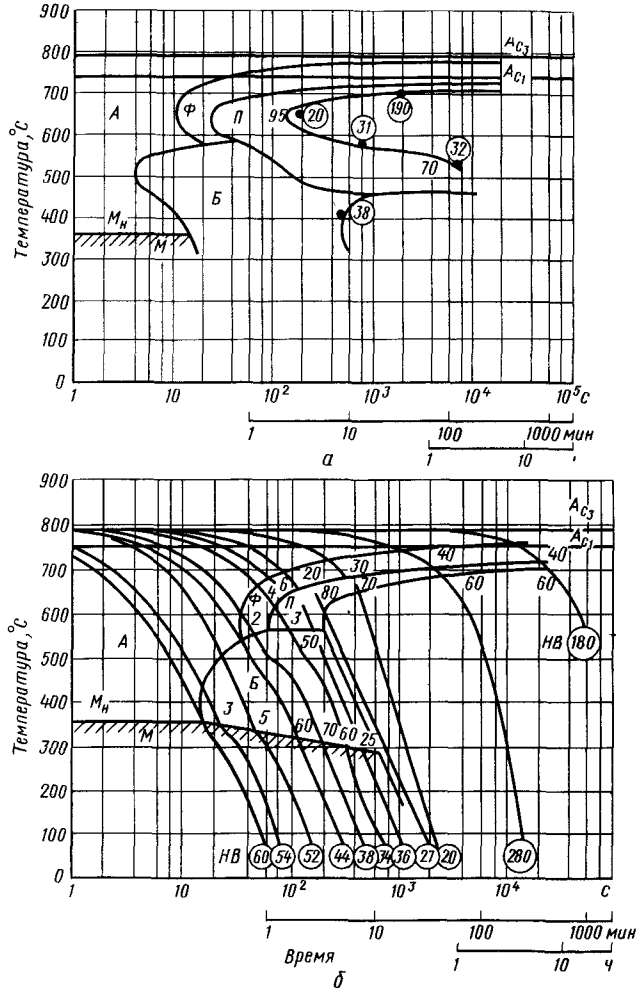


Рис. 196 Диаграмма изотермического (*а*) и анизотермического (термокинетического) (*б*) превращений аустенита в стали 45Х (Ф Вефер) Цифры в кружках — твердость продуктов распада (HRC); цифры без кружков — количество структурной составляющей после превращения

В процессе охлаждения определяют по дилатометрическому (по изменению размеров) или магнитному (аустенит не магнитен, продукты превращения магнитны) эффекту температуры начала и конца превращений. Затем на диаграмме температура—время наносят экспериментальные кривые охлаждения с точки начала и конца превращения и интервалы одинаковых превращений объединяют в одну область (рис. 195).

Раньше мы приводили лишь схемы диаграмм превращения аустенита. Для полной информации о превращении аустенита той или иной марки стали необходимы обе диаграммы и ряд дополнительных сведений: марка и состав стали, температура нагрева, размер зерна аустенита, а также свойства (хотя бы твердость) продуктов распада и соотношение структурных составляющих. Это мы видим на рис. 196, где приведены диаграммы изотермического и анизотермического превращения аустенита стали 45Х.

4. Мартенситное превращение

Если скорость охлаждения стали от высоких температур (выше Ac_3) становится достаточно большой ($v > v_{кр}$, рис. 192) для подавления распада аустенита на феррито-цементитную смесь, то аустенит испытывает мартенситное превращение [Fe_γ (C) $\rightarrow$ F_α (C) или A $\rightarrow$ M] с образованием новой фазы в стали — мартенсита [1].

Мартенсит в углеродистой стали есть пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в решетку Fe_α.

Мартенситное превращение было открыто при изучении закалки и первоначально под ним подразумевался только процесс, приводящий к образованию мартенсита в сталях. Однако впоследствии было установлено, что мартенситное превращение следует трактовать шире, так как его характерные особенности наблюдаются не только в сталях, но и в других железных сплавах, цветных сплавах и даже в полупроводниках. Поэтому в настоящее время под мартенситным превращением понимается особый вид фазового превращения в твердом теле, протекающего по бездиффузионному, сдвиговому механизму, называемому *мартенситным*, а под *мартенситом* — продукт такого превращения.

Можно выделить следующие характерные особенности мартенситного превращения в стали:

1. Мартенситное превращение — бездиффузионное. Концентрация углерода в мартенсите такая же, как и в исходном аустените, мартенсит — перенасыщенный твердый раствор углерода в Fe_α.

2. Механизм A $\rightarrow$ M превращения носит сдвиговый характер, поэтому напряжения, возникающие при охлаждении и превращении, являются определяющими для кинетики мартенситного превращения. В процессе превращения атомы смещаются относительно друг друга на расстояния, не превышающие межатомные; при этом соседи любого атома в аустените остаются его соседями в мартенсите.

3. Несмотря на то, что относительные перемещения атомов малы, абсолютные смещения атомов при мартенситном превращении могут достигать значительных макроскопических размеров (при этом происходит изменение формы превращенного объема аустенита), что является следствием сдвигового механизма превращения и приводит к образованию на поверхности полированного шлифа стали характерного рельефа (рис. 197) подобно наблюдаемому при пластической деформации (см. рис. 42, *б*).

[1] По имени ученого А Мартенса — одного из пионеров металловедения

4. Кристаллическая решетка мартенсита в сталях не кубическая как у Fe_α, а тетрагональная (о. ц. т.) [1], при этом тетрагональность решетки (отношение параметров c/a) линейно увеличивается с ростом содержания в стали углерода (рис. 198), а в ряде высоколегированных сталей зависит и от содержания легирующих элементов.

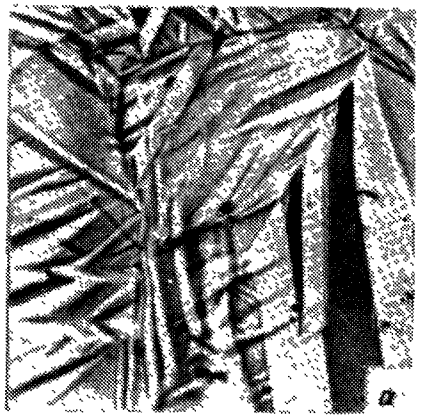
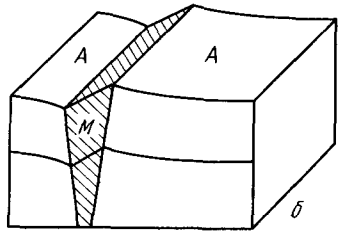


Рис. 197. Рельеф (*а*) на поверхности шлифа, возникающей в результате мартенситного превращения, и схема рельефа (*б*)



5. Между кристаллическими решетками аустенита и мартенсита существует определенное кристаллографическое соответствие (ориентационное соотношение). В сталях и железных сплавах встречаются ориентационные соотношения, близкие к соотношению Курдюмова — Закса $(111)_A \| (101)_M$; $[1\bar{1}0]_A \| [11\bar{1}]_M$ или Ниши-ямы $(111)_A \| (101)_M$; $[1\bar{2}1]_A \| [10\bar{1}]_M$.

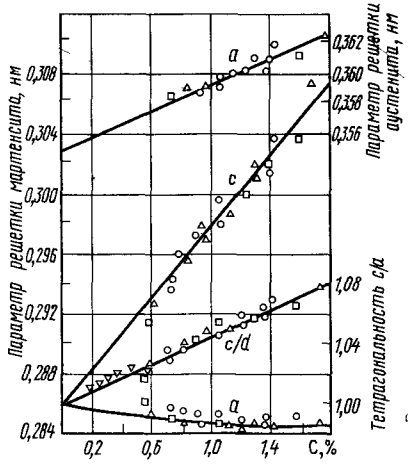


Рис. 198. Параметры кристаллических решеток аустенита и мартенсита и тетрагональность решетки в зависимости от содержания углерода в стали (по данным разных исследователей)

6. Наиболее типичной формой мартенситного кристалла является пластина или линза с малым отношением толщины к другим линейным размерам, имеющая сложное внутреннее строение. Форма мартенситных кристаллов соответствует минимуму упругой энергии, возникающей при мартенситном превращении.

7. Время образования одного кристалла мартенсита менее 10^{-7} с, а скорость его роста более 10^5 см/с, т. е. близка к скорости звука в твердом теле и не зависит от температуры превращения.

[1] Рентгенографически фиксируется при C ≈ 0,25÷0,35 %.

8. A → M превращение протекает в определенном температурном интервале: начинается при температуре $M_н$ и заканчивается при более низкой температуре $M_к$ (эти температуры называются мартенситными точками), что может быть описано мартенситной кривой (рис. 199). При данной температуре с громадной скоростью образуется только определенное количество мартенсита и для возобновления превращения сталь надо охлаждать в интервале $M_н$—$M_к$.

9. Температура $M_н$ в широком диапазоне скоростей охлаждения не зависит от ее величины, а A → M превращение невозможно подавить даже при самых больших скоростях охлаждения [1].

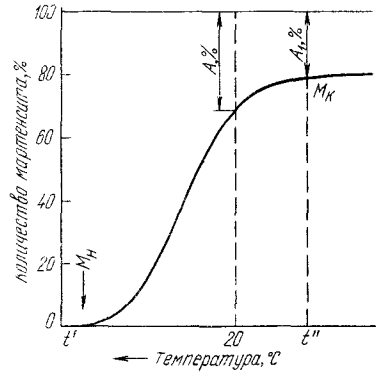


Рис. 199. Мартенситная кривая

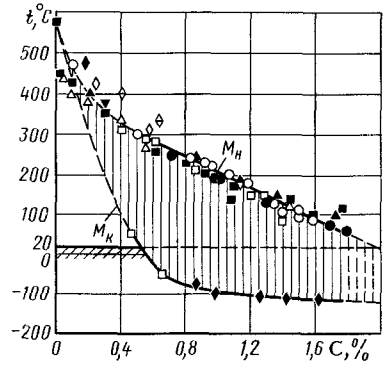


Рис. 200. Зависимость мартенситных точек от содержания углерода (по данным разных исследователей)

10. Мартенситные точки зависят от состава стали; сильно $M_н$ и $M_к$ снижает углерод (рис. 200).

11. A → M превращение не идет до конца: в стали всегда существует так называемый остаточный аустенит (A_1 на рис. 199), количество которого увеличивается при понижении точки $M_н$, например за счет легирования углеродом (рис. 201).

12. Приложение внешних упругих напряжений или деформаций увеличивает количество образуемого мартенсита и повышает температуру начала его образования [2]. Температура, ниже которой возможно образование мартенсита при деформации, обозначается $M_д$

Рассмотрим подробнее некоторые вопросы теории мартенситного превращения.

Многочисленными рентгеноструктурными исследованиями было установлено, что тетрагональность решетки мартенсита сталей увеличивается с ростом содержания углерода по зависимости $c/a =$

[1] Кроме случая образования изотермического мартенсита (см. далее).

[2] При деформации аустенита возникают два типа мартенсита: мартенсит напряжений (его образование инициируется напряжениями ниже предела текучести аустенита) и мартенсит деформации (соответственно выше).

$= 1 + 0{,}046p$ (p — массовое содержание углерода) при этом параметр c растет, параметр a уменьшается (см. рис. 198). Тетрагональность решетки мартенсита объясняется искажением решетки за счет внедрения атомов углерода в ее междоузлия (рис. 202).

В железных сплавах, не содержащих углерод (например Fe—Ni) мартенсит имеет о. ц. к. решетку. В сплавах Fe—Mn, Fe—Ni—Cr, а также в сталях Fe—Mn—C возможно образование мартенсита с гексагональной решеткой (ε-мартенсита). В этих же сталях был обнаружен (Б. И. Николин) ε′-мартенсит со сложной решеткой с параметрами $a = 0{,}253$ нм и $c = 3{,}744$ нм. Такие структуры были названы длиннопериодными или многослойными. В цветных сплавах (на основе Ti, Cu, Au и др.)

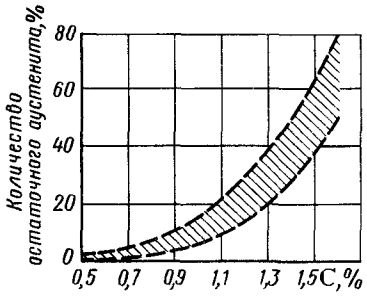


Рис. 201. Зависимость количества остаточного аустенита от содержания углерода (заштрихованная полоса учитывает возможность разных условий охлаждения в интервале $M_н - M_к$)

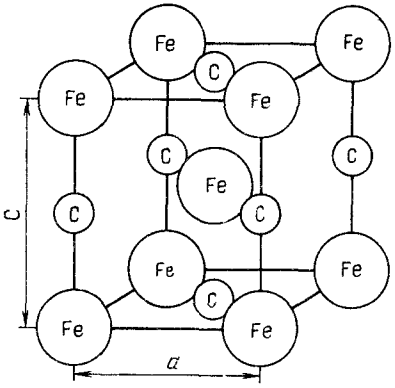


Рис. 202. Объемноцентрированная тетрагональная решетка углеродистого мартенсита. Все октаэдрические междоузлия по оси «c» ‖ [001] заняты атомами углерода. В реальном случае, даже при максимальном содержании углерода в мартенсите (~2 %), один атом углерода приходится на четыре элементарные ячейки мартенсита

возможно протекание мартенситных превращений с различными типами кристаллоструктурных перестроек, при этом мартенситные фазы могут иметь структуру г. ц. к.; гексагональную, ромбическую и др. В отличие от железных в цветных сплавов фаза, из которой образуется мартенсит, называется не аустенитном, а исходной, матричной или высокотемпературной, термин же мартенсит сохраняется для всех типов сплавов.

Многочисленными металлографическими исследованиями, проведенными в 30—50-х годах, было установлено, что в закаленных углеродистых сталях кристаллы мартенсита имеют форму пластин или линз, а пересечение плоскости шлифа пластинами мартенсита придает последним вид игл (рис. 203). Различали крупноигольчатый мартенсит, который образуется в больших зернах аустенитами, как правило, в сталях с относительно низкой температурой $M_н$, и мелкоигольчатый мартенсит, образующийся в мелких аустенитных зернах. При очень малых размерах мартенситных игл, когда они практически неразличимы в световом микроскопе, мартенсит иногда называли неправильными с точки зрения терминологии названиями — бесструктурным, массивным.

Применение в начале 60-х годов метода дифракционной электронной микроскопии к изучению строения мартенсита в различных сплавах и сталях совместно с методом световой микроскопии позволило установить, что мартенситные кристаллы имеют сложное внутреннее строение. Были выделены два основных структурных типа мартенсита: *пластинчатый (двойниковый)* и *реечный (дислокационный)*.

Пластинчатый мартенсит образуется в углеродистых и легированных сталях и в сплавах с относительно низкой температурой $M_н$ (ниже 200 °С). Характерное расположение кристаллов пластинчатого мартенсита, обнаруживаемое в световом микроскопе — выстраивание в виде «ферм» или «зигзагов» (рис. 204, *б*, *в*). Мартенситные пластины, образовавшиеся в первую очередь, могут «пройти» через все зерно аустенита, а образовавшиеся при более низкой температуре располагаются между ними. Иногда в сечении пластины можно различить среднюю линию повышенной травимости — так называемый *мидриб* (рис. 204, *а*). Мидриб представляет собой скопление параллельных двойников по плоскостям {112}. Толщина двойников колеблется в зависимости от состава и условий образования мартенсита в пределах 5—30 нм. Кристаллы мартенсита с мидрибом называются

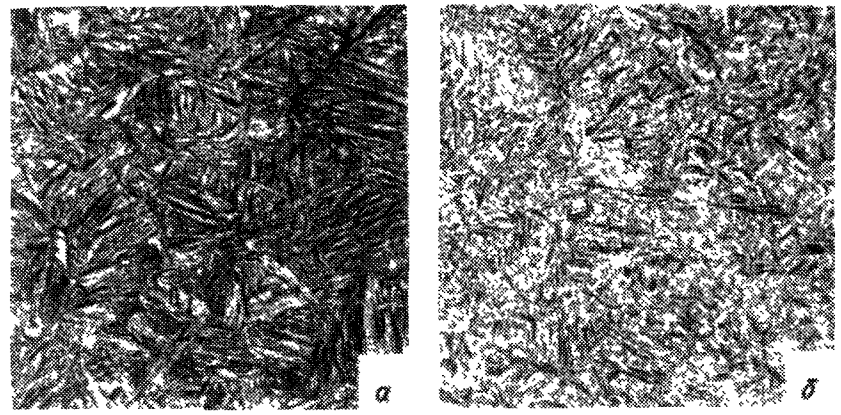


Рис. 203. Структура мартенсита в сталях массового назначения: *а* — крупноигольчатый; *б* — мелкоигольчатый, ×500

частично *двойникованными*. С понижением температуры $M_н$ ширина мидриба увеличивается и при низких температурах образования кристаллы мартенсита становятся полностью двойникованными (рис. 204, *г*—*е*). Полностью двойникованные мартенситные кристаллы обычно уже частично двойникованных и выглядят металлографически как тонкие длинные пластины с параллельными гранями (рис. 204, *г*). В углеродистых сталях (0,5—1,2 % С) частично двойникованные пластины мартенсита обычно выглядят как крупноигольчатая структурная составляющая (рис. 203, *а*).

В мало- и среднеуглеродистых сталях, в высоколегированных сплавах железа $M_н > 100$ °С мартенсит образуется в виде кристаллов-реек, вытянутых вдоль направления ⟨111⟩. Толщина реек 0,2—2 мкм, а типичные отношения размеров рейки 1 : 7 : 30, т. е. длина превышает ширину в 4—5 раз. Мартенситные кристаллы-рейки обычно параллельны друг другу и образуют пакеты — скопления параллельных реек (рис. 205, *б*). Рейки в пакетах разделены тонкими (10—20 нм) прослойками остаточного аустенита, а иногда находятся в двойниковом относительно друг друга соответствии. Мартенситные рейки, образовавшиеся при высокой температуре, имеют дислокационное строение; плотность дислокаций 10^{11}—10^{12} см$^{-2}$. При более низких температурах $M_н$ рейки могут содержать короткие ряды двойников. В малоуглеродистых сталях с высокой температурой $M_н$ и малой долей остаточного аустенита реечный мартенсит в световом микроскопе выглядит как мелкоигольчатая структура (см. рис. 203, *б*). В железных сплавах (например Fe—Ni, Fe—Mo) с бо́льшей долей остаточного аустенита реечный мартенсит наблюдается в виде групп кристаллов, образующих неправильные, тупоугольные соединения, или выстроенных в ряды (рис. 205, *а*).

Образование различных структурных типов мартенсита определяется прежде всего температурой его формирования, зависящей от состава сплава и ряда других факторов. Необходимо учитывать, что, если интервал ($M_н$—$M_к$) широк, то в структуре присутствуют различные типы кристаллов мартенсита, образовавшиеся при

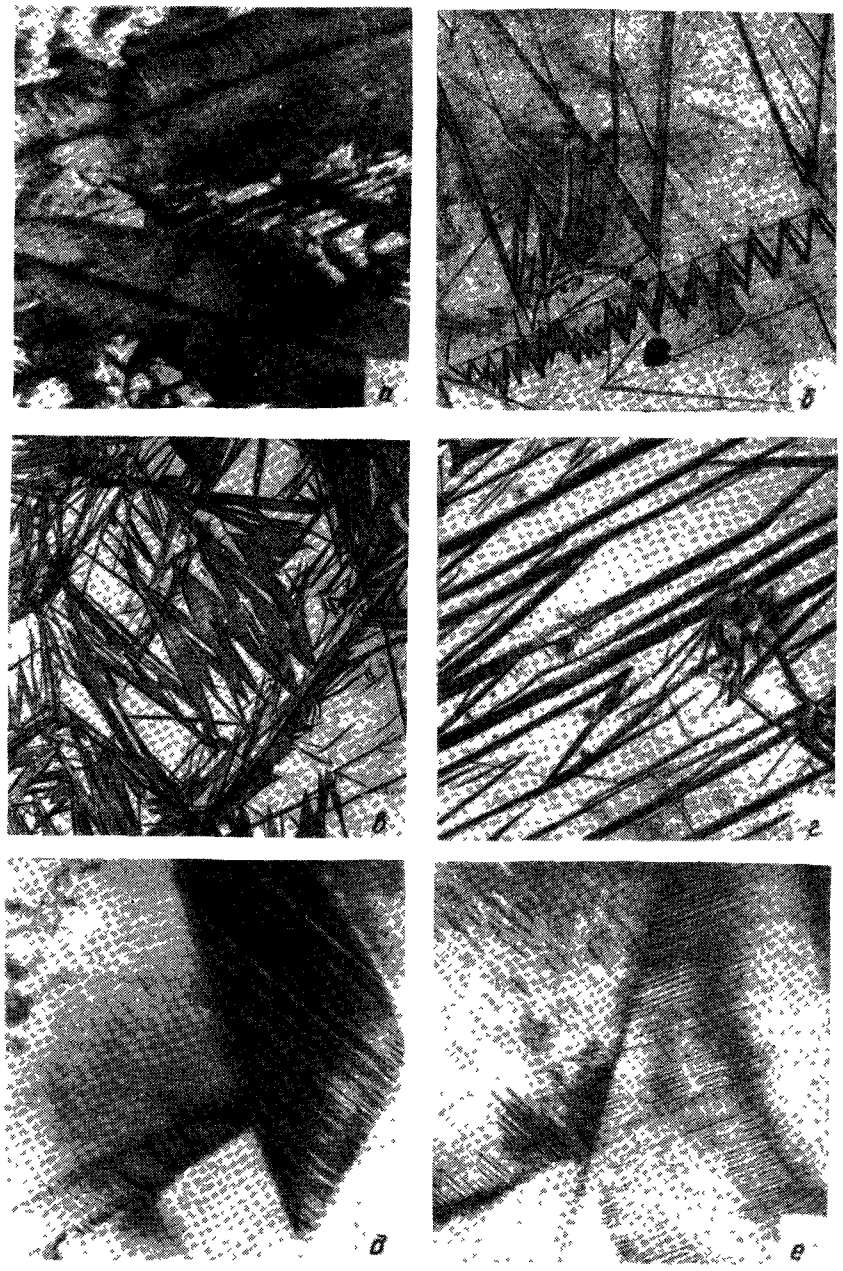


Рис. 204. Структура пластинчатого (двойникового) мартенсита:
а — частично двойникованный, ×300; *б—е* — полностью двойникованный, ×400; *д, е* — полностью двойникованный мартенсит (просвечивающая электронная микроскопия, ×20 000

различной температуре. При более высокой температуре, когда прочность аустенита низка, образуется дислокационный (реечный) мартенсит. С понижением температуры доля реечного мартенсита уменьшается и возрастает доля двойникового (пластинчатого) мартенсита (рис. 206), что указывает на тесную связь между мартенситным превращением и способностью аустенита к пластической деформации. Известно,

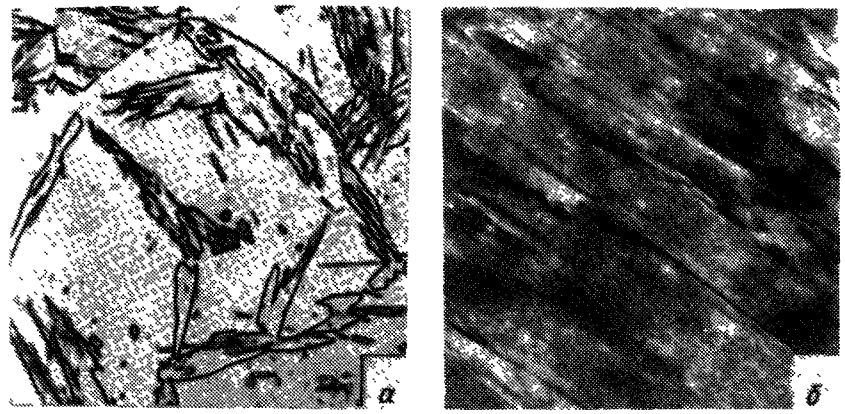


Рис. 205. Структура реечного (пакетного) мартенсита (железоникелевый сплав):
а — световая микроскопия, ×400; *б* — просвечивающая электронная микроскопия, ×16 000

что при высокой температуре пластическая деформация аустенита происходит путем сдвигов, а при низкой — двойникованием. Наличие напряжений II рода (между различно ориентированными кристаллами) для реализации превращения показывает тот факт, что в монокристальных аустенитных порошках мартенситное превращение не идет, тогда как в поликристальных образцах того же состава происходит мартенситное превращение.

Все же при некоторых общих чертах мартенситного превращения с другими оно (и в первую очередь образование двойникового мартенсита) имеет отличительные особенности: 1) процесс термически не активируемый и протекает с такой же высокой степенью активности как при комнатной температуре, так и вблизи абсолютного нуля (4,2 К); 2) наличие напряжений необходимо, чтобы вызвать мартенситное превращение.

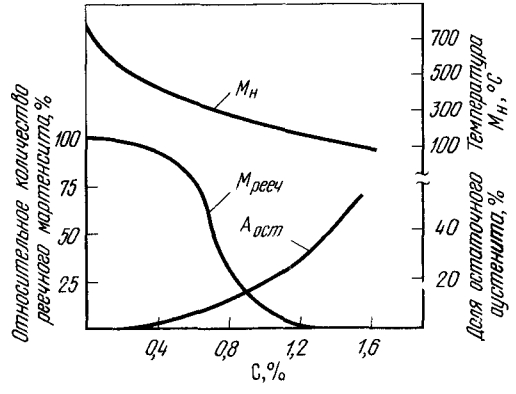


Рис. 206. Влияние содержания углерода на относительное количество реечного мартенсита, температуру $M_н$ и количество остаточного аустенита

Мартенсит с гексагональной решеткой (ε-мартенсит) в марганцевых и ряде других сплавов и сталях с низкой энергией дефектов упаковки образуется в форме пластин различной ширины, содержащей большое количество дефектов упаковки и дислокаций (рис. 207).

Строение мартенситных кристаллов цветных сплавов принципиально не отличается от такового для железных. Преимущественно наблюдается пластинчатый мартенсит, содержащий тонкие двойники, а также в ряде случаев дефекты упаковки.

Мартенсит, образующийся под действием деформации аустенита, отличается от мартенсита, образующегося только под действием охлаждения в том же сплаве, более развитой дислокационной структурой и меньшей толщиной кристаллов.

Наиболее просто и наглядно кристаллогеометрию мартенситного превращения в стали можно описать схемой Бейна (рис. 208). Для этого в двух соседних элементарных г. ц. к. ячейках аустенита надо выделить тетрагональную ячейку с о. ц. т. решеткой с отношением $c/a = \sqrt{2}$ и, чтобы получить решетку мартенсита, сжать выделенную ячейку вдоль оси [001] примерно на 20 % и растянуть вдоль осей [010] и [100] на 12 %. Такая однородная деформация решетки называется бейновской. Точные значения деформаций зависят от содержания в стали углерода, т. е. от величины тетрагональности решетки мартенсита (в углеродистых сталях максимальная

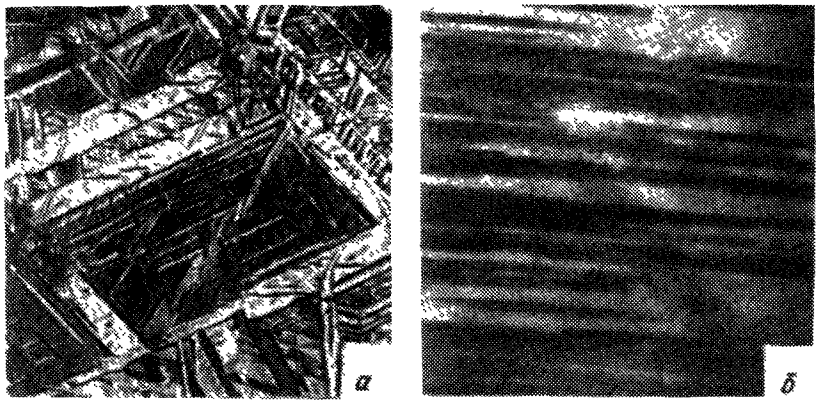


Рис. 207. Мартенсит с г. п. у. решеткой (ε-мартенсит) в марганцевых сплавах: *а* — световая микроскопия, ×400; *б* — просвечивающая электронная микроскопия, ×20 000

величина $c/a \approx 1{,}08$). При деформации Бейна все атомы углерода в решетке аустенита оказываются в междоузлиях (они называются октаэдрическими, так как находятся в окружении шести атомов железа) по оси [001] решетки мартенсита, вызывая ее тетрагональное искажение. Однако деформация Бейна является, по-видимому, только наглядной схемой, в действительности движения атомов при мартенситном превращении более сложные. Об этом свидетельствуют, в частности, наблюдаемые ориентационные соотношения между решетками аустенита и мартенсита. По существующей теории бейновскую деформацию надо дополнять еще одной — дополнительной, которая осуществляется или двойникованием, или дислокационным скольжением. В этом случае получаются наблюдаемые ориентационные соотношения и становится понятным наличие в кристаллах мартенсита двойников и дислокаций. Описанный кристаллографический механизм приводит в макромасштабах к изменению формы превращенных объемов и образованию поверхностного рельефа. Для других кристаллографических перестроек при мартенситных превращениях (например, г. ц. к.— г. п. у. или о. ц. к. — ромбическая решетка) в железных и цветных сплавах также разработаны соответствующие кристаллогеометрические схемы.

Мартенситное превращение, как и любое другое фазовое превращение, подчиняется термодинамическим закономерностям и, в частности, тому факту, что термодинамически более устойчивой (стабильной) является фаза с меньшей свободной энергией. Согласно схеме на рис. 173 мартенсит при всех температурах имеет большую свободную энергию, чем перлит. Однако надо учесть, что перлит является равновесной фазой, образующейся при медленном охлаждении аустенита, а мартенсит — неравновесной (метастабильной) фазой, которая отсутствует на диаграмме состояния сплавов Fe—C и образуется только при быстром охлаждении (когда диффузионный распад аустенита подавлен) до температур $T < T_0$, т. е. когда мартенсит имеет меньшую свободную энергию, чем аустенит. Мартенситное превращение начинается не при температуре T_0, когда равны свободные энергии аустенита и мартенсита, а при более низкой температуре $M_н$,

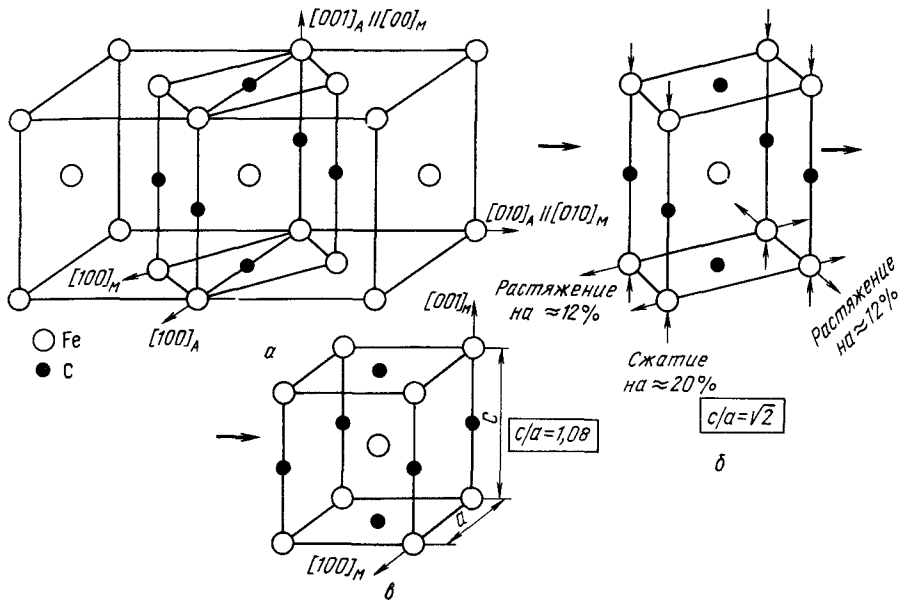


Рис. 208. Схема Бейна:
***а* — сдвоенная г. ц. к. решетка аустенита (показаны не все атомы железа; атомы углерода находятся в октаэдрических междуузлиях); *б* — выделенная о. ц. т. решетка с $c/a = \sqrt{2}$; *в* — о. ц. т. решетка мартенсита с $c/a = 1{,}08$ (атомы углерода занимают только октаэдрические междоузлия по оси $c \parallel [001]$)**

т. е. для образования мартенсита необходимо переохлаждение $\Delta T = T_0 - M_н$. Это переохлаждение нужно для запаса химической свободной энергии ΔF. Это переохлаждение нужно и для запаса свободной энергии и для накопления внутренних напряжений. Поэтому начало мартенситных превращений наблюдается примерно на 200 °С ниже температуры равновесия аустенит — мартенсит T_0 (рис. 209, *а*). В интервале от T_0 до $M_н$ превращение можно вызвать пластической деформацией, поэтому точки T_0 и M_D совпадают. Выше точки T_0 (M_D) пластическая деформация протекает обычным способом (сдвигом или двойникованием), не вызывая образования мартенсита, что энергетически невыгодно системе.

При нагреве выше T_0 свободная энергия мартенсита становится больше свободной энергии аустенита (см. рис. 178) и возможно обратное превращение мартенсита в аустенит. Как и для прямого,

так и для обратного превращения необходим температурный гистерезис $A_н - T_0$ (рис. 209), т. е. превращение начинается после определенного перегрева при температуре $A_н$ и заканчивается при температуре $A_к$. Как и при прямом превращении, температурный гистерезис при обратном превращении обусловлен наличием упругой и поверхностной энергии, препятствующей образованию новой фазы (в данном случае аустенита). Обратное превращение протекает по

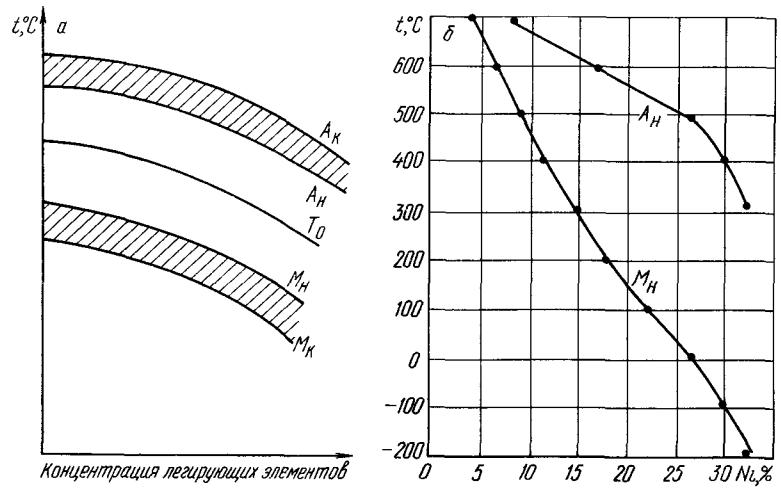


Рис. 209. Температуры прямого ($M_н$—$M_к$) и обратного ($A_н$—$A_к$) превращений: *а* — схема; *б* — температуры $M_н$ и $A_н$ в системе Fe—Ni

такому же сдвиговому механизму, как и прямое, и имеет характерные его черты: бездиффузионность, образование рельефа и т. д. В сталях обратное превращение не имеет места, так как из-за высокой подвижности атомов углерода в твердом растворе внедрения еще до достижения температуры $A_н$ успевают произойти процессы диффузионного распада мартенсита (отпуск) с образованием равновесных фаз — карбида и феррита. Поэтому обратное превращение наблюдается только в безуглеродистых высоколегированных сплавах, например в системе Fe—Ni (см. рис. 209); оно также типично для мартенситных превращений в цветных сплавах.

При рассмотрении развития мартенситного превращения при изменении температуры и во времени, т. е. кинетики мартенситного превращения, можно выделить два типа превращения: атермическое и изотермическое.

При атермическом мартенситном превращении количество мартенсита увеличивается при непрерывном охлаждении от $M_н$ до $M_к$ (см. рис. 199). Скорость превращения (образования мартенсита) не зависит от температуры, превращение нельзя предотвратить быстрым охлаждением. Остановка охлаждения в интервале $M_н$—$M_к$ приводит к прекращению превращения и для его возобновления надо

продолжить охлаждение. Атермическое мартенситное превращение (точнее атермическая кинетика превращения) характерно для большинства сталей и сплавов. В некоторых из них (Fe—Ni—C, Fe—Ni—Cu) в точке $M_н$ (как правило значительно ниже комнатной температуры) может сразу образоваться большое количество мартенсита (до 50 % и более). Такое превращение называется *взрывным*. Атермическое мартенситное превращение, в особенности взрывное, сопровождается хорошо различимым звуковым эффектом — щелчками, вызванными освобождением упругой энергии при образовании мартенситных кристаллов. Как отмечалось выше, на положение мартенситных точек наибольшее влияние оказывает углерод (азот как элемент внедрения по своему влиянию аналогичен углероду. О влиянии легирующих элементов на мартенситное превращение будет сказано ниже (см. стр. 316). Как отмечалось выше, скорость охлаждения не влияет на положение мартенситной точки и тем не менее скорость охлаждения определенным образом влияет на кинетику мартенситного превращения. Изменяя скорость прохождения мартенситного интервала, можно влиять на конечные результаты мартенситной реакции (соотношение реечного и пластинчатого мартенсита, количество остаточного аустенита). В верхнем интервале температур мартенситного превращения, когда образуется реечный мартенсит, увеличение скорости охлаждения подавляет превращение. И, наоборот, в районе образования двойникового мартенсита быстрое охлаждение наводит напряжение и интенсифицирует превращение.

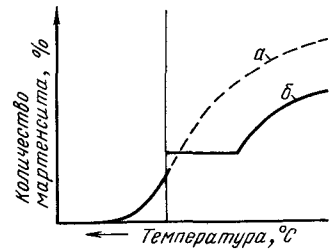


Рис. 210. Мартенситная кривая: *а* — при непрерывном охлаждении; *б* — при выдержке в интервале мартенситного превращения

Если прервать процесс охлаждения в области мартенситного превращения, то наблюдается эффект *стабилизации аустенита*: для протекания дальнейшего превращения надо переохладить аустенит до определенной температуры, при этом количество образовавшегося мартенсита будет меньше, чем при непрерывном охлаждении (рис. 210). Стабилизация аустенита наблюдается только в сталях, поэтому для объяснения этого эффекта предполагают, что при остановке мартенситного превращения происходит образование *кластеров* (скоплений) атомов углерода на дислокациях в аустените, сдерживающее процесс мартенситного превращения. Кроме того, надо учесть влияние релаксации упругих напряжений вокруг образовавшихся ранее мартенситных кристаллов.

Наиболее характерная структура мартенсита, образовавшегося в результате атермического мартенситного превращения («атермический» мартенсит) при низких температурах — полностью или частично двойникованные кристаллы, выстроенные в виде «ферм» (рис. 211), т. е. по принятой выше терминологии «атермический» мартенсит относится к пластинчатому типу. Если «атермический» мартенсит образуется при повышенных температурах $M_н$ (например в низкоуглеродистых или конструкционных сталях) в его структуре двойникование выражено гораздо слабее и его можно отнести к реечному мартенситу.

В ряде сплавов (типичный Fe — 24 % Ni — 3 % Mn) была обнаружена принципиально иная, отличная от атермической, кинетика мартенситного превращения: превращение идет при постоянной температуре, начинается после инкубационного периода, его скорость зависит от температуры, само превращение подобно перлитному и его можно описать С-образной кривой, быстрым охлаждением превращение можно предотвратить (подавить), а последующим отогревом вызвать (инициировать). Такое мартенситное превращение называ-

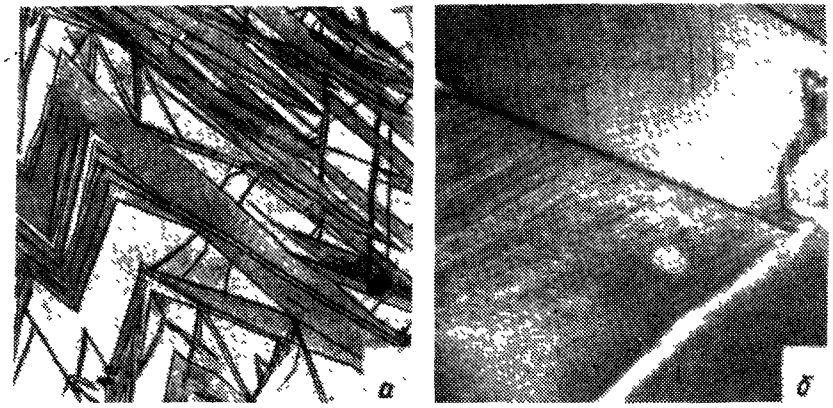


Рис. 211. Атермический мартенсит: *а* — ×500; *б* — ×30 000

ется изотермическим (точнее — мартенситное превращение с изотермической кинетикой) (рис. 212).

Мартенсит, образовавшийся в результате изотермического мартенситного превращения («изотермический» мартенсит) при низких температурах отличается по структуре от «атермического» мартенсита прежде всего тем, что кристаллы имеют значительно меньший размер и выстроены в виде рядов так, что каждый кристалл оказывается смещенным относительно друг друга на небольшое расстояние (рис. 213); часто кристаллы образуют тупоугольные соединения. В отличие от «атермического» мартенсита, где препятствиями для роста мартенситного кристалла являются границы зерен, двойников, другие кристаллы мартенсита, для продолжения роста кристаллов «изотермического» мартенсита эффективных препятствий не обнаруживается: они как бы вязнут в аустенитной матрице. Кристаллы изотермического мартенсита могут быть как полностью дислокационными, так и содержать двойниковый мидриб. При этом двойники в мидрибе кристалла «изотермического» мартенсита более толстые, чем в кристаллах «атермического» мартенсита и их толщина может изменяться в широких пределах (10—100 нм). Кристаллы «изотермического» мартенсита по принятой терминологии можно отнести к реечному мартенситу. По многим признакам структура «изотермического» мартенсита похожа на структуру кристаллов, образовавшихся под действием деформации.

В сталях и некоторых сплавах наблюдалось, когда изотермическое и атермическое мартенситные превращения как бы накладываются друг на друга (перекрываются температурные интервалы их образования), и в структуре наблюдаются кристаллы разного строения (или как принято называть — разной морфологии) образовавшиеся по разной кинетике превращения.

Удалось (И. Я. Георгиева) подобрать такой сплав (Fe — 24 % Ni — 5 % Mo), где два превращения, протекающие по различной кинетике, разделены температурным интервалом устойчивости аустенита и наблюдаются как бы две мартенситные точки (рис. 214). В интервале (—50 °С)÷(—150 °С) превращение может протекать в изотермических условиях (максимальная скорость превращения), а при —185 °С кинетика превращения чисто атермическая (в данном случае взрывная). Соответственно различаются продукты изотермического и атермического мартенситных превращений.

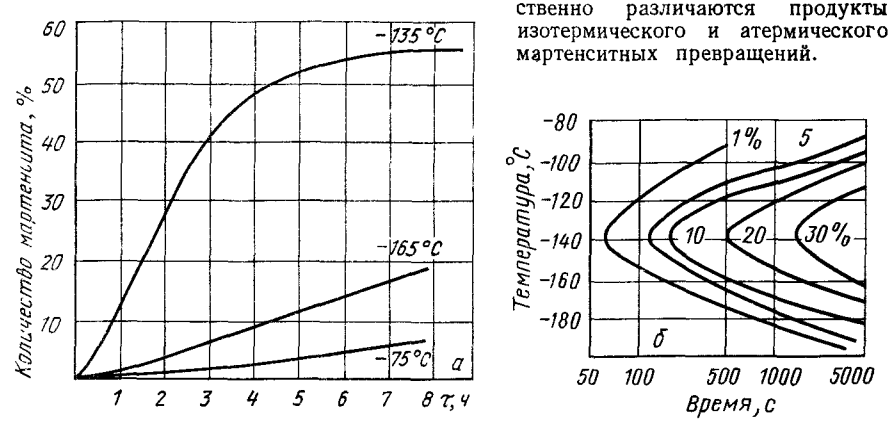


Рис. 212. Изотермическое превращение аустенита в мартенсит (сплав Fe—23 % Ni—3 % Mn) при разных температурах (*а*) и диаграмма изотермического превращения (*б*) (цифры у кривых — степень превращения)

Кинетические варианты мартенситного превращения приведены на рис. 215. В первом случае (рис. 215, *а*) превращение начинается с атермического, а при более низких температурах протекает изотермически. Во втором случае (рис. 215, *б*) изотермическое и атермическое мартенситные превращения накладываются друг на

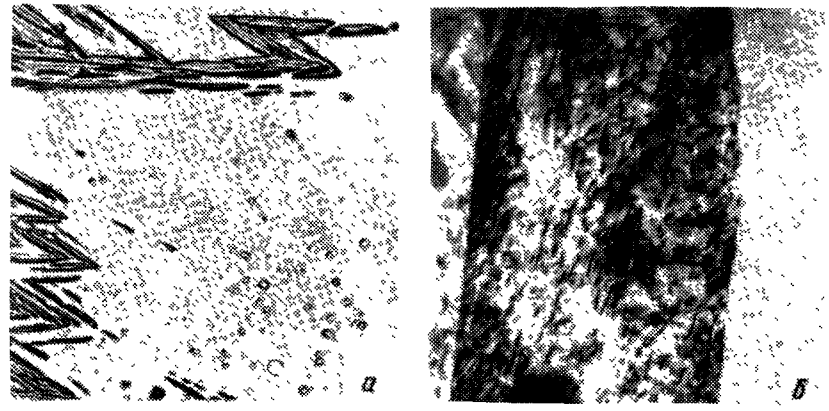


Рис. 213. Изотермический мартенсит (сплав Fe—Ni—Mo)
а — световая микроскопия, ×400; *б* — просвечивающая электронная микроскопия, ×30 000

друга и превращение в зависимости от скорости охлаждения может начинаться как с атермического (быстрое охлаждение), так и с изотермического (медленное охлаждение). В третьем случае (рис. 215, *в*) область изотермического превращения лежит выше температуры $M_н$. Если при этом $M_н$ будет ниже —196 °С (например, в сплаве Fe — 24 % Ni — 3 Mn), то аустенит способен к полному переохлаждению при

резком охлаждении до —196 °С и к изотермическому превращению при выдержке при более высокой температуре. Для сплава Fe — 24 % Ni — 5 % Mo четко фиксируются оба превращения. При этом резкое охлаждение (скорость v_1) приводит к атермическому превращению, медленное (v_3) к изотермическому, а при промежуточной скорости охлаждения (v_2) последовательно протекают оба превращения.

На сплаве Fe — 24 % Ni — 5 % Mo удалось проследить, как влияют внешние воздействия на разные по кинетике виды мартенситных превращений. Установлено, что предварительная пластическая деформация аустенита, измельчение зерна и другие воздействия оказывают более сильное влияние (подавляют) на изотермическое мартенситное превращение, как бы сдвигая вправо С-образную кривую.

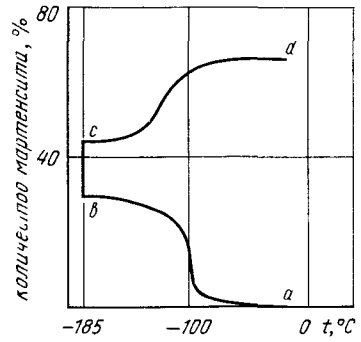


Рис. 214. Изотермическая (*bc*) и атермическая (*ab* и *cd*) кинетики мартенситного превращения в сплаве Fe—24 % Ni—5 % Mo

Отмеченные различия в атермической и изотермической кинетиках мартенситного превращения, а также в продуктах превращения, по-видимому, связаны с различным характером процесса зарождения мартенсита при этих превращениях. Некоторую роль может также играть изменение механизма релаксации внутренних напряжений, возникающих при превращении. Однако имеются и некоторые общие кинетические черты, которые определяются самой природой мартенситного бездиффузионного превращения. Это прежде всего огромная скорость роста отдельных мартенситных кристаллов даже при самых низких температурах, увеличение количества мартенсита не за счет роста ранее образовавшихся, а за счет образования новых кристаллов, автокаталитичность процесса (т. е. образование первых кристаллов мартенсита ведет к появлению новых, что является следствием увеличения упругих напряжений на границе образовавшегося мартенситного кристалла).

Чтобы понять, почему останавливается рост мартенситного кристалла, надо принять во внимание, что границы между двумя фазами (например между аустенитом и мартенситом) могут быть когерентными, полукогерентными и некогерентными

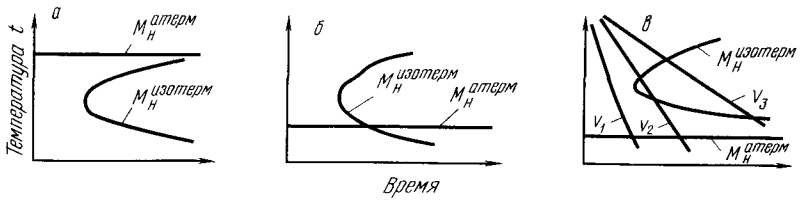


Рис. 215. Схемы кинетических вариантов мартенситного превращения

(рис. 216). На когерентной границе решетка одной фазы непосредственно, плавно переходит в решетку другой фазы. Из-за разного удельного объема фаз (превращение А → М характерно увеличением удельного объема стали примерно на 1 %, и эта величина растет с увеличением содержания углерода) и соответственно различающихся параметров решеток фаз, на их границе возникают упругие деформации. При увеличении размера кристаллов новой фазы может наступить момент, когда энергетически становится выгодным компенсировать разный параметр решеток фаз не полями упругих деформаций, а образованием дислокаций, снижающих эту упругую деформацию; в промежутках между дислокациями когерентность не нарушена — образуется полукогерентная граница. Наконец, возможна такая ситуация (как правило, при большом несоответствии параметров решеток фаз и большом размере кристаллов образующейся фазы), когда когерентность полностью нарушается по всей межфазной границе, которая имеет очень сложное дефектное строение.

В теории мартенситного превращения считается, что бездиффузионность и кооперативный характер смещения атомов при превращении ответственны за когерентность решеток аустенита и мартенсита на первых стадиях процесса и приводит к огромной скорости движения когерентной межфазной границы, т. е. росту мартенситного кристалла. Однако этот рост приводит к накоплению упругой деформации на когерентной границе и к последующему нарушению (срыву) когерентности. Рост кристалла мартенсита прекращается и превращение развивается за счет образования новых кристаллов.

Представление о когерентном росте кристаллов мартенсита лежит в основе термоупругого мартенситного превращения (эффект Курдюмова—Хандроса), наблюдаемого в ряде сплавов (Cu—Al; Fe—Pt, Au—Cd и др.): понижение температуры ведет к постепенному росту мартенситных кристаллов, а повышение к их исчезновению. Эффект объясняется возможностью при определенных условиях прекращения

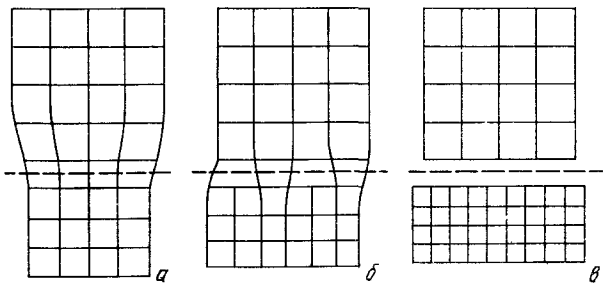


Рис. 216. Схемы строения когерентной (*а*), полукогерентной (*б*) и некогерентной (*в*) границ (штриховыми линиями показана межфазная граница)

роста кристаллов до нарушения когерентности, когда быстро увеличивающаяся при образовании мартенситных кристаллов упругая энергия $\Delta F_{упр}$ становится больше выигрыша химической свободной энергии при охлаждении: $\Delta F_{упр} > \Delta F$. В этом случае рост кристаллов прекращается. Превращение возобновляется только при дальнейшем охлаждении, когда $\Delta F > \Delta F_{упр}$. При последующем отогреве ΔF уменьшается и кристалл постепенно уменьшается в размерах за счет сохранения когерентности решеток; далее он может полностью исчезнуть, т. е. произойдет обратное превращение.

Эффект Курдюмова—Хандроса лежит в основе эффекта запоминания формы, который заключается в том, что образцу, имеющему характерную форму при повышенной температуре, придают с помощью деформации при более низкой температуре (ниже или в районе $M_н$ [1]) другую форму а после отогрева в область обратного превращения исходная характерная форма восстанавливается.

Этот эффект типичен для сплавов, обладающих термоупругим мартенситным превращением, малой величиной температурного интервала $M_н$—$A_н$, полностью двойникованными кристаллами мартенсита и наличием атомного упорядочения в исходной высокотемпературной фазе. В этих условиях при деформации образуются когерентные с матрицей двойниковые мартенситные кристаллы с преимущественной кристаллографической ориентировкой, а при обратном превращении (при отогреве) мартенситные кристаллы, образовавшиеся при деформации, исчезают и обратимое движение когерентных межфазных границ при обратном превращении приводит к восстановлению первоначальной формы. В первом приближении можно считать, что атомные перемещения в сплавах, обладающих эффектом запоминания формы протекают при обратном превращении по тем же путям, что и при прямом, но в противоположном (обратном) направлении. Эффект наиболее четко выражен в сплавах Ni—Ti, Cu—Al—Ni, Ag—Cd и находит применение в технике.

[1] Возможны и другие температурно-деформационные варианты осуществления эффекта.

Нерешенным вопросом в теории мартенситного превращения остается вопрос: как происходит зарождение кристаллов мартенсита и что представляют собой зародыши?

Теория напряжений объясняет образование мартенсита следующим образом: сдвиг, двойникование выводит из равновесного положения атомы, которые затем становятся в систему уже более устойчивую при данной температуре ($\gamma \rightarrow \alpha$). В этом случае зародышами мартенсита являются дислокации, границы двойников.

Считают, что мартенситные кристаллы зарождаются гетерогенно, т. е. на дефектах кристаллической решетки аустенита.

Атермическое мартенситное превращение возникает как результат усиления амплитуд определенных колебаний кристаллической решетки аустенита, которые стремятся перестроить кристаллическую решетку аустенита в решетку мартенсита. При определенных условиях (в частности, достижения необходимой движущей силы превращения) кристаллическая решетка аустенита становится полностью неустойчива к самым незначительным сдвигам и без преодоления энергетического барьера превращается в решетку мартенсита. Поля упругих деформаций вблизи дефектов решетки аустенита приводят к уменьшению устойчивости решетки аустенита и дефекты могут рассматриваться как места, подготовленные для зарождения кристаллов мартенсита, так как вблизи них энергетический барьер исчезает в первую очередь.

Зарождение при изотермическом мартенситном превращении также происходит на дефектах решетки — прежде всего на дислокациях. Однако в отличие от атермического мартенситного превращения, оно протекает путем преодоления определенного энергетического барьера. В общих чертах процесс изотермического мартенситного превращения аналогичен термически активируемому процессу движения дислокаций. Отсюда становится понятным сходство в структуре изотермического мартенсита и мартенсита деформации и даже с линиями Чернова—Людерса.

В ряде случаев большую роль в зарождении мартенсита могут играть дефекты упаковки. Например, при образовании гексагонального ε-мартенсита дефекты упаковки являются зародышами мартенсита и процесс образования мартенсита сводится к увеличению их плотности и последующему слиянию.

5. Бейнитное превращение

Бейнитное превращение (названное так по имени ученого Э. Бейна) переохлажденного аустенита происходит в интервале температур ниже перлитного и выше мартенситного интервала превращений, поэтому его иногда называют промежуточным.

Определяющей особенностью бейнитного превращения является то обстоятельство, что оно протекает в интервале температур, когда практически отсутствует самодиффузия железа и диффузия легирующих элементов, но интенсивно может протекать диффузия углерода, т. е. интервал бейнитного превращения расположен выше точки (*d*), но ниже точки (*e*) Чернова (см. рис. 191). Вначале аустенит обедняется из-за выделения карбидов углерода и при достижении необходимого обеднения происходит мартенситная реакция. Чем выше температура изотермической выдержки, тем больше должно произойти обеднение аустенита, тем менее углеродистый аустенит претерпевает мартенситное превращение, теряя типичные для него черты. Поэтому внешний вид структуры бейнита существенно зависит от температуры его образования.

Обычно бейнит делят на верхний (рис. 217, *а*) и нижний (рис. 217, *б*), образующийся соответственно в верхнем и нижнем интервале температур бейнитного превращения. Нижний бейнит

по своей природе и свойствам мало отличается от изотермического (реечного) мартенсита.

В аустените, переохлажденном до соответствующих температур (ниже точки *e*), происходит диффузионное перераспределение углерода, в результате которого образуются участки аустенита, богатые и бедные углеродом. Образование концентрационной неоднородности приводит к возникновению напряжений, а так как для

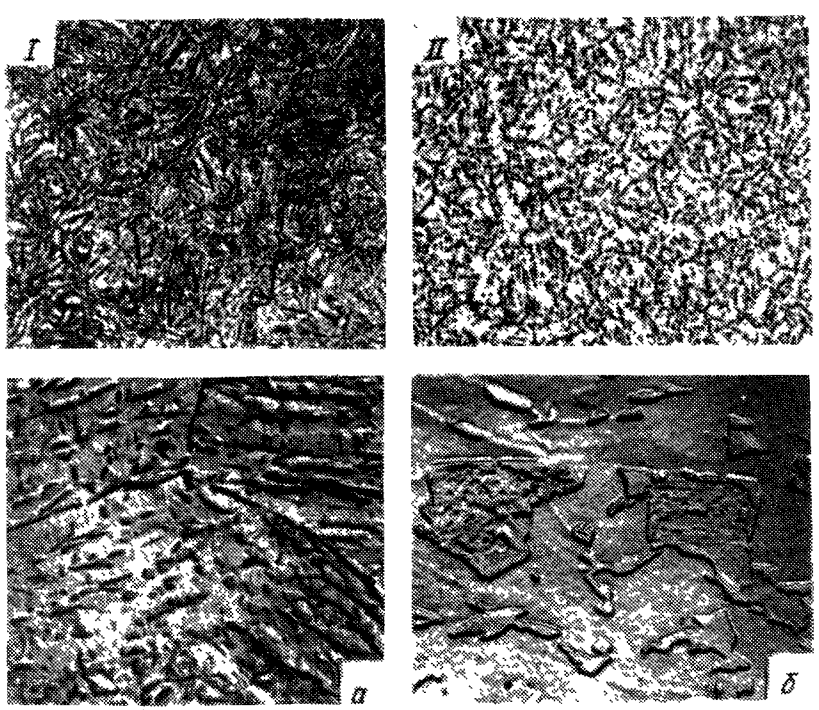


Рис. 217. Структура бейнита (левые фотографии — нижний бейнит, правые — верхний бейнит; верхние фотографии — световая микроскопия, ×500; нижние — электронная микроскопия, ×3000)

бедных по углероду участков мартенситная точка лежит выше температуры изотермической выдержки, то микропластическая деформация приведет к $\gamma \rightarrow \alpha$-превращению по мартенситной реакции. Превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ при бейнитном превращении по мартенситному типу является его характерной особенностью и подтверждается тем, что образование бейнита сопровождается появлением рельефа на полированном шлифе.

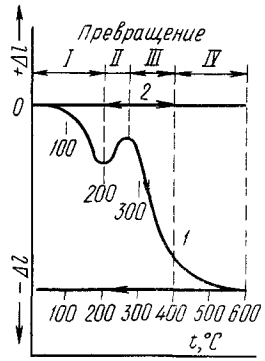
Таким образом само $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение при бейнитном превращении происходит по бездиффузионному механизму, но оно подготавливается диффузионными процессами в аустените и эти диффузионные процессы определяют скорость бейнитной реакции.

Участки аустенита, обогащенные углеродом, превращения не испытывают и при охлаждении от температуры изотермической выдержки до комнатной сохраняются аустенитными (или частично испытывают мартенситную реакцию).

Выделение карбидов, которые наблюдаются в структуре стали, претерпевшей бейнитное превращение, происходит уже после $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения, а это показывает, что расслоение по углероду не приводит к полному обеднению отдельных участков аустенита.

6. Превращения при отпуске

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали, структура которой состоит из тетрагонального мартенсита и остаточного аустенита, до температур ниже Ac_1, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении. Так как мартенсит представляет собой перенасыщенный твердый раствор углерода в Fe_α, то структура закаленной стали является нестабильной и при отпуске протекают процессы, приводящие к равновесному состоянию стали, что, очевидно, будет достигаться выделением углерода из мартенсита и остаточного аустенита.



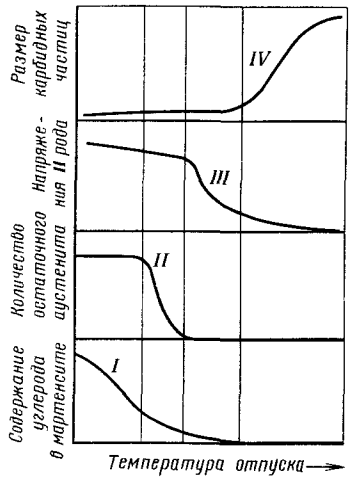


Рис. 218. Дилатометрическая кривая отпуска углеродистой стали (1,2 % С):
а — закаленной; *б* — отожженной

Рис. 219. Кривые процессов, совершающихся при отпуске

Дилатометрические исследования [1] процессов, протекающих при отпуске закаленной углеродистой стали выявляют три температурных интервала изменения длины образцов: уменьшение при 70—150 °С, увеличение при 150—300 °С и снова уменьшение длины при 300—400 °С (рис. 218). С дилатометрическими данными коррелируют результаты измерения электросопротивления, магнитной индукции и других свойств. Соответствующие превращения при отпуске называются первым, вторым и третьим. Так как исходной является структура, состоящая из мартенсита и аустенита, а удельный объем мартенсита выше, чем у аустенита, то при превращении мартенсита объем будет уменьшаться (сжатие образца), а при превращении аустенита — увеличиваться (расширение образца). Таким образом первое и третье превращения связаны с изменениями состояния мартенсита, а второе — с изменением состояния аустенита.

[1] Исследования изменения длины образца при нагреве и охлаждении. Использование дифференциальной схемы прибора — дилатометра позволяет устранить расширение образца, связанное с изменением температуры, и фиксировать только изменения, связанные с превращениями.

Большую роль в выяснении сущности процессов, протекающих при отпуске, играют рентгеноструктурные исследования. Было установлено, что первое превращение связано с распадом мартенсита, второе с распадом остаточного аустенита и третье с дораспадом мартенсита и карбидообразованием (рис. 219). Дальнейшие исследования, проведенные с привлечением самых разнообразных методов исследования показали, что деление процессов, протекающих при отпуске на три стадии довольно условно; кроме того, в температурные интервалы значительные поправки могут вносить легирующие элементы.

К настоящему времени установлено, что в мартенсите еще до начала первого превращения происходят внутрифазовые изменения, связанные с перераспределением атомов углерода, которые могут переходить из одних междоузлий в другие, перемещаться к дефектам решетки, образовывать микроскопления — кластеры. Эти процессы протекают довольно быстро при комнатной температуре и даже несколько ниже ее (—40 °С). Кластеры из атомов углерода размером 4—6 нм располагаются в кристаллах мартенсита определенным, закономерным образом, образуя так называемую модулированную или регулярную структуру, и являются зародышами, т. е. подготовленными местами для карбидов.

Первая стадия распада при отпуске заключается в выделении углерода из мартенсита, при этом наряду с твердым раствором исходной концентрации по углероду, в котором не произошло выделение карбидов, появляется мартенсит, содержащий значительно меньше углерода (0,25—0,35 %); поэтому эта стадия распада называется двухфазной. Скорость первой, двухфазной стадии распада увеличивается при уменьшении содержания в стали углерода. В процессе первого превращения при отпуске закаленной стали образуется ε-карбид с гексагональной плотноупакованной решеткой с параметрами $a = 0{,}273$ нм, $c = 0{,}433$ нм. Химический состав (формула) ε-карбида $Fe_{2,8}C$. Низкотемпературный ε-карбид выделяется в виде тонких пластин или стержней. Процесс распада протекает не за счет укрупнения частиц ε-карбида, а за счет увеличения их числа. Решетка ε-карбида закономерно ориентирована по отношению к решетке исходного мартенсита. Выделение ε-карбида происходит преимущественно в бездвойниковых участках мартенситных кристаллов.

На второй стадии отпуска (200—300 °С) основным процессом является распад остаточного аустенита. В основных чертах процесс аналогичен бейнитному превращению. Продуктом распада остаточного аустенита является гетерогенная смесь, состоящая из пересыщенного α — твердого раствора и карбидной фазы. Наряду с распадом остаточного аустенита, при 200—300 °С тетрагональность решетки мартенсита продолжает уменьшаться, что свидетельствует о дальнейшем выделении углерода из мартенсита. Мартенсит имеет тетрагональную решетку ($c/a > 1$) до 270—300 °С. При 200—300 °С продуктом карбидообразования является не ε — карбид, а цементит с ромбической решеткой ($a = 0{,}4517$ нм, $b = 0{,}5079$ нм, $c = 0{,}673$ нм). Образование цементита может протекать как путем перестройки решетки ε-карбида в решетку цементита, так и непосредственным выделением цементита из мартенсита. В последнем случае цементит выделяется на двойниках в мартенситном кристалле. Цементит имеет формулу Fe_3C и выделяется в виде пластин, закономерно ориентированных по отношению к мартенситу. С увеличением температуры отпуска увеличивается размер цементитных пластин и их доля. Для сталей с $M_н$, значительно выше комнатной, частичный распад мартенсита с выделением карбидов может протекать непосредственно при закалке — этот процесс называется самоотпуском.

К началу третьего превращения (300 °С) фазовый состав стали состоит из отпущенного малоуглеродистого (% С $\approx$ 0,1) мартенсита с кубической решеткой и пла-

стинок цементита. При третьем превращении происходит полный дораспад мартенсита (содержание углерода в нем становится равным 0,01 %, т. е. равным содержанию углерода в равновесном феррите) и подрастание (коагуляция) цементитных пластин. По мере подрастания цементитных пластин происходит срыв когерентности решетки цементита и мартенсита, благодаря чему уменьшаются внутренние напряжения.

Увеличение скорости нагрева при отпуске смещает температуру начала всех превращений вверх по температурной шкале, что связано с тем, что превращения при отпуске — диффузионные и при очень быстром нагреве не успевают пройти до конца.

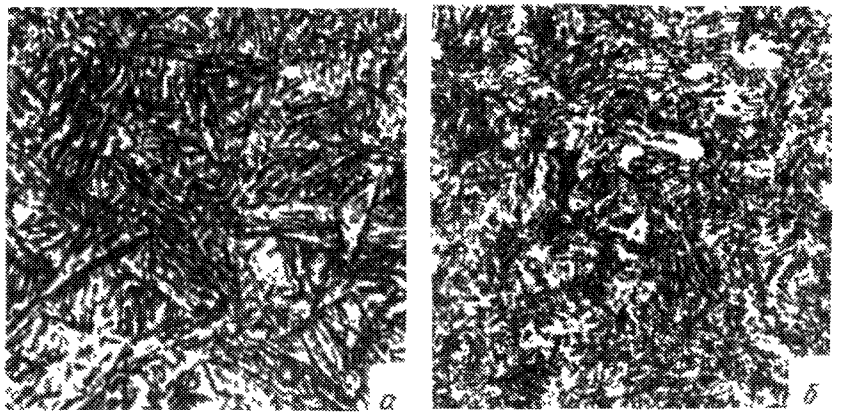


Рис. 220. Микроструктура стали (0,45 % С). ×500:
***а* — отпуск при 400 °С, троостит; *б* — отпуск при 550 °С, сорбит**

Игольчатый характер строения мартенсита сохраняется до высоких температур и только при продолжительном отпуске при 650 °С вместо игольчатой мартенситной структуры наблюдаются равновесные мелкие ферритные зерна. Дальнейшее повышение температуры приводит к процессам возврата (преимущественно уменьшению плотности дислокаций) в феррите и рекристаллизации ферритных зерен.

Сталь, отпущенная при 350—500 °С, имеет структуру троостита (рис. 220, *а*), а при 500—600 °С — структуру сорбита (рис. 220, *б*). Эти структуры представляющие собой смесь цементита и феррита, различаются по твердости и степени дисперсности цементитных частиц.

7. Влияние термической обработки на свойства стали

В результате термической обработки существенно изменяются свойства стали. Наибольшее значение имеют механические свойства.

В отожженном, нормализованном или отпущенном ($t_{отп} > > 400$ °С) состоянии сталь состоит из пластичного феррита и включений карбидов (цементита). **Феррит обладает низкой прочностью и высокой пластичностью, цементит же при нулевом значении удлинения и сужения имеет высокую твердость (около 800 НВ). Более высокое значение прочности и меньшая пластичность сплавов с содержанием углерода выше 0,01 %, очевидно, объясняется упрочняющим действием карбидных включений. Поскольку пластической деформации (при том или ином виде нагружения) может подвергаться только феррит, упрочняющее действие твердых карбидных включений можно представить следующим образом.**

При малом количестве цементитных включений (рис. 221, *а*) пластическая деформация развивается относительно беспрепятственно, и свойства материала характеризуются невысокой твердостью.

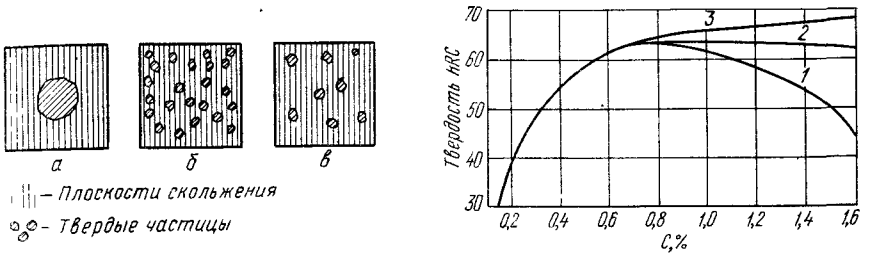


Рис. 221. Влияние твердых частиц на твердость и пластичность

Рис. 222. Твердость стали в зависимости от содержания углерода и температуры закалки: *1* — нагрев выше Ac_3; *2* — нагрев только выше Ac_1 (770 °С); *3* — микротвердость мартенсита

Если таких частиц будет больше, например если при термической обработке измельчаются частицы цементита (рис. 221, *б*), то вокруг этих частиц возникает искажение кристаллической решетки, что препятствует движению дислокаций, и сталь упрочняется. Наоборот, в результате укрупнения этих частиц (рис. 221, *в*) освободятся некоторые объемы феррита для движения дислокаций, и способность стали к пластической деформации увеличится.

Таким образом, твердость (прочность) феррито-цементитной (или другой двухфазной) смеси будет складываться из природной твердости основы плюс приращение твердости за счет объемов металла с искаженной решеткой, которое в первом приближении пропорционально поверхности раздела фаз, т. е. $H_c = H_0 + aS$, где H_c и H_0 — число твердости сплава и основы соответственно; S — поверхность раздела фаз; a — коэффициент.

Если твердость выражать в единицах Бринелля, а поверхность раздела фаз в мм^2/мм^3 (подсчитывается, исходя из среднего размера частиц и их количества в 1 мм^3), то для стали с зернистыми включениями цементита $a = 0{,}004$, а для стали с пластинчатыми включениями (пластинчатый перлит) $a = 0{,}002$. H_0 — твердость чистого железа, равная 80 НВ.

Таким образом объясняется изменение твердости в отожженной (нормализованной) или отпущенной стали, имеющей структуру ферритоцементитной смеси разной дисперсности. Но объяснить так высокую твердость мартенсита нельзя. Высокая твердость мартенсита объясняется тем, что элементарные кристаллические ячейки его искажены, вследствие чего пластическая деформация затруднена и образование сдвигов в мартенсите почти невозможно. Чем больше углерода в стали, тем больше искаженность тетрагональной решетки

мартенсита и больше его твердость. Твердость мартенсита зависит в первую очередь от содержания в мартенсите (в стали) углерода. Мартенсит в стали, содержащей 0,1 % С, имеет твердость примерно 30 HRC. При 0,7 % С твердость мартенсита достигает максимального значения 64 HRC, и при дальнейшем увеличении содержания углерода она существенно не увеличивается (рис. 222, кривая 2). Впрочем, эта кривая не характеризует твердость закаленной стали, так как сталь, кроме мартенсита, содержит то или иное количество остаточного аустенита. Если нагрев под закалку был произведен выше точки Ac_3 и весь углерод был переведен в твердый раствор, то твердость закаленной стали при увеличении содержания углерода свыше 0,8 % снижается из-за возрастания количества остаточного аустенита (рис. 222, кривая *1*).

Нагрев под закалку до обычных температур, т. е. до $Ac_1 + 30$ °С, переводит в раствор у всех заэвтектоидных сталей одинаковое количество углерода (в соответствии с линией *SE* диаграммы железо—углерод) и поэтому фиксируется одинаковое количество остаточного аустенита. Твердость в этом случае для всех заэвтектоидных сталей получается одинаковая (рис. 222, кривая *2*).

Кроме твердости, большое значение имеет пластичность (вязкость) стали. Чем выше твердость, тем, как правило, ниже пластичность и вязкость. Однако и при одинаковой твердости показатели пластических и вязких свойств могут сильно колебаться в зависимости от структуры и размеров пластин мартенсита. Обычно с укрупнением структуры пластические и вязкие свойства снижаются.

Описанный в п. 4 этой главы механизм мартенситного превращения — бездиффузионность и ориентированность — обусловливает большую зависимость структуры мартенсита от исходной структуры аустенита. Как и сдвиг при пластической деформации, так и мартенситная пластина развивается внутри зерна аустенита, разрастаясь от края до края. Значит, чем крупнее зерно аустенита, тем длиннее образующиеся мартенситные пластины. На рис. 223 показано, что в крупном зерне аустенита образовались крупные иглы мартенсита, а в мелких зернах аустенита — мелкие мартенситные иглы. Поскольку пластические свойства и особенно вязкость мартенсита и продуктов его распада (до тех температур отпуска, при которых сохраняется игольчатость микроструктуры) с огрублением структуры сильно ухудшаются (твердость практически не зависит от размера игл мартенсита), описанная зависимость свойств термически обработанной стали от размера пластин мартенсита имеет большое значение.

Для получения высокого комплекса механических свойств следует стремиться к тому, чтобы после закалки получалась мелкоигольчатая мартенситная структура, что достигается лишь при исходной мелкозернистой аустенитной структуре.

Как было отмечено, снижение температуры изотермического распада аустенита приводит к увеличению дисперсности феррито-цементитных частиц и к повышению вследствие этого твердости. Следовательно, перлит, т. е. продукт превращения аустенита при 650—700 °С, имеет меньшую твердость, чем сорбит, получающийся в результате распада аустенита при 600—650 °С, и т. д. Примерная твердость различных структур, полученных при изотермическом распаде аустенита, была указана на рис. 190.

Отпуск — заключительная операция термической обработки, придающая стальному изделию окончательные свойства, поэтому свойства отпущенных сталей рассмотрим подробнее. Изменение твердости сталей с разным содержанием углерода в зависимости от температуры отпуска показано на рис. 224.

Изменение твердости при отпуске является следствием изменений в строении, происходящих при отпуске. Нагрев до 100 °С сопровождается слабым повышением твердости (на 1—2 HRC) вследствие превращения тетрагонального мартенсита в отпущенный (это слабое повышение твердости наблюдается лишь в высокоуглеродистых сталях). С дальнейшим повышением температуры отпуска твердость падает, вследствие укрупнения карбидных частиц и обеднения углеродом α-твердого



Рис. 223. Иглы мартенсита в разных по размеру аустенитных зернах, ×500

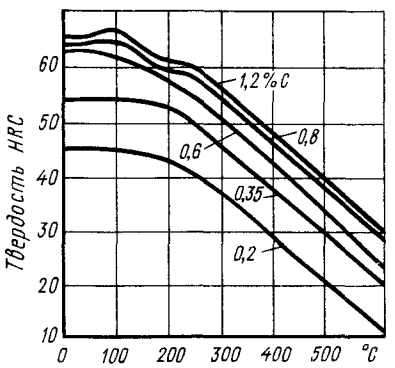


Рис. 224. Зависимость твердости от температуры отпуска (углеродистые стали с различным содержанием углерода)

раствора. Прямолинейная зависимость падения твердости от температуры нарушается в районе 200—250 °С, т. е. при превращении остаточного аустенита. При этих температурах падение твердости замедляется, а в высокоуглеродистых сталях наблюдается даже некоторое повышение вследствие превращения остаточного аустенита в более твердый отпущенный мартенсит.

Общая тенденция состоит в том, что твердость с повышением температуры отпуска падает, так же как и другие показатели прочности ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$), тогда как показатели пластичности (δ, ψ) возрастают (рис. 225). Однако изменение этих свойств с повышением температуры отпуска не монотонно. На рис. 225 отметки на левой шкале отвечают свойствам в закаленном (неотпущенном) состоянии, на правой — в отожженном состоянии.

Отпуск при 300 °С приводит к повышению предела прочности и предела упругости. Эти характеристики вследствие напряженного состояния стали в закаленном состоянии или при отпуске при низкой температуре получаются пониженными.

Показатели пластичности (δ, ψ) увеличиваются с повышением температуры отпуска. Наибольшая пластичность (ψ) соответствует отпуску при 600—650 °С, когда весь комплекс механических свойств

выше, чем у отожженной стали. Отпуск выше 650 °С уже не повышает пластичность (ψ).

Более высокие механические свойства закаленной и высокоотпущенной стали по сравнению с отожженной или нормализованной (при равной прочности у закаленной и высокоотпущенной $\sigma_{0,2}$, ψ, $a_н$ выше) объясняются различным строением сорбита (перлита) отпуска и сорбита закалки, имеющих, как указывалось выше, в первом случае зернистое, а во втором — пластинчатое строение. Двойная термическая обработка, состоящая в закалке с последующим высоким отпуском, существенно улучшающая общий комплекс механических свойств, является основным видом термической обработки конструкционных сталей и называется *улучшением* (*термическим улучшением*).

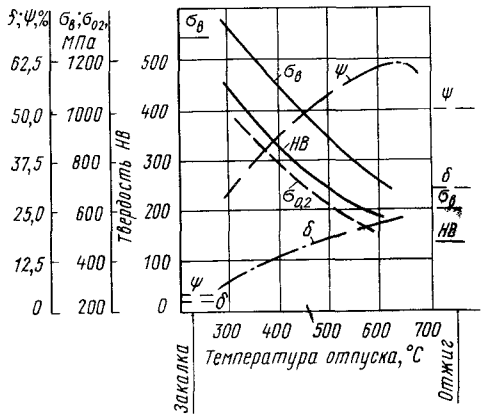


Рис. 225. Механические свойства стали 40 в зависимости от температуры отпуска

Ударная вязкость стали в зависимости от температуры отпуска изменяется следующим образом. У закаленной углеродистой стали при обычном испытании на ударный изгиб вязкость сохраняется низкой вплоть до температуры отпуска 400 °С, после чего начинается интенсивное повышение ударной вязкости; максимум ее достигается при 600 °С. В некоторых сталях (легированных) отпуск примерно при 300 °С снижает ударную вязкость, которая повышается лишь при отпуске выше 450—500 °С. Явление это будет рассмотрено дальше (гл. XVI, п. 2).

Мы уже рассматривали изменения свойств стали в зависимости от температуры отпуска. Температура отпуска — наиболее существенный фактор, влияющий на свойства отпущенной стали. При отпуске протекают диффузионные процессы, поэтому выдержка на той или иной стадии способствует превращениям, происходящим при данных температурах.

Продолжительный отпуск можно заменить более коротким, но при несколько более высокой температуре. Если температуру и продолжительность отпуска сбалансировать таким образом, что твердость будет одинаковой (такие отпуски называются *изосклерными*), то и остальные механические свойства будут близкими.

В отличие от некоторых легированных сталей механические свойства углеродистых (и многих других) сталей не зависят от скорости охлаждения после нагрева до температуры отпуска. Свойства стали после отпуска зависят только от температуры и продолжительности отпуска.

8. Термомеханическая обработка

Как было отмечено, термомеханическая (термопластическая) обработка заключается в совмещении двух способов упрочнения — пластической деформации и фазовых изменений.

Применительно к стали термомеханическая обработка (ТМО) заключается в наклепе аустенита с последующим его превращением.

Наиболее распространенными видами ТМО являются (рис. 226):

высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), которая состоит из деформирования аустенита выше температуры рекристаллизации ($t_р$, рис. 226) обычно выше критических точек и быстрого охлаждения;

низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО), которая состоит из деформирования аустенита ниже $t_р$, т. е. нестабильного аустенита переохлажденного ниже критических точек с последующим охлаждением и фазовым превращением.

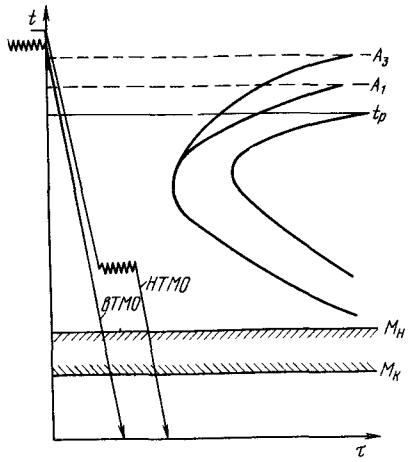


Рис. 226. Классификационная схема ТМО

Имеется еще много других вариантов ТМО, различающихся условиями нагрева или охлаждения, характером деформации и другими деталями, описывать которые здесь не представляется возможным.

Объединяет все варианты ТМО то, что аустенит в результате пластической деформации претерпевает изменения, которые в какой-то степени (может быть даже полностью) передаются мартенситу.

В результате сталь упрочняется, как за счет мартенситной реакции, но и дополнительное упрочнение вносят дефекты строения, унаследованные мартенситом от деформированного аустенита.

Типичным видом ТМО является НТМО [1]. Переохлажденный до 500—600 °С аустенит деформируется и наклепывается. Чем больше продеформирован и, следовательно, упрочнен аустенит, тем выше прочность мартенсита. Для получения максимальной прочности стремятся применять большие степени деформации (80—90 %). Так как температура деформации сравнительно низкая (значительно ниже обычных температур горячей деформации), то пластичность (точнее сопротивление деформации) у стали высокая, а необходимость сильно деформировать сталь создает определенные технологические трудности.

[1] В иностранной литературе на английском языке именуемая аусформинг. Словосочетание показывает, что деформируется аустенит.

Если принять во внимание, что при НТМО повышение прочности сопровождается понижением пластичности, то не будет удивительным, что НТМО не получила широкого распространения.

ВТМО не является типичным примером ТМО хотя бы потому, что наклеп аустенита не сохраняется в чистом виде до мартенситного превращения. Как явствует из определения ВТМО, последнее осуществляется выше температуры рекристаллизации и если немедленно после деформации не охладить сталь ниже $t_р$, что практически трудно осуществить, то будут происходить рекристаллизационные процессы.

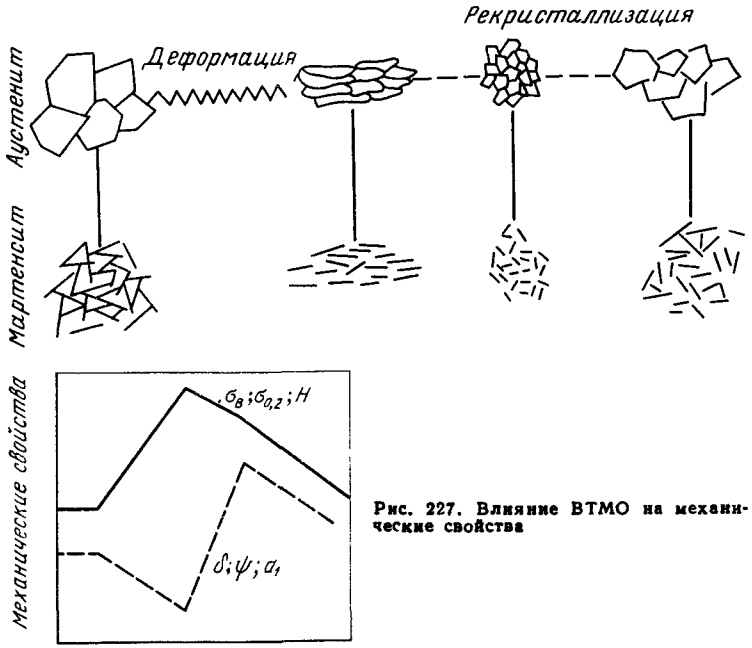


Рис. 227. Влияние ВТМО на механические свойства

Практически, и это оказывается не совсем плохо, так как имеется пауза — интервал времени от конца деформации до начала закалочного охлаждения, во время которой происходит рекристаллизация аустенита. Оптимальные результаты достигаются тогда, когда пауза достаточна, чтобы полностью протекала первая стадия рекристаллизации, т. е. наклеп был бы снят и образовались мелкие рекристаллизованные зерна аустенита. Выдержка (пауза) сверх той, которая необходима для завершения первичной рекристаллизации приводит к росту зерна и ухудшению свойств. Поскольку при таком варианте ВТМО упрочняющего металл наклепа не создается, то и обычного упрочнения (повышения $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, твердости) не наблюдается, но в результате измельчения зерна понижается порог хладноломкости, увеличивается в высокопрочных сталях доля вязкой составляющей в изломе, что при обычных испытаниях приводит к повышению пластических (ψ) и вязких ($a_н$) свойств (рис. 227).

Для достижения этого эффекта не требуется значительная деформация и при ВТМО она равна приблизительно 30 %.

Во всех случаях при ТМО после деформации следует мартенситное превращение, а затем отпуск на заданную прочность (пластичность).

В отдельных случаях после деформации сталь подвергают изотермическому бейнитному распаду (ВТМИзО) [1].

Во всех случаях при ТМО превращение происходит после деформации. Но имеется класс обработок, которые осуществляют в обратном порядке — не наклеп, а затем превращение, а превращение потом наклеп. Эти обработки объединяют общим названием *механико-термическая обработка* (МТО).

Если создать высокую прочность (мартенсит) с помощью закалки, то возможности упрочнения пластической деформации такого структурного состояния невелики из-за малой пластичности мартенсита. Тем не менее деформация на 3—5 % мартенсита позволит получить дополнительное упрочнение на 10—20 %. Такая обработка (закалка на мартенсит + малая пластическая деформация + низкий отпуск) обозначается МТО, тоже получает применение, ее иногда называют *марформинг* (деформации подвергается мартенсит) в отличие от *аусформинга*, когда деформации подвергается аустенит (ТМО).

Данные, приведенные выше, показывают, что термической обработкой, в том числе в сочетании с деформацией, можно существенно (в два — три раза против отожженного, неупрочненного состояния) повысить прочностные свойства.

Таблица 27. Влияние термической обработки на механические свойства стали

Термическая обработка	Прочность	Пластичность	Вязкость
Отжиг	Самая низкая	Самая высокая	Средняя
Нормализация . . .	Низкая	Высокая	Высокая
Улучшение	Средняя	»	Самая высокая
ВТМО (аусформинг)	Высокая	»	» »
НТМО (аусформинг)	Самая высокая	Самая низкая	Средняя
МТО (марформинг)	» »	» »	Самая низкая

В большинстве случаев увеличение прочности сопровождается снижением пластических свойств (исключение—упрочнение за счет измельчения зерна аустенита), правда в разной степени в зависимости от режима термической обработки (табл. 27).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Курдюмов Г. В. Явления закалки и отпуска стали. М.: Металлургиздат, 1960, 64 с.

Гуляев А. П. Термическая обработка стали. М.: Машгиз, 1960. 495 с.

Блантер М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали. М.: Металлургия, 1962. 268 с.

Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. М.: Металлургия, 1973. 208 с.

Белоус М. В., Черепин В. Т., Васильев М. А. Превращения при отпуске стали. М.: Металлургия, 1973. 231 с.

Лысак Л. И., Николин Б. И. Физические основы термической обработки стали. Киев: Техника, 1975. 303 с.

[1] Предложена Л. И. Тушинским.

Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 237 с.

Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 389 с.

Уманский Я. С., Скаков Ю. А. Физика металлов. М.: Атомиздат, 1978. 351 с.

Металловедение и термическая обработка стали. Т. 2: Справочник/Под ред. Бернштейна М. Л., Рахштадта А. Г. М.: Металлургия, 1983. 366 с.

Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 231 с.

Глава XI

ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

1. Выбор температуры закалки

Температура закалки для сталей большинства марок определяется положением критических точек A_1 и A_3.

Для углеродистых сталей температуру закалки можно определить по диаграмме железо—углерод (рис. 228). Обычно для доэвтектоидной стали она должна быть на 30—50 °С выше Ac_3, а для заэвтектоидной стали — на 30—50 °С выше Ac_1.

При закалке доэвтектоидной стали с температуры выше Ac_1, но ниже Ac_3 в структуре наряду с мартенситом сохраняется часть феррита (рис. 229, *а*), который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства после отпуска. Такая закалка называется *неполной*.

Для заэвтектоидных сталей оптимальная температура закалки лежит в интервале между Ac_1 и Ac_3 и теоретически является неполной (рис. 229, *б*).

Наличие в структуре закаленной стали избыточного цементита полезно во многих отношениях. Например, включения избыточного цементита повышают износоустойчивость стали. Нагрев же выше Ac_3 опасен и не нужен, так как он не повышает твердости, наоборот твердость даже несколько падает вследствие растворения избыточного цементита и увеличения остаточного аустенита (см. выше рис. 224, кривая *1*); при таком нагреве растет зерно аустенита, увеличивается возможность возникновения больших закалочных напряжений, интенсивнее обезуглероживается сталь с поверхности и т. д.

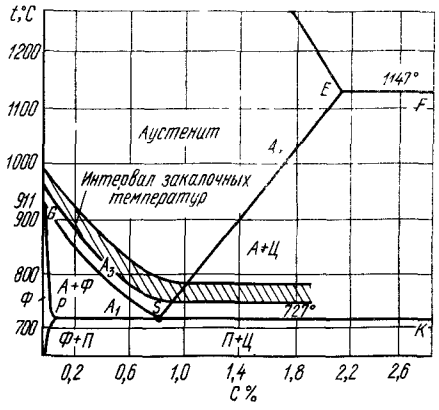


Рис. 228. Интервал закалочных температур углеродистой стали

Таким образом, оптимальной является закалка доэвтектоидной стали от температуры на 30—50 °С выше Ac_3, а для заэвтектоидной стали на 30—50° выше Ac_1.

Повышение температуры закалки выше этих температур и вызванный этим рост зерна аустенита обнаруживаются в первую очередь

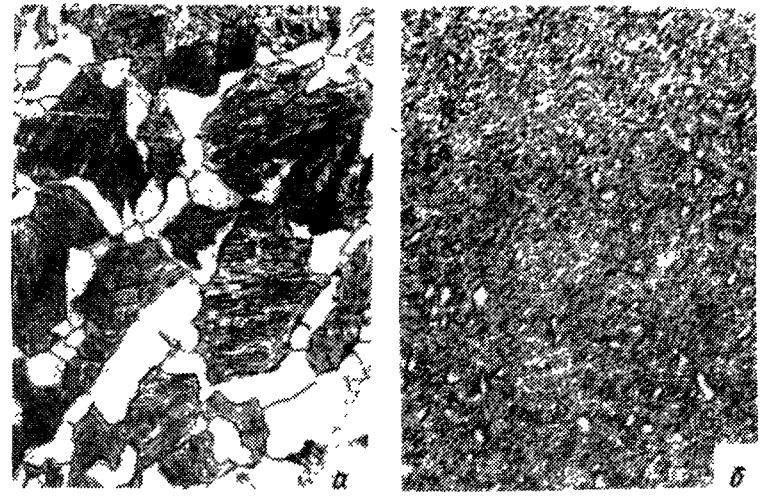


Рис. 229. Микроструктура закаленной стали:
а — доэвтектоидная сталь, неполная закалка — нагрев выше Ac_1, но ниже Ac_3, мартенсит—феррит; *б* — заэвтектоидная сталь, правильная закалка — нагрев выше Ac_1, ниже Ac_3 мартенсит + цементит, ×500

в получении более грубой и крупноигольчатой структуры мартенсита (см. рис. 200), или грубого крупнокристаллического излома. Следствием такого строения является низкая вязкость [1].

2. Время нагрева

Общее время нагрева складывается из времени нагрева до заданной температуры ($\tau_н$) и времени выдержки при этой температуре ($\tau_в$), следовательно

$$\tau_{общ} = \tau_н + \tau_в. \qquad (1)$$

Величина $\tau_н$ зависит от нагревающей способности среды, от размеров и формы деталей, от их укладки в печи; $\tau_в$ зависит от скоро-

[1] При укрупнении зерна параметр K_{1c} (см. с. 69), характеризующий сопротивление разрушению (полухрупкому, хрупкому), возрастает, тогда как ударная вязкость и порог хладноломкости (первое характеризует сопротивление вязкому, второе — хрупкому разрушению) снижаются. Многолетний опыт анализа разрушений показывает, что крупнозернистость строения является причиной разрушений, обусловленных несоблюдением правильных режимов термической обработки или плохим проведением сварки или горячей обработки давлением. Сказанное вызывает определенные и достаточно обоснованные сомнения в том, вполне ли объективно оценивается надежность стали параметром K_{1c}.

сти фазовых превращений, которая определяется степенью перенагрева выше критической точки и дисперсностью исходной структуры.

Практически величина $\tau_в$ может быть принята равной 1 мин для углеродистых и 2 мин для легированных сталей [1]. При нагреве крупных деталей (когда $\tau_в$ значительно больше чем 1—2 мин) величиной $\tau_в$ можно пренебречь; в случае мелких деталей (диаметром или толщиной менее 1 мм) пренебрегают составляющей $\tau_н$.

Нагрев обычно проводят в газовой среде (воздух, продукты сгорания топлива), в расплавленных солях и расплавленных металлах. Соотношение времени $\tau_н$ в этих средах примерно таково: в газовых средах 1, расплавленных солях 0,5 и расплавленных металлах 0,25.

Чем крупнее изделие, тем больше $\tau_н$. Если сравнивать время нагрева ($\tau_н$) шара, цилиндра, параллелепипеда и пластины при условии, что $D_{шара} = d_{цил} = a_{пар} = \delta_{пл}$ (рис. 230), то соотношение времени нагрева следующее: для шара 1; параллелепипеда 2,5, цилиндра 2, пластины 4.

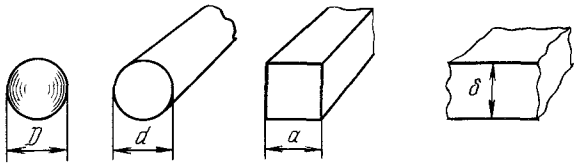


Рис. 230.

Наконец, если сравнивать продолжительность нагрева $\tau_н$ для одинаковых изделий, из которых одно нагревается равномерно со всех сторон, другое только с трех сторон (например, параллелепипеда, лежащего на холодном полу печи) и третье — только с одной стороны, то эти продолжительности будут относиться как $1 : 1{,}5 \cdot 4$.

Итак, время нагрева зависит от многих факторов и на практике колеблется от 1—2 мин (нагрев мелких деталей в соли) до многих часов (нагрев крупных деталей тяжелого машиностроения в печи).

Точно установить время нагрева можно лишь опытным путем для данной детали в данных конкретных условиях, а приближенно — можно подсчитать. Имеется несколько приближенных способов расчета времени нагрева.

Рассмотрим один из них.

Расчет проводят по формуле (1). Пусть τ равно 1 или 2 мин:

$$\tau_н = 0{,}1 D_1 K_1 K_2 K_3, \qquad (2)$$

где D_1 — размерная характеристика изделия (мм) — минимальный размер максимального сечения (т. е. детали находят максимальное поперечное сечение и в нем — минимальный размер; в пластине это будет ее толщина δ — рис 230) Это и будет характеристический размер D_1; K_1 — коэффициент среды (для газа 2, соли 1, металла 0,5); K_2 — коэффициент формы (для шара 1, цилиндра 2, параллелепипеда 2,5, пластины 4); K_3 — коэффициент равномерности нагрева (всесторонний нагрев 1, односторонний 4).

Пример. Определить время нагрева детали, изображенной на рис. 231. Нагрев всесторонний, осуществляется в печи, сталь легированная.

Максимальное поперечное сечение 30×40, следовательно, $D_1 = 30$. Находим $\tau_н$, подставляя значения коэффициентов в формулу (2):

$$\tau_н = 0{,}1 \cdot 30 \cdot 2 \cdot 2{,}5 \cdot 1 = 15 \text{ мин, а}$$

$$\tau_{общ} = 15 + 2 = 17 \text{ мин.}$$

Следует отметить, что сказанное относится к нагреву примерно до 800—900 °С, т. е. до температур, обычно принятых для нагрева под закалку, отжиг, нормализацию большинства марок сталей.

[1] Так как в легированных сталях карбиды медленнее переходят в твердый раствор.

При необходимости проводить нагрев в печи до более высокой температуры (например, нагрев под закалку нержавеющих или быстрорежущих сталей) время нагрева сокращается, так как интенсивность нагрева лучеиспусканием быстро возрастает с повышением температуры. Наоборот, нагрев в печи до температур ниже 800—900 °С, например нагрев под отпуск, протекает значительно медленнее, чем ниже температура, так как при низких температурах нагрев осуществляется главным образом конвекцией, а не лучеиспусканием.

Естественно, что все рассмотренные случаи относятся к таким, когда нагревающий агрегат (печь, ванна) достаточно мощный и внесенные в него холодные детали заметным образом не снижают температуры рабочего пространства.

3. Химическое воздействие нагревающей среды

При высокой температуре происходит химическое взаимодействие поверхности металла с окружающей средой, причем особое значение имеют два процесса:

1) *обезуглероживание* стали, связанное с выгоранием углерода в поверхностных слоях ($C + O_2 \rightarrow CO_2$); 2) *окисление* стали, ведущее к образованию на поверхности окалины, окислов железа ($2Fe + O_2 \rightarrow 2FeO$).

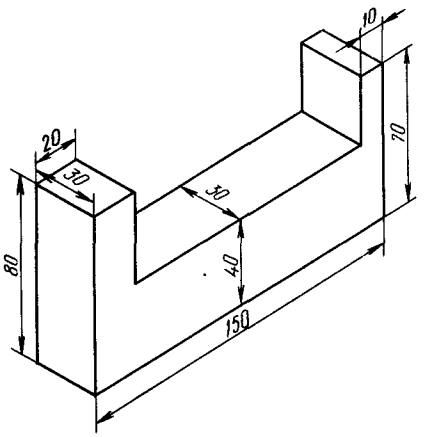


Рис. 231.

Интенсивность окисления и обезуглероживания стали зависит от температуры, состава стали и состава окружающей газовой среды.

Процессы окисления и обезуглероживания — диффузионные, и естественно, что с повышением температуры они ускоряются.

В атмосфере печи в зависимости от рода топлива, условий его сжигания и температуры образуются различные газы, в том числе CO_2; CO; O_2; H_2; H_2O; N_2; CH_4.

Эти газовые среды различно влияют на сталь. Так, H_2 обезуглероживает, CO_2 окисляет, O_2 и H_2O окисляют и обезуглероживают, CO и CH_4 науглероживают.

Изучив законы равновесия этих газов, т. е. взаимодействия газов между собой и газов со сталью, можно создать при заданных температурах термической обработки такие условия, при которых реакции окисление $\rightleftarrows$ восстановление и обезуглероживание $\rightleftarrows$ науглероживание протекают с одинаковой скоростью в обе стороны, т. е. практически не изменяют состав металла и металл не реагирует с атмосферой. В этом случае *атмосфера нейтральна*; она не воздействует на поверхность металла и не изменяет ее.

Для получения в печи нейтральной атмосферы для данной температуры и данного сорта стали (содержания в стали углерода) необходимо иметь определенное соотношение науглероживающих, окисляющих, обезуглероживающих и восстанавливающих газов, т. е. иметь определенные соотношения:

$$\frac{CO_2}{CO}; \quad \frac{H_2O}{H_2}; \quad \frac{CH_4}{H_2}.$$

Кроме того нейтральной средой является чистый азот (N_2), а также вакуум.

Современные печи для светлого нагрева, так называемые печи с контролируемой атмосферой, имеют специальную установку, в которой получают газовую среду требуемого состава, которую подают в печь (закалочную, отжигательную). Печи могут быть электрическими или муфельными с наружным обогревом муфеля.

Кроме газовых нейтральных сред, нагрев без окисления и обезуглероживания стали осуществляется в расплавленных солях.

Соль составляют так, чтобы она имела температуру полного расплавления более низкую, чем заданная температура термической обработки. Требуется также, чтобы прилипшая к поверхности детали корочка соли легко растворялась и смывалась водой.

Получили применение смеси хлористых, азотнокислых и азотистокислых солей щелочноземельных металлов и смеси щелочей. Наиболее применяемые составы солей с указанием области их применения приведены в табл. 28.

Таблица 28. **Состав солей, применяемых для нагрева металла**

Состав соли	Температура полного расплавления, °С	Рабочая температура, °С	Область применения
$BaCl_2$	900	1000—1300	Нагрев быстрорежущих, нержавеющих и других сталей
78 % $BaCl_2$ + 22 % NaCl	640	750—900	Нагрев под закалку углеродистых и низколегированных сталей
50 % NaCl + 50 % KCl	670	750—900	
20 % KCl + 60 % NaCl + + 20 % Na_2CO_3	700	750—900	
$NaNO_3$	310	400—550	Отпуск и ступенчатая закалка (среда охлаждения)
50 % $NaNO_3$ + 50 % KNO_3	220	300—400	
50 % $NaNO_3$ + 50 % KNO_2	150	160—300	
20 % NaOH + 80 % KOH	140	160—300	

В последнее время получает распространение нагрев в так называемом *кипящем слое*.

Если продувать горячий воздух сквозь слой, состоящий из мелких частиц (обычно корундовые диаметром 200—500 мкм), то такой слой «кипит», превращаясь как бы в жидкость. В него можно погружать изделия, и он будет средой нагрева, если имеет высокую температуру. Последнее достигается продуванием сквозь него горячего воздуха. Вместо воздуха можно использовать и другие среды, в том числе нейтральные. Кипящий слой — универсальная среда, которая может служить, например, закалочной средой (естественно, продуваемый воздух в этом случае холодный). Интенсивность охлаждения кипящего слоя занимает промежуточное положение между водой и маслом. Используя вместо воздуха разные активные среды, в нем можно производить разные операции химико-термической обработки — цементацию, азотирование и т. д.

4. Закалочные среды

При закалке для переохлаждения аустенита до температуры мартенситного превращения требуется быстрое охлаждение, но не во всем интервале температур (от температуры нагрева до комнатной температуры), а только в пределах 650—400 °С, т. е. в том интервале

температур, в котором аустенит менее всего устойчив, быстрее всего превращается в феррито-цементитную смесь. Выше 650 °С скорость превращения аустенита мала, и поэтому сталь при закалке можно охлаждать в этом интервале температур медленно, но, конечно, не настолько, чтобы началось выпадение феррита или превращение аустенита в перлит. Интервал 650—400 °С должен быть пройден быстро. В углеродистой стали ниже 400 °С вновь начинается зона относительной устойчивости аустенита, охлаждение снова может быть медленным [1]. Наконец, в мартенситном интервале, начиная с 200—300 °С, особенно желательно замедленное охлаждение, чтобы к значительным структурным напряжениям не прибавились термические напряжения, возникающие в результате быстрого охлаждения. Идеальная кривая охлаждения при закалке показана на рис. 232.

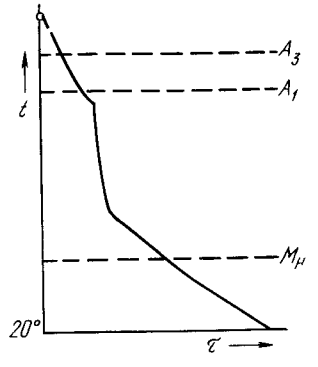


Рис. 232. **Идеальная кривая охлаждения при закалке**

Механизм действия закалочных среда (вода, масло) следующий. В момент погружения изделия в закалочную среду вокруг него образуется пленка перегретого пара, охлаждение происходит через слой этой паровой рубашки, т. е. относительно медленно. Когда температура поверхности достигает некоторого значения (определяемого составом закаливающей жидкости), при котором паровая рубашка разрывается, то жидкость начинает кипеть на поверхности детали, и охлаждение происходит быстро.

Первый этап относительно медленного охлаждения называется стадией *пленочного кипения*, второй этап быстрого охлаждения — стадией *пузырчатого кипения*.

Таблица 29. **Характеристика закалочных сред**

Закаливающая среда	Температурный интервал пузырчатого кипения, °С	Относительная интенсивность охлаждения в середине интервала пузырчатого кипения
Вода:		
20 °С	400—100	1
40 °С	350—100	0,7
80 °С	250—100	0,2
Дистиллированная вода, 20 °С	350—100	0,5
Раствор в воде, 20 °С:		
1 %-ный NaCl	500—100	1,5
10 %-ный NaCl	650—100	3,0
5—30 %-ный NaOH	650—100	2,5
50 %-ный NaOH	650—100	2,0
50 %-ный раствор в воде NaOH, 96 °С	650—100	1,0
Масло минеральное, 20—200 °С	500—250	0,3

[1] В легированных сталях при 400—300 °С вновь может начаться ускоренное превращение аустенита, поэтому их необходимо в этом интервале температур охлаждать достаточно быстро, со скоростью, в некоторых случаях даже большей, чем при 400—600 °С.

Когда температура поверхности металла ниже температуры кипения жидкости (при охлаждении в воде — ниже 100 °С), жидкость кипеть уже не будет, и охлаждение замедлится. Этот третий этап охлаждения носит название стадии *конвективного теплообмена*

Закалочная жидкость охлаждает тем интенсивнее, чем шире интервал стадии пузырчатого кипения, т. е. чем выше температура перехода от первой стадии охлаждения ко второй и чем ниже температура перехода от второй стадии к третьей.

В табл. 29 приведены температуры (примерные), разграничивающие различные стадии охлаждения, и сравнительная интенсивность действия разных закалочных сред. Кроме того, интенсивность охлаждения зависит от температуры жидкости, от ее физических свойств, вязкости, скрытой теплоты парообразования.

5. Прокаливаемость

Под *прокаливаемостью* подразумевают глубину проникновения закаленной зоны [1].

Несквозная прокаливаемость объясняется тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее — в сердце-

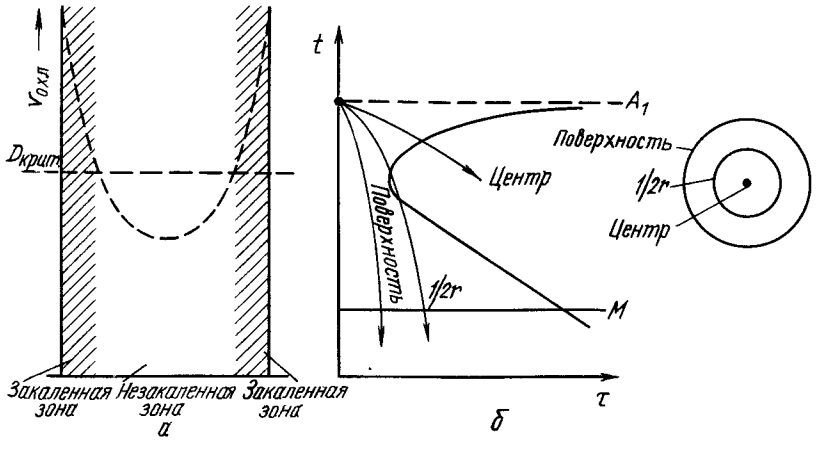


Рис. 233. Схемы, показывающие различную скорость охлаждения по сечению и в связи с этим несквозную прокаливаемость

вине. При закалке скорость охлаждения распределяется по сечению так, как это показано на рис. 233, *а*, пунктирной линией; у поверхности скорость охлаждения максимальная, в центре — минимальная. Если критическая скорость закалки равна величине, показанной на этой схеме горизонтальной пунктирной линией, то деталь не прокаливается насквозь, и глубина закалки будет равна заштрихованному слою (рис. 233, *а*).

Очевидно, с уменьшением критической скорости закалки увеличивается и глубина закаленного слоя, и если $v_к$ будет меньше скорости охлаждения в центре, то это сечение закалится насквозь. Если

[1] Не следует путать с *закаливаемостью*, которая характеризуется максимальным значением твердости, приобретенной сталью в результате закалки Закаливаемость зависит главным образом от содержания углерода (см. рис. 222).

сечение велико и скорость охлаждения на поверхности меньше $v_к$, то при данном способе закалки сталь не закалится даже на поверхности.

Следовательно, чем меньше $v_к$, тем глубже прокаливаемость. Прокаливаемость, как и $v_к$, тесно связана со скоростью превращения аустенита в перлит и, следовательно, с расположением кривой начала превращения на *С*-диаграмме.

Предположим, что имеем цилиндрическую деталь. Кривые охлаждения центра, поверхности и сечения, расположенного на половине радиуса от поверхности, наложенные на *С*-диаграмму, показаны на рис. 233, *б*. Для данной стали при данных условиях охлаждения на поверхности получится мартенситная структура, в центре — перлитная, на расстоянии половины радиуса получится мартенсит + + тростит.

Если *С*-кривая располагается правее, чем показано на рис. 233, *б*, вследствие большей устойчивости переохлажденного аустенита, то, очевидно прокаливаемость увеличится.

Следовательно, чем медленнее происходит превращение аустенита в перлит, чем правее расположены линии на диаграмме изотермического распада аустенита, тем глубже прокаливаемость.

Основные факторы, влияющие на скорость перлитной кристаллизации:

состав аустенита. Все элементы, растворимые в аустените (за исключением кобальта), замедляют превращение;

нерастворенные частицы (карбиды, оксиды, интерметаллические соединения). Эти частицы ускоряют превращение, так как являются дополнительными центрами кристаллизации и увеличивают ч. ц. при превращении аустенит → перлит;

неоднородный аустенит. Он быстрее превращается в перлит, так как скорость превращения определяется в этом случае менее насыщенной частью твердого раствора;

размер зерна аустенита. Увеличение размера зерна замедляет превращение, так как центры кристаллизации образуются преимущественно по границам зерна, а чем крупнее зерно, тем, следовательно, меньше суммарная протяженность границ, тем меньше значения ч. ц.

Таким образом, все перечисленные факторы, которые снижают скорость аустенито-перлитного превращения, способствуют углублению прокаливаемости.

Для практической оценки прокаливаемости пользуются величиной, которая называется *критическим диаметром*.

Критический диаметр ($D_к$) — это максимальный диаметр цилиндрического прутка, который прокаливается насквозь в данном охладителе. Следовательно, для данной стали каждой закалочной среде соответствует свой критический диаметр. Очевидно, чем интенсивнее охлаждает закалочная среда, тем больше величина критического диаметра.

На рис. 234 показана глубина закалки (незаштрихованная часть сечения) закаленных в воде и масле образцов различного диаметра

одной и той же стали. Распределение закаленной и незакаленной зон показывает, что для каждого охладителя есть максимальное сечение, прокаливающееся насквозь ($D_к$), причем $D_{к_м} < D_{к_в}$, так как масло охлаждает медленнее, чем вода.

Чтобы не ставить прокаливаемость в зависимости от способа охлаждения, вводят понятие *идеальный критический диаметр* (обозначается D_∞). Это — диаметр максимального сечения, прокаливающегося насквозь в «идеальной» жидкости, отнимающей тепло с бесконечно большой скоростью.

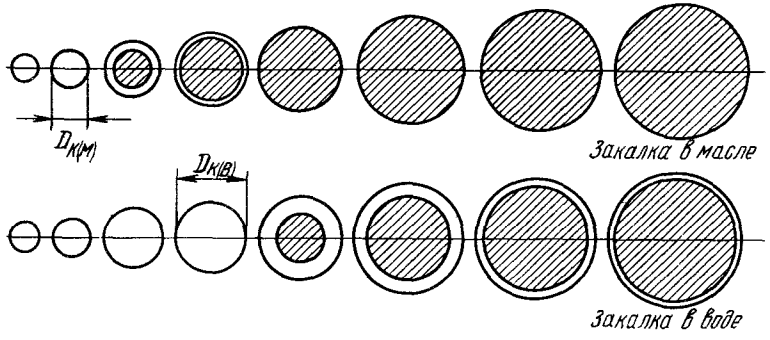


Рис. 234. Прокаливаемость прутков различного размера при закалке в воде и масле (заштрихована незакаленная сердцевина)

Критический диаметр — важная и удобная величина при назначении марки стали на изделие.

Если нужно, чтобы изделие при термической обработке прокаливалось насквозь, следует выбрать такую сталь, чтобы критический диаметр был больше диаметра изделия.

Сталь обычно характеризуется критическим диаметром D_∞ или $D_{к_в}$ или $D_{к_м}$.

Зная один из критических диаметров, можно по номограмме (рис. 235) определить любой другой (т. е. если известно, например D_∞, можно определить $D_{к_в}$ или $D_{к_м}$ и т. д.).

Предположим, что нам известен идеальный критический диаметр D_∞, который равен, например, 48 мм. Зная D_∞, можно определить по этой номограмме (рис. 235) реальный критический диаметр $D_к$ для закалки в воде, масле и на воздухе. Для этого от точки 48 мм на верхней шкале абсцисс опускаем перпендикуляр до линии, характеризующей «идеальное» охлаждение ($\alpha = \infty$), и на уровне пересечения с этой линией проводим горизонтальную прямую. Точки пересечения этой горизонтали с наклонными линиями, характеризующими охлаждение в воде, масле и на воздухе, определяют реальные критические диаметры при охлаждении в этих средах; они соответственно будут равны 38; 26 и 3 мм.

Наиболее удобный и простой метод определения прокаливаемости и, следовательно, экспериментального определения «идеального» критического диаметра — метод *торцевой закалки*.

Схема охлаждения образца при определении прокаливаемости методом торцевой закалки показана на рис. 236. Очевидно, что только при таком охлаждении нижний торец охлаждается с максимальной скоростью, и скорость охлаждения убывает по мере удаления от торца. Измерив после закалки твердость на поверхности по длине образца и представив полученные результаты графически, у глубоко прокаливающейся стали получим плавное снижение твердости (кривая 2 на рис. 237), а у неглубоко прокаливающейся стали (кривая 1, на рис. 237) — резкое уменьшение твердости.

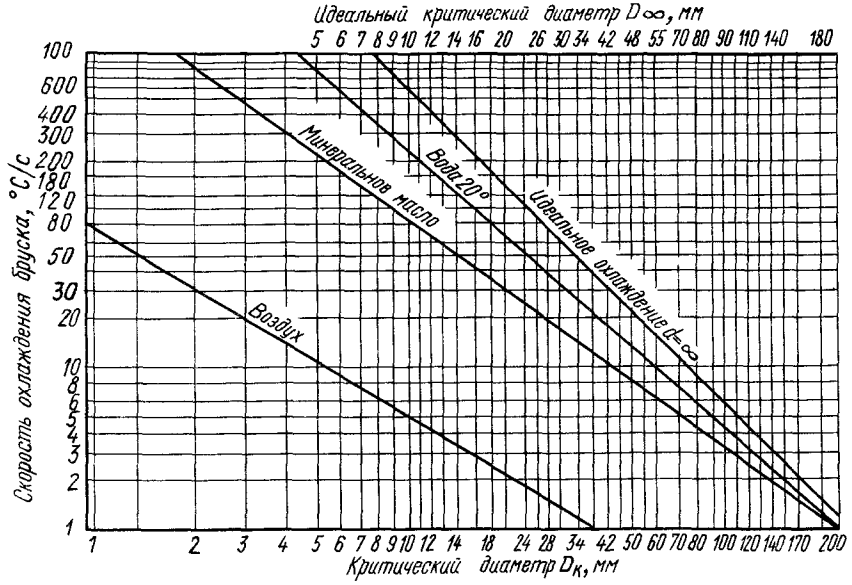


Рис. 235. Номограмма для определения прокаливаемости

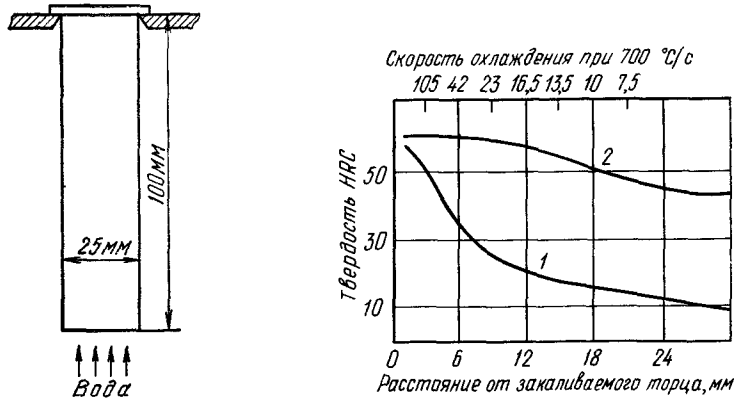


Рис. 236. Схема закалки образца при испытании на прокаливаемость методом торцевой закалки

Рис. 237. Твердость по длине образца после торцевой закалки:
1 — неглубоко прокаливающаяся сталь; 2 — глубоко прокаливающаяся сталь

Экспериментально установлено, какая скорость охлаждения получается в зависимости от расстояния от торца. Величина скорости охлаждения показана в верхней части диаграммы (рис. 237). Из диаграммы видно, что на расстоянии 6 мм от торца скорость охлаждения 42 °С/с, на расстоянии 18 мм — 10 °С/с и т. д.

Кривые, приведенные на рис. 237 — первичные кривые прокаливаемости. Согласно этим кривым можно определить, при какой скорости охлаждения при закалке какая будет получаться твердость. Однако эти первичные кривые прокаливаемости позволяют найти идеальный (D_∞) и реальный ($D_к$) критические диаметры

Снижение твердости при уменьшении скорости охлаждения ниже критической есть результат появления в закаленном изделии немартенситных структур. Однако наличие в структуре 5—10 % троостита практически не отразится на твердости, поэтому на кривой прокаливаемости, подобной приведенным на рис. 237, трудно найти эту границу перехода от мартенситной структуры к структуре мартенсит + небольшое количество троостита. При более значительном содержании троостита колебания в его количестве уже более резко и определенно отражаются на твердости, поэтому за границу между закаленной и незакаленной зонами принимают так называемый полумартенситный слой.

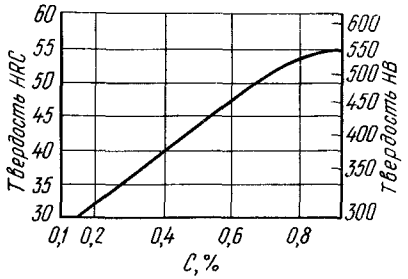


Рис. 238. Твердость полумартенситной зоны в зависимости от содержания углерода

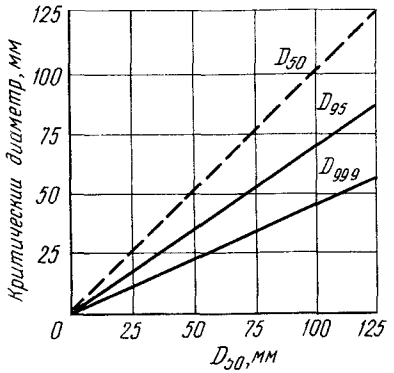


Рис. 239. График для определения полной прокаливаемости (по данным для полумартенситной прокаливаемости)

Твердость полумартенситного слоя зависит от содержания углерода (рис. 238). Кривые, приведенные на рис. 237 относятся к стали с 0,7 % С (полумартенситная твердость равна 50 HRC). Следовательно, полумартенситный слой находится для стали *1* на расстоянии 3 мм, а для стали *2* — на расстоянии 18 мм или твердость 50 HRC получается у стали *1* при охлаждении 105 °С/с, а у стали *2* — 10 °С/с.

Чтобы найти критический диаметр, определим значение этих скоростей на шкале ординат рис. 235, и на этом уровне проведем горизонтали до пересечения с наклонными линиями. Точки пересечения покажут идеальный критический диаметр и реальный критический диаметр для разных способов охлаждения. В данном случае D_∞ для стали *1* равен 25 мм и для стали *2* — 75 мм.

Для стали *1* критические диаметры равны при охлаждении в воде 16 мм, в масле 8,5 мм. Это — максимальные сечения, при закалке которых в воде или в масле полумартенситная структура получается в центре бруска.

Наличие 50 % троостита снижает свойства закаленной стали, поэтому значение критического диаметра, определенного по полумартенситной твердости, следует рассматривать как переходную ступень для определения критического диаметра, при котором в центре бруска получается полная закалка (95 % мартенсита). Для этого находят D_{50} (для любого случая охлаждения), как было отмечено раньше, и переходят на D_{95}. На основании графика, приведенного на рис. 239, приближенно можно принять, что критический диаметр почти полной (95 %) прокаливаемости составляет 3/4 от полумартенситной [1].

Стали одной марки нельзя характеризовать одной линией, как это показано на рис. 237, и одним значением идеального критического диаметра. Колебания в марочном составе, разный размер зерна и другие факторы сильно влияют на прокаливаемость. Чтобы характеризовать прокаливаемость стали данной марки, строят так называемые *полосы прокаливаемости*, полученные на основании опытов над большим числом плавок стали данной марки. Имея заранее построенную полосу прокаливаемости, мы, применяя сталь данной марки, можем ожидать, что ее прокаливаемость будет находиться в пределах этой полосы (рис. 240).

Соответственно марку стали характеризуют минимальный и максимальный критический диаметры, что зависит от колебаний состава. Стали, в которых содержание углерода и легирующих элементов находятся на верхних пределах, имеют и более глубокую прокаливаемость.

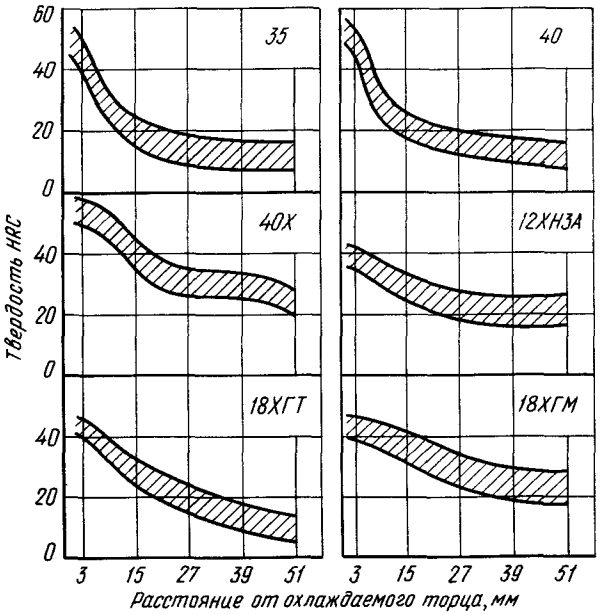


Рис. 240. Полосы прокаливаемости сталей

Переходим к рассмотрению влияния прокаливаемости на свойства стали. При сквозной закалке свойства по сечению закаленной стали однородны. При несквозной закалке свойства закаленной стали изменяются от поверхности к центру так же, как изменялись бы свойства у серии тонких образцов, которые получили бы при закалке разную скорость охлаждения. Представляет особый интерес, чем будут отличаться по свойствам стали с различной прокаливаемостью, если последующим отпуском выравнить твердость по сечению. Следует вспомнить, в чем состоит различие свойств продуктов закалки и продуктов закалки и отпуска, т. е. в чем различие пластинчатых и зернистых структур.

Зернистые структуры при одинаковой твердости обладают более высокими значениями $\sigma_{0,2}$, ψ, $a_н$ (предел текучести, относительное сужение и ударная вязкость), чем пластинчатые. Поэтому в целом насквозь прокаленное сечение после закалки и высокого отпуск будет обладать высоким комплексом механических свойств. Распре-

[1] И совершенно полная прокаливаемость 99,9 % в два раз меньше полумартенситной.

деление механических свойств по сечению сталей с различной прокаливаемостью схематически показано на рис. 241.

У образца (изделия) с несквозной прокаливаемостью (рис. 241, *а*, *б*) в сердцевине наблюдается снижение $\sigma_{0,2}$ и $a_н$; при сквозной прокаливаемости (рис. 241, *в*) свойства будут одинаковыми по всему сечению.

Таким образом, для получения оптимальных механических свойств в закаленном и отпущенном состояниях необходимо иметь зернистые продукты отпуска по всему сечению, т. е. сквозную прокаливаемость.

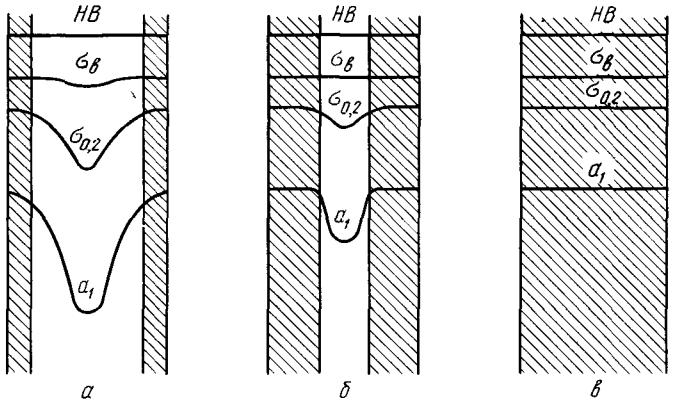


Рис. 241. Влияние глубины закалки на механические свойства закаленной и отпущенной сталей различной прокаливаемости

Чем выше должна быть механическая прочность детали, чем больше ее сечение, тем большее значение имеют прокаливаемость и улучшение по всему сечению.

6. Внутренние напряжения

Различают внутренние напряжения трех родов.

Внутренние напряжения первого рода — это зональные внутренние напряжения, возникающие между отдельными зонами сечения и между различными частями детали. Чем больше градиент температур по сечению, возникающий при термической обработке и между различными частями детали, который зависит от скорости и равномерности охлаждения, размера детали и ряда других причин, тем большего значения достигают внутренние напряжения первого рода.

Внутренние напряжения второго рода возникают внутри зерна или между соседними зернами.

Внутренние напряжения второго рода возникают между различными фазами вследствие того, что у них разные коэффициенты линейного расширения, или из-за образования новых фаз, имеющих разные объемы. Внутренние напряжения второго рода не зависят от тех факторов, от которых зависят напряжения первого рода, например скорости охлаждения и других факторов. Поскольку внутренние напряжения второго рода возникают между отдельными элементами структур, их иногда называют *структурными напряжениями*, а внутренние напряжения первого рода — *зональными термическими напряжениями*.

Внутренние напряжения третьего рода возникают внутри объема порядка нескольких элементарных ячеек кристаллической решетки.

Случай, когда инородный атом в твердом растворе создает вокруг себя упругие искажения кристаллической решетки, представляет собой пример возникновения напряжений третьего рода.

Какого бы рода ни были напряжения, в конечном итоге они вызывают одинаковый эффект — упругие деформации и искажения кристаллической решетки.

Основным методом изучения и измерения внутренних напряжений является рентгенографический. Для определения напряжений первого рода применяют и механический метод [1].

Внутренние напряжения впервые начал изучать русский инженер Н. В. Калакуцкий (в 1886—1887 гг.). Г. Закс разработал простой метод математического расчета. Теперь по внутренним напряжениям в стали и других металлах имеются многочисленные исследования и обширная литература.

Внутренние напряжения первого рода, влияние которых особенно существенно, так как только они вызывают коробление детали и трещины, зависят не только от внешних факторов (скорость охлаждения, размер и форма детали и т. д.), но и от свойств металла. Если металл обладает малой пластичностью, то возникающие внутренние напряжения не снимаются пластической деформацией [2], и если напряжения по величине превзойдут значение предела прочности, то возникнут трещины.

В процессе нагрева и охлаждения внутренние напряжения изменяются, например при нагреве поверхностные слои металла испытывают напряжения сжатия, так как они стремятся расшириться, а этому препятствуют более холодные слои металла сердцевины. Наоборот, при охлаждении поверхности слои, имеющие более низкую температуру, чем сердцевина, испытывают напряжения растяжения, а сердцевина — напряжения сжатия.

Окончание охлаждения соответствует выравниванию температуры во всем сечении. Значит ли это, что установление одинаковой температуры по всему объему приводит к устранению напряжений? Нет. После того как охлаждение и, следовательно, сокращение объема поверхности закончилось, некоторое время центральные части еще охлаждаются и объем сердцевинных слоев уменьшается, возникают внутренние напряжения, которые к моменту окончания охлаждения во всем сечении принимают определенное значение.

Напряжения, которые сохранились в детали в результате охлаждения, называются *остаточными напряжениями*.

---

[1] Удаление поверхностных слоев металла и измерение деформаций, вызванных перераспределением напряжений.

[2] Это называют *релаксацией* напряжений.

Закаленная сталь всегда находится в структурно напряженном состоянии. Отпуск — необходимое и радикальное средство уменьшения остаточных напряжений.

Нагрев стали при отпуске увеличивает пластичность; это позволяет в отдельных объемах упругим деформациям превратиться в пластические, что уменьшает напряжения.

Чем выше температура отпуска и чем больше его продолжительность, тем в большей степени снимаются напряжения (рис. 242).

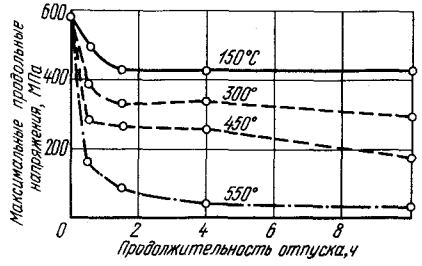


Рис. 242. Влияние температуры и продольности отпуска стали с 0,3 % С на остаточные напряжения

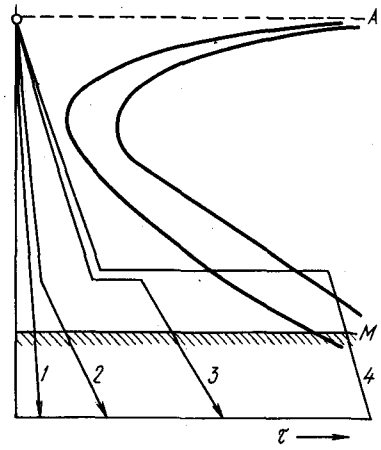


Рис. 243. Кривые охлаждения для различных способов закалки, нанесенные на диаграмму изотермического распада аустенита

Отпуск при 550 °С практически полностью устраняет закалочные напряжения (исходные напряжения с 600 МПа уменьшились до 50—100 МПа).

7. Способы закалки

В зависимости от состава стали, формы и размеров детали и требуемых в термически обработанной детали свойств выбирают оптимальный способ закалки, наиболее просто осуществимый и одновременно обеспечивающий нужные свойства.

Рассмотрим существующие способы охлаждения уже нагретой под закалку детали, их преимущества, недостатки и условия применения.

Чем сложнее форма термически обрабатываемой детали, тем тщательнее следует выбирать условия охлаждения, потому что чем сложнее деталь, чем больше различие в сечениях детали, тем бо́льшие внутренние напряжения возникают в ней при охлаждении.

Чем больше углерода содержит сталь, тем больше объемные изменения при превращении, тем при более низкой температуре происходит превращение аустенита в мартенсит, тем больше опасность возникновения деформаций, трещин, напряжений и других закалочных пороков, тем тщательнее следует выбирать условия закалочного охлаждения для такой стали.

Основные способы закалки:

1. *Закалка в одном охладителе* (рис. 243, кривая *1*) — наиболее простой способ. Нагретую до определенных температур деталь погружают в закалочную жидкость, где она остается до полного охлаждения. Этот способ применяют при закалке несложных деталей из углеродистых и легированных сталей. При этом для углеродистых сталей диаметром более 2—5 мм закалочной средой служит вода, а для меньших размеров и для многих легированных сталей закалочной средой является масло. Этот способ применяют и при механизированной закалке, когда детали из печи автоматически поступают в закалочную жидкость. Для более сложных деталей следует применять другие способы закалки.

Для уменьшения внутренних напряжений деталь иногда не сразу погружают в закалочную жидкость, а некоторое время охлаждают на воздухе, «подстуживают». Такой способ закалки называется *закалкой с подстуживанием*.

2. *Прерывистая закалка, или закалка в двух средах* (рис. 243, кривая 2). Деталь охлаждают сначала в быстро охлаждающей среде, а затем в медленно охлаждающей. Обычно первое охлаждение проводят в воде, а затем деталь переносят в масло, или охлаждают на воздухе. В мартенситном интервале сталь охлаждается медленно, что способствует уменьшению внутренних напряжений.

Этот способ применяют при закалке инструмента из высоколегированных сталей. Применяя этот способ, трудно установить и определить время пребывания деталей в первой жидкости, тем более что это время очень мало и исчисляется секундами. Этот способ требует от термиста достаточной квалификации.

3. *Струйчатая закалка* заключается в обрызгивании детали интенсивной струей воды и обычно ее применяют тогда, когда требуется закалить часть детали. При этом способе не образуется паровая рубашка, что обеспечивает более глубокую прокаливаемость, чем простая закалка в воде.

4. *Закалка с самоотпуском*. При обычном отпуске, когда вся деталь нагревается до одинаковой температуры, она, пройдя одинаковые условия закалки и отпуска, обладает во всех точках (при сквозной прокаливаемости) одинаковыми твердостью и вязкостью. Для ударного инструмента (зубила, кузнечный инструмент и т. д.) такое распределение твердости нецелесообразно. Инструмент обладает высокой стойкостью тогда, когда твердость постепенно и равномерно понижается от рабочей (режущей) части к центру и к хвостовой (крепежной) части инструмента.

Такое распределение твердости может быть достигнуто, если опускать инструмент по цветам побежалости, хотя в этом случае приходится удовлетворяться менее точным контролем температур отпуска.

Появление цветов побежалости при отпуске в интервале 200—300 °С объясняется тем, что при этих температурах на чистой (полированной, шлифованной) металлической поверхности возникают тонкие слои окислов. Цвет слоя окисла зависит от его толщины; уже за короткое время пребывания стали при 220 °С она покрывается слоем толщиной 0,04 мкм. Этот слой придает поверхности стали светло-желтый цвет.

Данные об изменении цвета поверхности в зависимости от толщины слоя и температуры следующие:

Цвет побежалости	Температура, °С	Толщина слоя, мкм
Соломенно-желтый	220—240	0,045
Оранжевый	240—260	0,050
Красно-фиолетовый	260—280	0,065
Синий	280—300	0,070

Отпуск по цветам побежалости проводят двумя способами. Можно охладить в воде при закалке только рабочую часть инструмента и, вынув ее из воды, дождаться определенного ее нагрева (определяемого по цвету побежалости) теплом той части инструмента, которая не погружалась в воду. Это и будет закалка с самоотпуском. Можно поступить несколько иначе: закалить всю деталь, затем отпустить в соляной или свинцовой ванне при высокой температуре только нерабочую часть и используя теплопроводность, разогреть и рабочую часть инструмента. Заданная степень разогрева и в этом случае определится по цвету побежалости. Нагрев прерывают немедленным охлаждением всей детали в воде.

Твердость рабочей части определится при данном содержании углерода в стали цветом отпуска. Синий цвет отпуска (побежалости) характеризует более низкую твердость, чем фиолетовый; фиолетовый — более низкую, чем оранжевый, и т. д. Старый способ закалки с самоотпуском находит сейчас широкое применение в механизированном поточном производстве. В этом случае точно задаются все условия закалки [1], что позволяет сохранять внутри изделий определенный запас тепла, необходимый для последующего самоотпуска закаленных слоев.

5. *Ступенчатая закалка* (рис. 243, кривая *3*). Как уже указывалось, при прерывистой закалке в тот момент, когда деталь переносят из воды в масло, более тонкие части ее сечения охладились больше, т. е. до более низких температур. Кроме того, трудно отрегулировать процесс и обеспечить постоянное, определенное и притом очень короткое время пребывания детали в воде.

Способ ступенчатой закалки лишен этих недостатков. Деталь охлаждается в закалочной среде, имеющей температуру выше мартенситной точки для данной стали. При охлаждении и выдержке в этой среде закаливаемая деталь должна приобрести во всех точках сечения температуру закалочной ванны. Затем следует окончательное, обычно медленное, охлаждение, во время которого и происходит формирование структуры, т. е. превращение аустенита в мартенсит. Разбивка охлаждения на две ступени уменьшает внутренние напряжения I рода, поэтому уменьшается и закалочная деформация.

При ступенчатой закалке, а также при закалке в двух средах длинномерных и плоских изделий (преимущественно инструмента) производится так называемая *правка* или *рихтовка*, т. е. устранение коробления, вызванного термическими напряжениями при первом быстром охлаждении. Но здесь надо точно выбрать температуру деформирования. Она должна лежать между точками M_D и $M_н$, когда деформация легко осуществляется в связи с образованием мартенсита (используя так называемую мартенситную сверхпластичность) (см. с. 64).

Применение ступенчатой закалки ограничено предельным размером сечения детали. Горячие, а следовательно, сравнительно медленно охлаждающие среды не позволяют достигнуть критической скорости закалки для более или менее крупных сечений. Поэтому ступенчатая закалка для углеродистой стали применима лишь для деталей диаметром не более 10—12 мм, а для легированных сталей до 20—30 мм.

В качестве закаливающей среды применяют расплавленные соли (селитры, щелочи, см. табл. 27).

В зависимости от температуры «ступеньки» по данным, приведенным в табл. 27, выбирают ту или иную соль или смесь солей.

Добавка 3—5 % воды в расплав, состоящий из щелочей или селитр, значительно увеличивает скорость охлаждения при закалке.

6. *Изотермическая закалка* (рис. 243, кривая *4*). В отличие от ступенчатой при изотермической закалке необходимо выдерживать сталь в закалочной среде столько времени, чтобы успело закончиться изотермическое превращение аустенита.

Обычно температура изотермического распада аустенита лежит в интервале 250—350 °С. В результате изотермической закалки с распадом аустенита в этом районе температур сталь обладает меньшей твердостью, чем при любых способах закалки, но обычно повышенной вязкостью. Образующая структура — бейнит.

Продолжительность выдержки в закалочной среде определяется временем превращения аустенита при данной температуре (ее находят по диаграмме изотермического распада аустенита для данной стали).

8. Обработка стали холодом

В Советском Союзе был разработан и впервые применен (1937—1939 гг.) новый метод термической обработки стали, заключающийся в охлаждении закаленной стали, в структуре которой имеется остаточный аустенит, до температур ниже 0 °С. Этот метод, имеющий теперь широкое применение, получил название *обработка холодом*.

Сущность этого метода заключается в следующем.

Во многих сортах стали в закаленном состоянии содержится повышенное количество остаточного аустенита. Если точка конца мартенситного превращения лежит ниже 0 °С (например, в углеродистой стали при содержании углерода более 0,5 %, см. рис. 200), то, очевидно, охлаждение ниже 0 °С вызовет дополнительное образование мартенсита.

Увеличение количества мартенсита: а) повышает твердость; б) увеличивает объем; в) повышает магнитные характеристики; г) стабилизирует размеры.

Эти изменения тем значительнее, чем больше образуется мартенсита в результате обработки холодом.

Специфическими при обработке стали холодом являются:

1. Температурный режим обработки холодом определяется положением нижней мартенситной точки ($M_к$). Более глубокое охлаждение не вызовет дополнительного превращения. Для облегчения обработки холодом часто погружают изделие в жидкий азот (температура кипения — 196 °С) Из-за низкой теплоты испарения азота металл охлаждается медленно.

2. При назначении режима термической обработки, включающей обработку холодом, необходимо учитывать явление стабилизации аустенита. Дело в том что во многих промышленных сортах стали,

[1] Температура нагрева изделия, температура закалочной среды, время погружения и т. п.

в структуре которых после закалки имеется остаточный аустенит, выдержка при комнатной температуре уменьшает количество остаточного аустенита, превращающегося при обработке холодом. Это и означает, что аустенит стабилизируется. Естественно, что при этом эффект обработки холодом уменьшается. Поэтому обработку холодом рекомендуется проводить немедленно после закалки.

Обработку холодом применяют для многих деталей, изготовленных из стали с высоким содержанием углерода, для получения максимальной твердости (инструменты, цементированные детали, шарикоподшипники и т. д.).

При обработке холодом объем увеличивается, поэтому этот метод применяют для восстановления размеров некоторых очень точных изделий (например, калибров). Наличие остаточного аустенита делает размеры закаленных деталей нестабильными из-за возможного протекания процесса изотермического распада аустенита. Обработка холодом, уменьшающая количество остаточного аустенита, стабилизирует размеры закаленных деталей.

9. Дефекты, возникающие при закалке

Неправильно проведенная закалка может вызвать различные дефекты. Наиболее распространенные из них: недостаточная твердость, мягкие пятна, повышенная хрупкость, обезуглероживание и окисление поверхности и, наконец, коробление, деформации и трещины.

Деформация, коробление и трещины являются следствием внутренних напряжений, причину возникновения которых мы рассмотрели раньше.

Медленное охлаждение при закалке в области мартенситного превращения — самый эффективный способ уменьшения напряжений и устранения дефектов этого

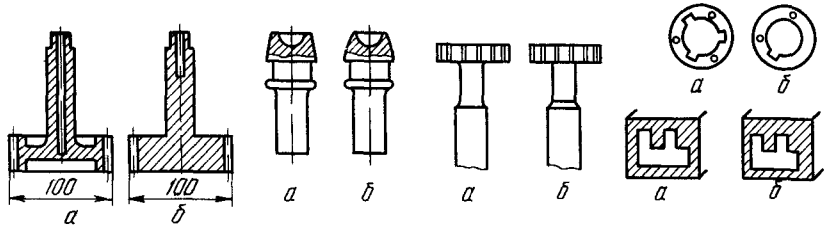


Рис. 244. Правильная (*а*) и неправильная (*б*) конструкции деталей

вида. Мелкие детали, так же как и простые по форме, без острых углов и резких переходов, менее склонны к короблению Поэтому при конструировании придание детали технологической формы является важным способом уменьшения этого вида дефекта. На рис. 244 приведены примеры правильного и неправильного конструирования деталей. Более сложные по форме детали целесообразно изготавливать из легированных закаливаемых в масле сталей, чем из углеродистых, закаливаемых в воде.

Недостаточная твердость закаленной детали может быть из-за недогрева (низкая температура в печи, недостаточная выдержка при правильной температуре в печи) или недостаточно интенсивного охлаждения. В первом случае мартенсит не обладает достаточной твердостью (не содержит достаточно углерода), во втором — не переохлаждается до мартенситного превращения, и структура полностью или частично состоит из продуктов перлитного распада аустенита (тростит, сорбит).

Повышение температуры печи или увеличение выдержки в первом случае устраняет пониженную твердость закаленных деталей. Во втором случае следует применять более интенсивное охлаждение, т. е. во время закалки энергично перемещать деталь в закалочной жидкости или применять вместо простой воды соленую или подкисленную.

Образование мягких пятен также является следствием недостаточного прогрева или недостаточно интенсивного охлаждения. Методы устранения такие же, как указаны выше.

Иногда мягкие пятна появляются из-за неоднородности исходной структуры, например скоплений феррита. В этих местах при нагреве до температуры закалки может сохраниться феррит или получиться аустенит с недостаточной концентрацией углерода. Естественно, что в этих местах даже при правильно проведенной закалке твердость недостаточная. Предварительная термическая обработка (нормализация), создающая более однородную структуру, устраняет этот дефект.

Повышенная хрупкость — дефект, обычно появляющийся в результате закалки от слишком высоких температур (более высоких, чем это требуется), при которых произошел значительный рост зерен аустенита Дефект обнаруживается механическими испытаниями по излому или по микроструктуре. Устраняют дефект повторной закалкой от нормальных температур для данной стали.

Окисление и обезуглероживание поверхности часто происходит при нагреве в пламенных или электрических печах без контролируемой атмосферы. Поэтому дают припуск на шлифование, что удорожает и усложняет технологию изготовления термически обрабатываемых деталей Контролируемая искусственная атмосфера в термических печах является радикальным способом устранения или уменьшения этого дефекта.

Нагрев в солях также способствует уменьшению окисления и обезуглероживания.

10. Отжиг и нормализация

Отжиг — термическая обработка, при которой сталь нагревается выше Ac_3 (или только выше Ac_1 — неполный отжиг) с последующим медленным охлаждением. Нагрев выше Ac_3 обеспечивает полную перекристаллизацию стали. Медленное охлаждение при отжиге обязательно должно привести к распаду аустенита и превращению его в перлитные структуры. *Нормализация* есть разновидность отжига, при нормализации охлаждение проводят на спокойном воздухе, что создает несколько более быстрое охлаждение, чем при обычном отжиге (рис. 245). И в случае нормализации превращение должно произойти в верхнем районе температур с образованием перлита, но при несколько большем переохлаждении, что определяет некоторое различие свойств отожженной и нормализованной стали [1].

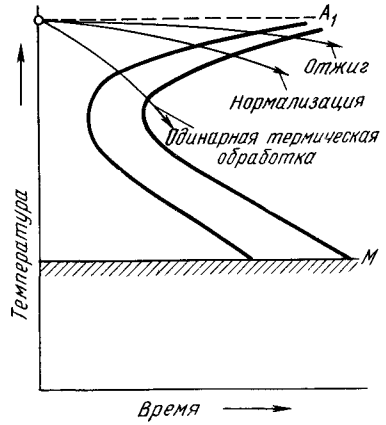
Отжиг и нормализация обычно являются первоначальными операциями термической обработки, цель которых — либо устранить некоторые дефекты предыдущих операций горячей обработки (литья, ковки и т. д.), либо подготовить структуру к последующим технологическим операциям (например, обработке резанием, закалке). Однако довольно часто отжиг, и особенно нормализация, являются и окончательной термической обработкой. Это бывает тогда, когда после отжига или нормализации получаются удовлетворительные с точки зрения эксплуатации детали свойства и не требуется их дальнейшее улучшение с помощью закалки и отпуска.

Основные цели отжига: перекристаллизация стали и устранение внутренних напряжений или исправление структуры.

[1] Если при охлаждении на воздухе произойдет превращение в нижнем районе температур с образованием бейнита или мартенсита, то это будет *воздушная закалка*, а не нормализация.

Обе эти задачи выполняются обычным полным отжигом (рис. 246), заключающимся в нагреве стали выше верхней критической точки с последующим медленным охлаждением. Феррито-перлитная структура переходит при нагреве в аустенитную, а затем при охлаждении аустенит превращается обратно в феррит и перлит, т. е. происходит полная перекристаллизация.

Структура, состоящая из крупных зерен перлита и феррита, какая часто бывает после литья или ковки [1], после такого отжига превращается в структуру из мелких зерен феррита и перлита (рис. 247, *а*, *б*).



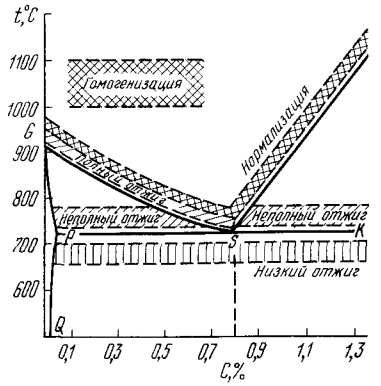


Рис. 245. Кривые охлаждения для отжига, нормализации и одинарной термической обработки, наложенные на диаграмму изотермического распада аустенита

Рис. 246. Температура нагрева для различных видов отжига

Если нет необходимости изменить расположение ферритной составляющей, если исходная структура не очень крупнозерниста, и не имеет характера видманштеттовой структуры, то достаточно провести более низкий нагрев — выше Ac_1, но ниже Ac_3. При этом произойдет лишь перекристаллизация перлитной составляющей, но не ферритной. Это будет так называемый *неполный отжиг* (рис. 246). Неполный отжиг — более экономичная операция, чем полный, так как нагрев в этом случае осуществляется до более низких температур.

Если исходная структура хорошая и нет необходимости в перекристаллизации, а требуется только снизить внутренние напряжения, то нагрев под отжиг ограничивают еще более низкими температурами, ниже критической точки. Это будет *низкий отжиг* (рис. 246). Очевидно, что эта операция относится к первой группе видов термической обработки (отжиг I рода, тогда как полный и неполный отжиг относится во второй группе (отжиг II рода, или фазовая перекристаллизация). Если исходное состояние имеет структуры

[1] Иногда ферритные выделения имеют вид игл — такая структура называется *видманштеттовой*.

закалки (бейнит, мартенсит), то такую операцию правильнее называют *высоким* (смягчающим) *отпуском*.

Литая сталь обычно характеризуется неоднородностью состава, дендритной и зональной ликвацией. Нагрев до высоких температур и выдержка при них приводят к устранению или смягчению дендритной неоднородности. Такая операция называется *гомогенизацией*, или *диффузионным отжигом*. В результате высокого нагрева (обычно до 1000—1100 °С) и длительной выдержки наблюдается сильный рост зерна, и поэтому после такой обработки структура получается

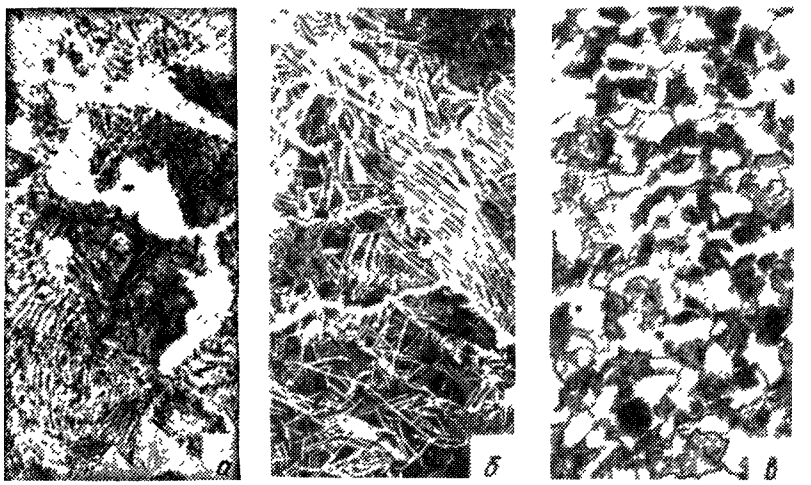


Рис. 247. Структура стали 50, ×100:
а — крупнозернистая; *б* — «видманштетт»; *в* — после отжига, исправляющего структуру

крупнозернистой и требуется дополнительная операция термической обработки для исправления структуры (обычный отжиг).

Если диффузионный отжиг был применен к слиткам, которые будут подвергаться пластической деформации (прокатке, ковке), то необходимость в последующем отжиге отпадает, так как крупнозернистая структура исправится пластической деформацией.

Неполный отжиг заэвтектоидных сталей называют также *сфероидизацией*, так как это — основной способ получения зернистого перлита. Выше было отмечено, что для получения зернистого перлита нагрев должен не на много превосходить критическую точку Ac_1, в противном случае получается пластинчатый перлит. Структурой зернистого перлита должны обладать инструментальные стали, так как это обеспечивает хорошую обрабатываемость режущим инструментом и малую склонность к перегреву при закалке.

При отжиге скорость охлаждения должна быть такова, чтобы успели произойти превращения аустенита при малой степени переохлаждения. Практически скорость охлаждения не должна быть больше 50—100 °С/ч, что достигается охлаждением в печи. В за-

водской практике с целью экономии времени чаще проводят так называемый *изотермический отжиг*. Для этого сталь, нагретая выше верхней (или только нижней) критической точки, охлаждается быстро (точнее с любой скоростью) до температуры, лежащей на 50—100 °С ниже равновесной точки A_1 и при этой температуре выдерживается столько, сколько необходимо для полного распада аустенита (рис. 248). Поскольку температуру контролировать легче, чем скорость охлаждения, такой отжиг дает более стабильные результаты. В настоящее время изотермический отжиг применяют чаще, чем отжиг с непрерывным охлаждением, особенно для легированных сталей, так как это сокращает продолжительность операции.

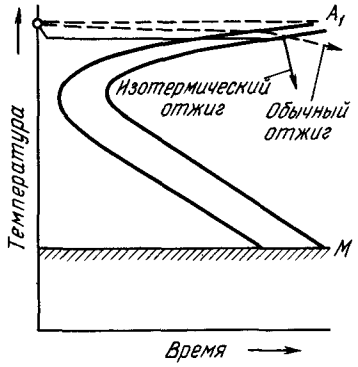


Рис. 248. Кривые изотермического обычного отжига

Нормализация, естественно, — более дешевая термическая операция, чем отжиг, так как печи используют только для нагрева и выдержки при температуре нормализации, охлаждение осуществляется на воздухе, вне печи.

Для низкоуглеродистых нелегированных сталей разница в свойствах между отожженным и нормализованным состояниями практически отсутствует и рекомендуется эти стали подвергать не отжигу, а нормализации. Для среднеуглеродистых сталей (0,3—0,5 % С) различие в свойствах нормализованной и отожженной стали более значительно; в этом случае нормализация не может заменить отжига. Но для этих сталей нормализацией часто заменяют более дорогую операцию улучшения, состоящую в двойной обработке: закалка + отпуск при высокой температуре. Нормализация в этом случае придает стали по сравнению с отожженным состоянием более высокую прочность, но по сравнению с улучшенным состоянием нормализованная сталь имеет несколько меньшую пластичность и вязкость. Для неответственных деталей нормализация дает достаточно удовлетворительные механические свойства; для ответственных деталей следует все же применять улучшение.

При нормализации охлаждение проводят на спокойном воздухе. Если после нагрева до аустенитной области следует охлаждение в струе воздуха, создающего такую повышенную скорость охлаждения, чтобы превращение произошло все же в районе изгиба С — кривой (см. рис. 245), то такая обработка носит название *одинарной термической обработки* (термин, предложенный Н. А. Минкевичем). Ее применяют, если нужно избежать закалки и получить твердость, несколько более высокую, чем при нормализации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Минкевич Н. А. Курс термической обработки стали и чугуна. М.—Л.: ОНТИ, НКТП, 1935. 655 с.

Петраш Л. В. Закалочные среды. М.—Л.: Машгиз, 1953. 111 с.
Соколов К. Н. Технология термической обработки стали. М., Машгиз, 1954. 298 с.
Гуляев А. П. Термическая обработка стали. М.: Машгиз, 1960. 495 с.
Попов А. А., Попова А. Е. Изотермическая и термокинетическая диаграммы распада переохлажденного аустенита. Свердловск: Машгиз, 1961. 430 с.
Лахтин Ю. М. Термическая обработка стали. Основы теории и технологии. М.: «Машиностроение», 1973. 69 с. с ил.
Йех Я Термическая обработка стали: Справочник. М.: Металлургия, 1977. 215 с.
Термическая обработка в машиностроении. Справочник под ред. *Лахтина Ю. М., Рахштадта А. Г.* М.: Машиностроение, 1980. 782с.
Технология термической обработки стали. М.: Металлургия, 1981. 606 с.

Глава XII

ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА СТАЛИ

1. Общие положения

Для получения большой твердости в поверхностном слое детали с сохранением вязкой сердцевины (что обеспечивает износоустойчивость и одновременно высокую динамическую прочность) применяют поверхностную закалку или химико-термическую обработку.

Поверхностная закалка выгодно отличается от химико-термической обработки значительно меньшей продолжительностью процесса.

Несмотря на большое разнообразие методов поверхностной закалки, все они заключаются в нагреве только поверхностного слоя с последующей закалкой детали. Методы нагрева могут быть различными: а) в расплавленных металлах или солях; б) пламенем ацетилено-кислородной или газовой горелки (так называемая *пламенная закалка*); в) в электролитах; г) лучем лазера; д) электротоком, индуцируемым в поверхностных слоях детали; в этом случае ток высокой частоты индукцируется в поверхностных слоях закаливаемой детали (так называемая *индукционная*, или *высокочастотная* закалка).

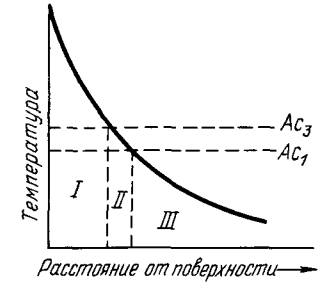


Рис. 249. Распределение температур по глубине при поверхностной закалке

Последний способ широко используют в машиностроении.

Сущность любого способа поверхностной закалки состоит в том, что поверхностные слои детали быстро нагреваются выше критических точек и создается резкий градиент температур по сечению (рис. 249). Если нагрев прервать и провести быстрое охлаждение, то слой металла, нагретый выше Ac_3 (I), получит полную закалку: слой, нагретый выше Ac_1, но ниже Ac_3 (II) — неполную закалку, а сердцевина (III) или вовсе не нагреется, или нагреется только ниже Ac_1 закалки не получит.

Нагрев поверхностных слоев значительно выше Ac_3 — явление обычное при всех способах поверхностной закалки, однако это не

обязательно приведет к перегреву и ухудшению структуры. Рассматривая превращения перлита в аустенит (гл. X, п. 1), мы видели, что чем больше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходят превращения и из-за кратковременности нагрева, в меньшей степени произойдет огрубление микроструктуры (рост зерна аустенита).

Практика показала, что для каждой скорости нагрева имеется определенный интервал температур, обеспечивающий получение мелкозернистой структуры

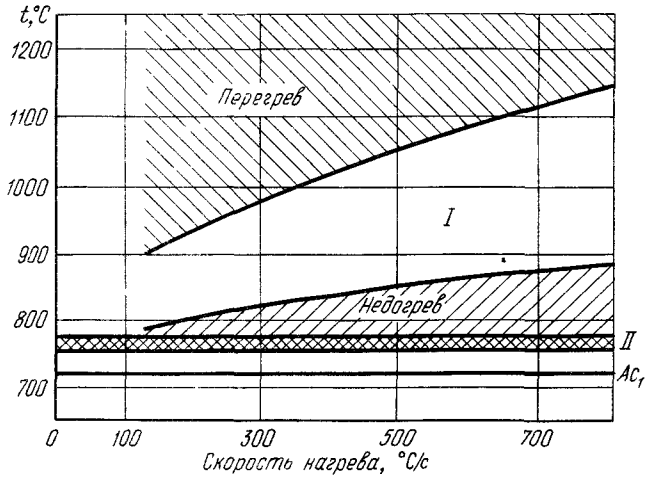


Рис. 250. Диаграмма выбора температуры нагрева для стали У10:
I — скоростной электронагрев; *II* — медленный печной нагрев

На диаграмме, приведенной на рис. 250, указана область температур правильного нагрева (I) в зависимости от скорости нагрева (без выдержки при температуре нагрева). Как видно из этой диаграммы, чем больше скорость нагрева, тем выше температура нагрева для закалки. Более низкие температуры недостаточны для завершения образования аустенита, более высокие вызывают перегрев. Из этой же диаграммы видно, что интервал температур закалки при медленном печном нагреве (II) лежит значительно ниже, чем при скоростном нагреве.

Как отмечалось, температура закалки стали назначается в соответствии с диаграммой состояния железоуглеродистых сплавов. Однако такое назначение верно только при медленном, печном нагреве, при котором превращения протекают без значительного перенагрева. При скоростном нагреве температуры закалки должны быть более высокими и их следует выбирать на основе диаграмм, подобных приведенной на рис. 250.

2. Высокочастотная закалка

Электрический ток, проходя по детали как по проводнику, встречает сопротивление, в результате чего деталь нагревается. Количество тепла Q можно подсчитать по известной формуле (Дж):

$$Q = 0{,}239 \cdot 4{,}184 I^2 R \tau.$$

Изменяя силу тока I, можно получить любое количество тепла и, следовательно, любую температуру и любую скорость нагрева. Сопротивление проводника металла R зависит от рода металла. Время воздействия тока τ для увеличения производительности процесса берут небольшим.

Характерной особенностью электротермической обработки является нагрев с очень большой скоростью, в сотни и тысячи раз превышающей скорость нагрева в печи от внешнего источника тепла. Нагреваются только поверхностные слои металла, чем больше частота тока, тем на меньшую глубину прогревается, следовательно, и закаливается изделие.

Для нагрева электротоком в настоящее время пользуются преимущественно токами высокой частоты.

При нагреве токами высокой частоты магнитный поток, создаваемый переменным током, проходящим по проводнику (индуктору), наводит (индуцирует) в металле детали, помещенной внутри индуктора, вихревые токи, которые нагревают деталь.

Как известно, обычный переменный ток в городской сети имеет частоту 50 Гц и относится к токам низкой частоты (промышленная частота). Переменный ток с частотой выше 50 Гц относится к токам высокой частоты.

Ток высокой частоты для индукционного нагрева металла получают от специального машинного генератора (частота от 500 до 5000 и даже до 15 000 Гц) или от лампового генератора (частота до 10 000 000 Гц).

Распределение переменного тока по сечению проводника неравномерно. Плотность тока на поверхности больше, чем в сердцевине. Практически считают, что ток идет по поверхностному слою, глубина которого (δ) зависит от частоты:

$$\delta = 5030 \sqrt{\rho / (\mu f)},$$

где f — частота тока Гц; δ — глубина проникновения тока, см; ρ — удельное электросопротивление, Ом·см; μ — магнитная проницаемость, Гс/Э.

Из приведенного уравнения видно, что чем больше частота (f), тем меньше глубина проникновения тока (δ). Поэтому для мелких деталей и при нагреве на небольшую глубину следует применить ламповые генераторы, а для крупных деталей и при нагреве на большую глубину (свыше 2—3 мм) — машинные генераторы.

Переход через точку магнитного превращения (A_2) приводит к резкому уменьшению значения магнитной проницаемости (μ), поэтому величина δ возрастает и скорость нагрева уменьшается (рис. 251). Следовательно, скорость нагрева при температурах ниже и выше точки магнитных превращений различна, что необходимо учитывать при установлении режима нагрева.

Каждой скорости нагрева соответствует свой оптимальный интервал закалочных температур (см. рис. 250), но под скоростью нагрева следует понимать не среднюю скорость, а скорость нагрева в районе фазовых превращений (выше точки A_3).

До точки A_2, т. е. когда сталь магнитна, нагрев происходит быстро, а выше точки A_2 магнитная проницаемость (μ) уменьшилась в тысячи раз, и поэтому глубина δ резко возросла, удельная мощность (на 1 см^3 нагреваемого слоя) уменьшилась, и скорость нагрева поэтому тоже резко замедлилась (см. рис. 251).

Остановка при 768 °С (A_2) во время нагрева обусловлена перераспределением тока по сечению.

Основное условие правильного и по возможности равномерного индукционного нагрева — создание для каждой детали индуктора соответствующей формы и очертаний. Индуктор изготавливают в виде петли или витка из трубок красной меди (рис. 252, *а*); внутри индуктора помещают нагреваемую деталь (рис. 252, *б*); затем нагретую часть детали перемещают из индуктора в душирующее устройство (спрейер), где деталь закаливается (рис. 252, *в*).

Преимущества высокочастотного нагрева: а) высокая производительность; б) отсутствие выгорания углерода и других элементов, а также отсутствие заметного окисления и образования окалины; в) минимальное коробление; г) глубина закаленного слоя может довольно точно регулироваться. Наглядным примером служит макроструктура (рис. 253) шестерни.

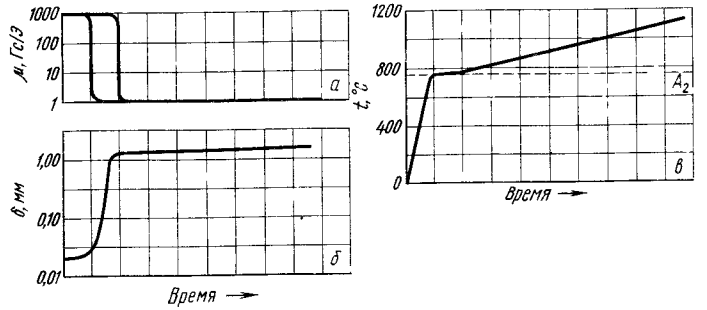
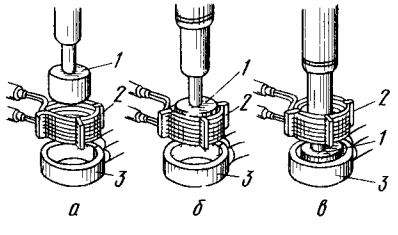


Рис. 251. Изменение магнитной проницаемости (μ) и глубины проникновения тока (δ) при высокочастотном нагреве



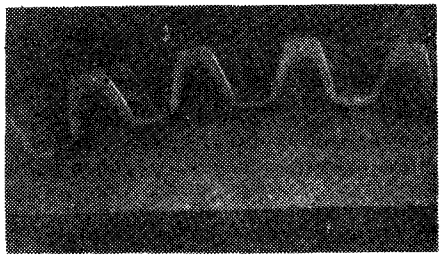


Рис. 252. Закалка с нагревом токами высокой частоты:
1 — закаливаемая деталь; *2* — индуктор; *3* — спрейер

Рис. 253. Макроструктура шестерни после высокочастотной закалки

Эти положительные качества, большая производительность и возможность автоматизации позволяют считать метод индукционной высокочастотной закалки одним из наиболее рациональных методов термической обработки.

Для поверхностной закалки применяют обычные углеродистые стали с содержанием углерода 0,4 % и выше [1]. Легированные стали применять, как правило, не следует, так как глубокая прокаливаемость, которая достигается легированием, здесь совершенно не нужна. Более того, в ряде случаев требуются стали пониженной прокаливаемости. Например, известно, что весьма трудно равномерно нагреть шестерню на одинаковую глубину по всему контуру. При

[1] При меньшем содержании углерода поверхностный слой не получит необходимой твердости.

нагреве в машинном генераторе будут сильнее нагреваться впадины, а в ламповом генераторе — вершины зубьев. Предложен (К. З. Шепеляковским) способ глубокого индукционного нагрева стали пониженной прокаливаемости. На рис. 253 показан макрошлиф шестерни из стали пониженной прокаливаемости, закаленной после глубокого индукционного нагрева. Выше критической точки был нагрет весь зуб и часть основания, но так как сталь была пониженной прокаливаемости, то закалилась она только в поверхностном (светлом) слое. Видно, что глубина закаленного слоя везде одинаковая.Сталями пониженной прокаливаемости являются углеродистые стали с минимальным содержанием постоянных (марганца, кремния) и случайных (хрома, никеля и т. д.) примесей (стали марок 55ПП, 60ПП и т. д.).

Первоначально метод высокочастотного нагрева применяли для поверхностной закалки на глубину до 5 мм. В дальнейших исследованиях было выяснено, что этот метод можно применять и для сквозного нагрева. Такая возможность открывает большие перспективы перед высокочастотным нагревом во многих отраслях промышленности, особенно для сквозного нагрева под ковку.

Ограниченность применения метода индукционного нагрева состоит в том, что для отдельных единичных деталей его применять не целесообразно, так как стоимость индуктора и подбор режимов в этом случае слишком удорожает процесс.

Однако в условиях массового и серийного производства, когда установка загружена полностью, а стоимость индуктора на одну деталь ничтожна, эти недостатки практически отсутствуют.

В заключение отметим, что данный метод очень удобен, так как установку можно поместить в любом цехе по ходу потока производства, (не обязательно в специальных термических цехах), что дает дополнительно большую экономию в производственных площадях и в транспортных средствах.

Впервые метод высокочастотной закалки был применен для термической обработки автомобильных деталей В. П. Вологдиным; металловедческие проблемы, связанные с быстрым нагревом стали, изучены Н. В. Гевелингом, И. Н. Кидиным, М. Г. Лозинским и К. З. Шепеляковским.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Гевелинг Н. В. Поверхностная электротермообработка. М.· ОНТИ, 1936. 112 с.

Вологдин В. П. Поверхностная индукционная закалка. М.: Оборонгиз, 1947. 243 с.

Кидин И. Н. Термическая обработка стали при индукционном нагреве. М.: Металлургиздат, 1950. 316 с.

Лозинский М. Г. Промышленное применение индукционного нагрева. М.: Изд-во АН СССР, 1958. 470 с.

Кидин И. Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 375 с.

Шепеляковский К. З Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве М : Машиностроение, 1972. 287 с.

Шепеляковский К. З. Технология термической обработки стали при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1973. 52 с.

Глава XIII

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

1. Теория химико-термической обработки

Химико-термическая обработка по сравнению с поверхностной закалкой, например высокочастотной, обладает некоторыми особенностями и преимуществами (уступая поверхностной закалке в производительности):

1. Независимость от внешней формы изделия. С одинаковым успехом можно обрабатывать и сложные, и простые по форме изделия, получая по всей поверхности упрочненный слой одинаковой толщины. При поверхностной же закалке внешняя форма изделия имеет большое значение, у многих деталей машин внешняя форма такова, что исключает возможность применения поверхностной закалки.

2. Большее различие между свойствами сердцевины и поверхности, чем при поверхностной закалке. При химико-термической обработке разница в свойствах определяется различием в строении и в составе, а при поверхностной закалке — только различием в строении.

3. Последствия перегрева поверхности могут быть устранены последующей термической обработкой, тогда как при поверхностной закалке перегрев не может быть устранен, так как она является последней операцией.

Обычно при химико-термической обработке деталь помещают в среду, богатую элементом, который диффундирует в металл.

В случае газового окружения (наиболее частный случай) при химико-термической обработке происходят три элементарных процесса.

Первый процесс — *диссоциация*. Протекает в газовой среде и состоит в распаде молекул и образовании активных атомов диффундирующего элемента. Например

$$2CO \rightarrow CO_2 + C \text{ или } NH_3 \rightarrow 3H + N.$$

Степень распада молекул газа (%) называется *степенью диссоциации*.

Второй процесс — *абсорбция*. Происходит на границе газ—металл и состоит в поглощении (растворении) поверхностью свободных атомов. Этот процесс возможен только в том случае, если диффундирующий элемент B способен растворяться в основном металле A.

Проникновение насыщающего элемента вглубь — *диффузия*. Она характеризует третий процесс.

В результате образуется диффузионный слой, на поверхности которого концентрация диффундирующего элемента наибольшая; по мере удаления от поверхности концентрация падает (рис. 254), глубина проникновения (y на рис. 254) будет представлять собой толщину слоя. Так обстоит дело, если диффундирующий элемент

образует с металлом систему непрерывных твердых растворов. Если, однако, насыщающий элемент B образует с металлом A систему сплавов с ограниченной растворимостью и с химическими соединениями (рис. 255, *а*), то строение слоя будет определяться изотермическим разрезом диаграммы состояния этой системы при температуре диффузионного насыщения.

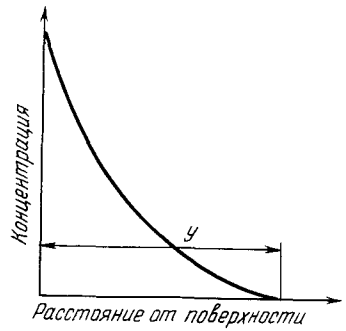


Рис. 254 Изменение концентрации диффундирующего элемента по глубине

Предположим, что системе (металл A и диффундирующий элемент B) соответствует диаграмма состояния, изображенная на рис. 255, и что насыщение происходит при температуре t_1.

Если процессы диссоциации, абсорбции и диффузии протекают достаточно активно и времени достаточно, то на поверхности может образоваться слой твердого раствора B (A) переменной концентрации (рис. 255, *б*), под ним будет находиться подслой твердого раствора химического соединения $A_n B_m$ тоже переменной концентрации и, наконец, слой твердого раствора A (B), убывающего от предела насыщения (при данной температуре) до нуля. На границах раздела слоев концентрация изменяется скачкообразно, в соответствии с условиями равновесного сосуществования фаз, как это следует из диаграммы состояния, приведенной на рис. 255, *а*.

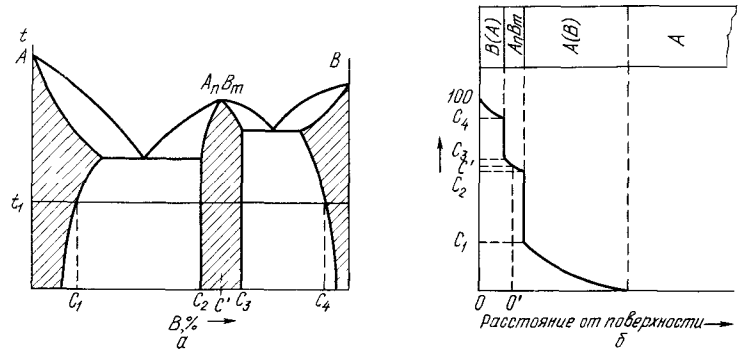


Рис. 255. Система сплавов с ограниченной растворимостью и химическими соединениями:
а — диаграмма состояния (заштрихованы однофазные области); *б* — распределение концентрации диффундирующего элемента и строение диффузионного слоя

Если процесс насыщения протекает менее активно, то концентрация на поверхности не достигнет 100 % B.

Различаются два вида диффузионного перемещения атомов в металлах: а) *самодиффузия*, когда происходит перемещение атомов основного металла в собственной кристаллической решетке; б) *ге-*

теродиффузия, когда происходит перемещение инородных (растворенных) атомов в чужой кристаллической решетке.

В первом случае в результате хаотического теплового движения отдельные атомы основного металла время от времени меняют места в своей кристаллической решетке, совершая перескок из одного положения в другое. Этот процесс перемещения однородных атомов происходит непрерывно и хаотически по направлению и не изменяет концентрации.

Во втором случае перемещение инородных атомов происходит в направлении от мест высокой концентрации к местам низкой концентрации. Этот процесс совершается самопроизвольно, так как состояние с неравномерной концентрацией обладает большей свободной энергией, чем состояние с равномерным распределением растворенных атомов [1].

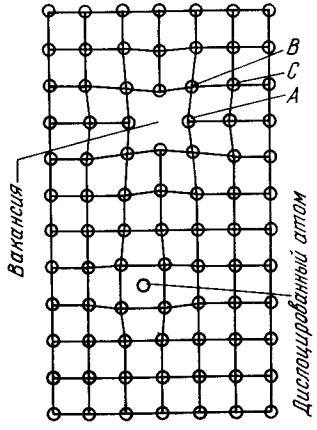


Рис. 256.

Как осуществляется диффузионное перемещение атомов?

Как указывалось ранее (см. гл. I), в любом веществе происходит флуктуация тепловых колебаний, в результате которой отдельные атомы приобретают значительно большую энергию, чем средний уровень энергии атомов, характеризуемый температурой данного тела. Эти атомы могут покидать равновесные положения в узлах решетки и перемещаться в междоузлиях, оставляя места в узлах решетки и перемещаться в междоузлиях, оставляя места в узлах решетки незанятыми.

Атом, расположенный в междоузлии решетки, называется дислоцированным атомом (рис. 256), а узел в кристаллической решетке, не занятый атомом, называется, как уже говорилось в гл. I, вакансией. Для атомов вокруг вакансии или дислоцированного атома нарушается равномерность окружения атомами-соседями по сравнению с бездефектными участками решетки (см. рис. 257). В результате этого вокруг вакансии или вокруг дислоцированного атома возникает поле упругих искажений кристаллической решетки.

Гипотетический механизм гетеродиффузии, который аналогичен механизму самодиффузии, описан Я. И. Френкелем и в настоящее время является общепринятым. Если по соседству с атомом A (см. рис. 256) имеется вакансия (дырка), то он может легко переместиться

[1] Если концентрация раствора выравнялась, то гетеродиффузия, подобно самодиффузии, становится хаотической по направлению. Известны случаи так называемой *восходящей диффузии* от мест с низкой концентрацией к местам с высокой концентрацией. В каждом случае имеются особые причины для такого процесса (обычно неравномерное распределение третьего медленно диффундирующего элемента или неравномерное распределение напряжений), в основе которого также лежит стремление системы к уменьшению свободной энергии.

со своего места в дырку; на место атома A встанет атом B, на место атома B — атом C и т. д. Одновременно с перемещением атомов происходит как бы перемещение «дырки». Процесс гетеродиффузии удобнее описывать как перемещение инородных атомов, а процесс самодиффузии — как перемещение «дырок».

Для того чтобы атом A перешел из своего исходного положения в соседнюю «дырку», он должен предварительно занять промежуточное положение в междоузлии. Работа, которая требуется для того, чтобы вырвать атом из регулярного положения, называется *энергией активации* (или *теплотой разрыхления*) и является важнейшей характеристикой способности атомов к перемещению. Величина эта не зависит от температуры, а определяется природой вещества [1].

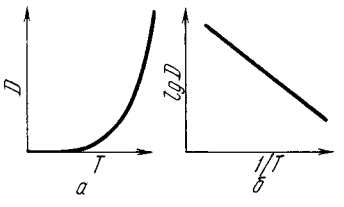


Рис. 257. Зависимость коэффициента диффузии от температуры

Влияние температуры, значительно ускоряющее диффузионные процессы, обусловлено тем, что с повышением температуры увеличиваются тепловые колебания и благодаря этому увеличивается число «дырок» в решетке.

Количественно процесс диффузии характеризуется так называемым коэффициентом диффузии D, который численно равен количеству вещества, продиффундировавшего через площадку в 1 см^2 в течение секунды при перепаде концентраций по обе стороны площадки, равном единице (0 и 100 % вещества B), и имеет размерность квадратный сантиметр на секунду (см^2/с).

Зависимость D от температуры выражается уравнением

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}, \qquad (1)$$

где A — коэффициент, зависящий от кристаллической решетки; Q — энергия активации; e — основание натуральных логарифмов; R — газовая постоянная; T — абсолютная температура.

Так как R и Q не зависят от температуры, то для данного вещества коэффициент диффузии очень сильно возрастает с повышением температуры (рис. 257, *а*), а в координатах $\lg D$ и $1/T$ эта зависимость изобразится прямой линией (рис. 257, *б*).

Из уравнения (1) следует, что коэффициент диффузии разных веществ чрезвычайно сильно зависит от уровня энергии активации; чем больше Q, тем резко меньше D.

[1] Кроме «дырочного» механизма, возможны и другие диффузионные процессы: перемещение дислоцированного атома из одного междоузлия в другие (пока он не попадает в «дырку» и «успокоится») или обмен местами двух соседних атомов. «Дырочный» механизм осуществим наиболее легко. Расчеты относительно самодиффузии меди дают следующие значения энергии активации процессов: для дырочного механизма — 64 ккал/г-атом, перемещения дислоцированного атома 230 ккал/г-атом и при обменном механизме 400 ккал/г-атом. Столь большая разница в энергии активации приводит к тому, что диффузия реально протекает лишь путем «дырочного» механизма; удельное значение других способов перемещения ничтожно мало.

В твердых растворах внедрения процесс диффузии облегчается тем, что не требуется вывода атома (иона) растворителя в иррегулярное положение, и поэтому энергия активации меньше, чем при образовании твердых растворов замещения. Например, при диффузии углерода в γ-железе $Q \approx 30$ ккал/г-атом. В случае диффузии металлов в γ-железе (растворы замещения) $Q \approx 60$ ккал/г-атом. Коэффициенты диффузии в этих двух случаях различаются в тысячи и десятки тысяч раз. Так, для стали с 0,2 % С при 1100 °С коэффициент $D = 6 \cdot 10^{-7}$ для диффузии углерода и $D = 6 \cdot 10^{-11}$ для диффузии молибдена.

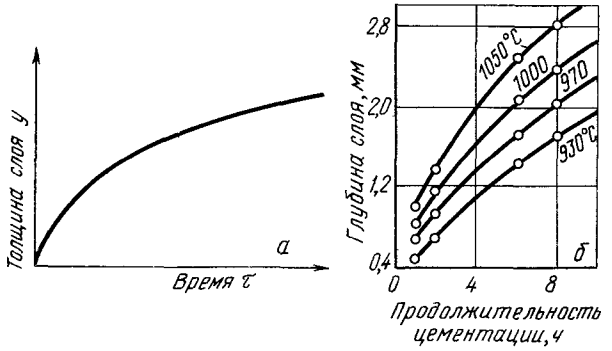


Рис. 258. Влияние на глубину слоя продолжительности диффузионного насыщения (*а*) и продолжительности цементации при различных температурах (*б*)

Продолжительность процесса химико-термической обработки определяется требуемой глубиной диффузионного слоя.

При постоянных параметрах процесса (температура и др.) увеличение глубины слоя (y) во времени (τ) подчиняется параболическому закону (рис. 258, *а*).

Чем больше толщина уже имеющегося слоя, тем меньше он увеличивается за одинаковый отрезок времени.

Некоторые особенности диффузии в металлах объясняются их кристаллическим строением.

Анизотропия свойств кристаллов проявляется и в отношении способности к диффузии. Так, диффузия меди в гексагональном цинке протекает в разных направлениях с различной скоростью: в плоскости базиса быстрее, в направлении главной оси медленнее. В решетках с большой симметрией (кубические решетки) диффузия зависит от ориентации незначительно.

Границы зерен являются участками, в которых диффузионные процессы облегчены ввиду наличия в этих местах дефектов кристаллического строения. Если растворимость диффундирующего вещества в металле мала, то часто наблюдается преимущественная диффузия по границам зерен. В случае значительной растворимости диффундирующего элемента в основном металле роль пограничных слоев повышенной растворимости уменьшается. В момент фазовых превращений диффузия протекает быстрее.

2. Цементация стали

Процесс цементации известен с давних пор. До середины прошлого века сталь умели получать только методом сквозной цементации железа; в последнее время этот старый процесс, широко применяющийся и в настоящее время, подвергся научной разработке.

При цементации происходит поверхностное насыщение стали углеродом, в результате чего получается высокоуглеродистый поверхностный слой. Так как для цементации берут низкоуглеродистую сталь, то сердцевина остается мягкой и вязкой, несмотря на то что после цементации сталь подвергается закалке.

Различают два вида цементации: твердую и газовую.

При *твердой цементации* детали запаковывают в ящик, наполненный *карбюризатором* — науглероживающим веществом. Карбюризатором является древесный уголь с различными добавками. В ящике, в промежутках между кусочками угля, имеется воздух, кислород которого при температуре процесса (900—950 °С) соединяется с углеродом, образуя окись углерода CO (образуется именно CO, а не CO_2, из-за недостатка кислорода).

Однако при температурах процесса окись углерода неустойчива и при контакте с железной поверхностью разлагается по реакции

$$2CO \rightarrow CO_2 + C$$

с образованием атомарного углерода, который поглощается поверхностью.

Таким образом, и при твердой цементации процесс протекает с образованием газовой фазы, т. е. цементация осуществляется газом, образовавшимся в ящике из карбюризатора.

Добавление к углю углекислых солей $BaCO_3$; Na_2CO_3 (сода); K_2CO_3 (поташ) активизирует карбюризатор, вследствие образования углекислого газа при разложении солей и реакции с углем ($BaCO_3 \rightarrow$ $\rightarrow BaO + CO_2$; $CO_2 + C \rightarrow 2CO$ и т. д.). Применяемые на производстве карбюризаторы обычно содержат 10—30 % углекислых солей.

Процесс твердой цементации — продолжительная операция и занимает в зависимости от требуемой глубины цементации часто не один десяток часов. Даже для образования слоя малой глубины, например в 1 мм, продолжительность цементации составляет несколько часов. Такая большая продолжительность процесса объясняется главным образом малой скоростью прогрева ящика, наполненного нетеплопроводным карбюризатором.

Увеличение скорости цементации достигается применением цементации в газовых средах.

При *газовой цементации* герметически закрытая камера печи наполнена цементирующим газом [1]. Время на прогрев ящика и карбюризатора при этом способе цементации не затрачивается, и скорость цементации (получение заданной глубины слоя) возрастет

[1] Чаще с определенной скоростью через нее проходит газ.

в тем большей относительной степени, чем меньшей глубины слой требуется получить.

Сейчас газовая цементация является для массового производства основным процессом цементации, и только для мелкосерийного или единичного производства экономически целесообразен более простой способ твердой цементации.

Газовая цементация осуществляется в стационарных или методических (непрерывно действующих) конвейерных печах. Цементирующий газ приготавливают отдельно и подают в цементационную реторту.

Цементирующими газами являются окись углерода и газообразные углеводороды. Разложение этих соединений приводит к образованию активного атомарного углерода:

$$2CO \rightarrow CO_2 + C; \quad (2)$$

$$C_nH_{2n} \rightarrow 2nH + nC; \quad (3)$$

$$C_nH_{2n+2} \rightarrow (2n + 2)\,H + nC. \quad (4)$$

Наибольшее распространение в качестве газовых карбюризаторов получили предельные углеводороды (CH_{2n+2}) — метан, этан, пропан, бутан и др., а из них — метан в виде естественного газа (92—96 % CH_4).

Кроме естественного газа, применение получила цементация бензолом, который в виде капель подают в цементационную реторту, где образуется газ, состоящий главным образом из метана, окиси углерода и свободного водорода.

Как видно из приведенных выше реакций (2), (3), в результате распада углеводородных соединений образуется свободный углерод. Если поверхность стали не поглощает весь выделяющийся углерод (абсорбция отстает от диссоциации), то свободный углерод, кристаллизуясь из газовой фазы, откладывается в виде плотной пленки сажи на детали, затрудняя процесс цементации.

Поэтому для рационального ведения процесса газовой цементации нужно иметь газ определенного состава и регламентировать его расход.

Цементацию ниже критической точки Ac_1 не проводят, так как α-железо почти не растворяет углерод и при цементации ниже A_1 образуется лишь поверхностная корочка цементита очень небольшой толщины.

Практически цементацию проводят при 900—930 °С, но имеется тенденция повысить температуру цементации до 950—970 °С и выше.

Повышение температуры цементации, как следует из общих представлений о процессе диффузии, резко увеличивает глубину слоя (рис. 257).

Содержание углерода в поверхностном слое определяется при данной температуре пределом растворимости углерода в аустените (т. е. с линией *SE* диаграммы железо—углерод). Следовательно,

чем выше температура цементации, тем больше содержание углерода на поверхности (но оно не превосходит 2 %) *.

Таким образом, на поверхности содержание углерода отвечает проекции точки, лежащей на линии *SE* диаграммы железо—углерод при данной температуре, и затем постепенно падает с удалением от поверхности в глубину изделия, доходя до исходного содержания углерода в цементуемой стали. Другими словами, при температуре цементации мы получим в диффузионном слое аустенит переменной концентрации от 1,2—1,3 % С (при температуре процесса 900 °С) до 0,1—0,15 % С. При охлаждении от температуры цементации до нормальной произойдет превращение в соответствии с содержанием углерода в данном слое.

Структура цементированного слоя после медленного охлаждения от температуры цементации показана на рис. 259. Поверхностная зона, в которой углерода больше 0,8—0,9 %, имеет структуру перлит + цементит; это так называемая заэвтектоидная зона; затем следует зона с содержанием углерода около 0,8 % — это эвтектоидная зона и, наконец, доэвтектоидная зона, содержащая углерода менее 0,7 %, плавно переходящая в структуру сердцевины.

Цементацию рекомендуется проводить так, чтобы содержание углерода в наружном слое не превышало 1,1—1,2 %. Более высокое содержание углерода приводит к образованию значительных количеств вторичного цементита, сообщающего слою повышенную хрупкость.

Для этого не следует доводить концентрацию углерода на поверхности до предельной, определяемой линией *ES* диаграммы Fe—C, что можно сделать, уменьшив атмосферную активность среды.

Науглероживающую способность цементующей атмосферы характеризуют так называемым *углеродным потенциалом*, т. е. содержащим углерода в поверхностном слое металла, находящегося в равновесии с атмосферой. Это, например, значит, что если углеродный потенциал атмосферы при данной температуре 0,8, то эта атмосфера будет науглероживать стали с меньшим содержанием углерода, но концентрация на поверхности не превысит 0,8 %, а для высокоуглеродистых сталей (% С > 0,8) она будет обезуглероживающей. Поэтому при газовой цементации строго следят за составом цементирующей атмосферы не только чтобы не было образования сажи, но и чтобы избежать пересыщения цементуемой стали углеродом.

Часто используют естественные газы (в основном это метан) и сжигают при недостатке воздуха в так называемом эндотермическом генераторе; получаемый при этом *эндотермический газ* имеет состав (примерно): 20 % CO, 40 % H_2 и 40 % N_2 (углеродный потенциал 0,9 при 900 °С).

Для более эффективного ведения процесса цементации его вначале проводят при более высокой температуре, получая более высокую концентрацию углерода (1,3—1,4 %), а затем, снижая температуру и углеродный потенциал, добиваются за счет диффузии из пересыщенных углеродом поверхностных слоев нужной концентрации углерода (0,8 % С).

Нормальная структура заэвтектоидной зоны — пластинчатый перлит, окаймленный тонкой сеткой вторичного цементита (рис. 260, *а*). Однако иногда встречается так называемая *анормальная структура*, в которой избыточный цементит находится в виде массивных включений (рис. 260, *б*) и зачастую окружен свободным

* Экспериментально, однако, обнаруживается в тонком поверхностном слое более высокое содержание углерода, что объясняется образованием на поверхности цементита в виде тонкой корочки в результате химической реакции между железом и углеродом.

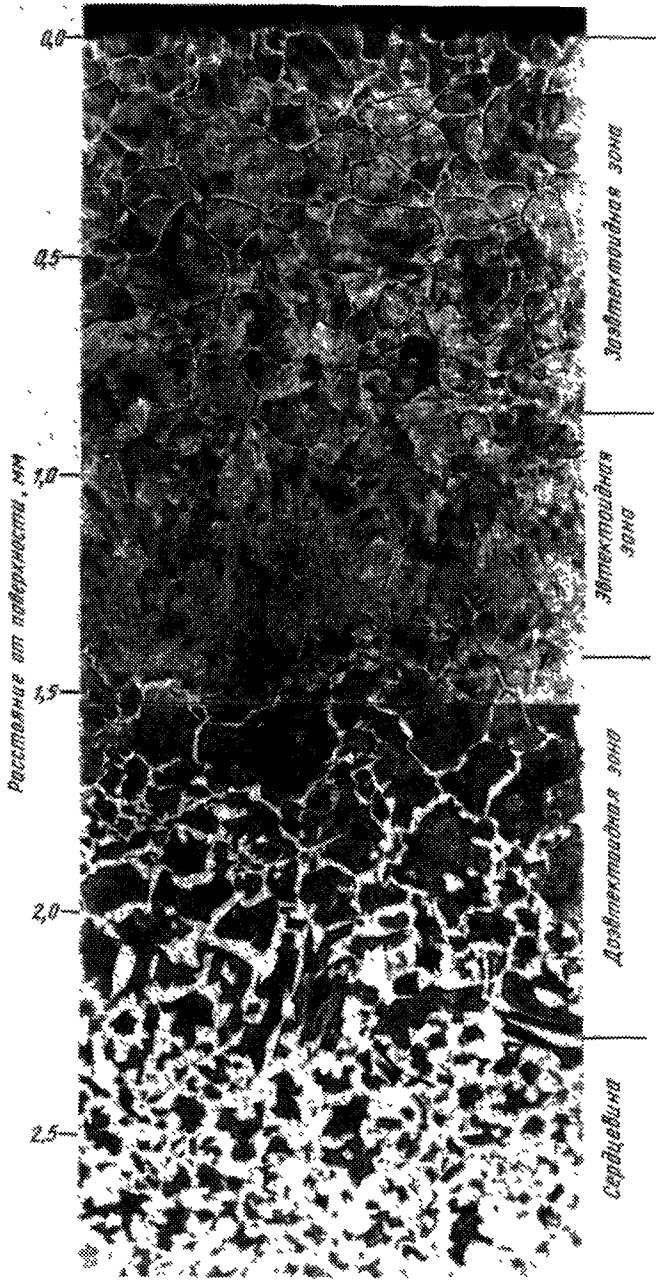


Рис. 259. Микроструктура цементированного слоя после медленного охлаждения с температуры цементации

ферритом. Эти грубые включения цементита при нагреве с трудом переходят в твердый раствор, который в этих местах не насыщен углеродом. Мягкие пятна, получающиеся после закалки на поверхности цементированных деталей, образуются часто у сталей, склонных к образованию анормальной структуры.

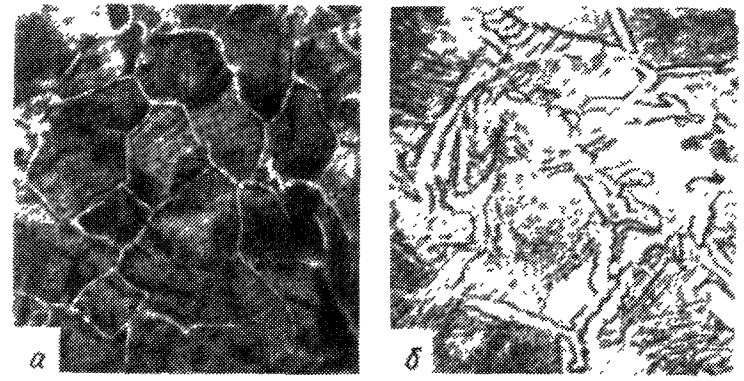


Рис. 260. Микроструктура заэвтектоидного слоя, × 500
а — нормальная; *б* — анормальная

Задача цементации — получить высокую поверхностную твердость и износоустойчивость при вязкой сердцевине — не решается одной цементацией. Цементацией достигается лишь выгодное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая закалка, при которой на поверхности получается высокоуглеродистый мартенсит, а в сердцевине сохраняется низкая твердость и высокая вязкость.

Типичные режимы термической обработки показаны на рис. 261.

Обычно закалку производят с цементационного нагрева, иногда после некоторого подстуживания и обработки холодом (рис. 261, *а*). Хотя этот режим самый экономичный в смысле продолжительности процесса и расхода топлива, он сохраняет крупнозернистость поверхностного слоя и сердцевину, зерно аустенита выросло в процессе длительного нагрева при цементации.

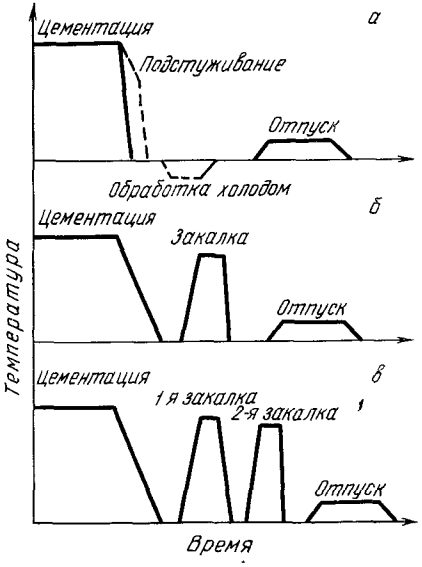


Рис. 261. Режимы термической обработки цементированных деталей

Поэтому, когда к цементованным изделиям предъявляют повышенные требования в отношении механических свойств после цементации, охлаждение производят медленное и затем дается закалка

с повторного нагрева (рис. 261, *б*) или даже двойная закалка (первая выше Ac_3 для сердцевины, вторая выше Ac_1 для поверхности (рис. 261, *в*). Многочисленные нагревы вызывают изменение размеров, поэтому, если термическая обработка дается по режимам на рис. 261, *б* или на рис. 261, *в*, цементированные изделия должны

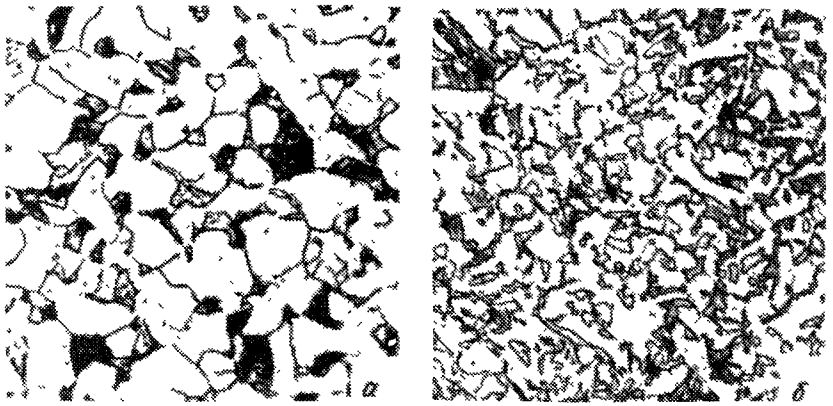


Рис. 262. Микроструктура сердцевины цементированной углеродистой стали, феррит+перлит, ×250:
а — закалка непосредственно после цементации; *б* — закалка после регенерации зерна

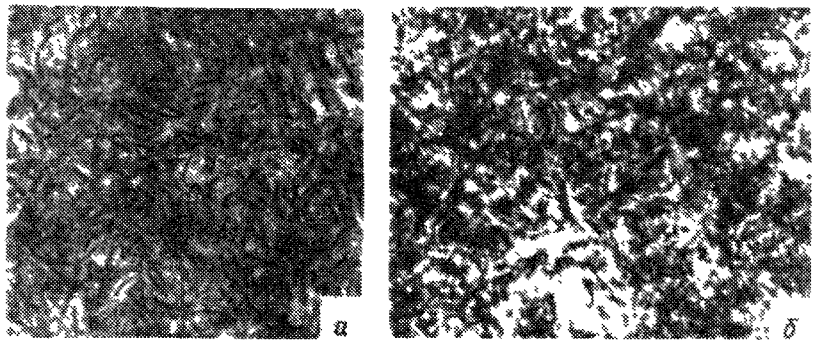


Рис. 263. Микроструктура сердцевины цементированной легированной стали, ×250

проходить шлифовку («под размер»), что обычно не делается в случае закалки с цементационного нагрева.

Во всех случаях цементированные детали после закалки для снятия внутренних напряжений подвергают отпуску при низкой температуре (150—200 °С). В результате такой обработки (закалка + низкий отпуск) поверхность должна иметь твердость 58—62 HRC, а сердцевина — 25—35 HRC для легированных и менее <20HRC для углеродистых сталей.

Если цементировали слабо прокаливающуюся углеродистую сталь, то структура сердцевины цементируемой углеродистой стали независимо от режима обработки

состоит из перлита и феррита, отличающихся разным размером зерна (мелкозернистая в случае двойной обработки, более крупнозернистая — при одинарной, рис. 262, *а*, *б*).

В сердцевине цементированной детали из легированной глубокопрокаливающейся стали образуется мартенсит (рис. 263). Ввиду низкого содержания углерода в таком мартенсите он не обладает хрупкостью.

3. Азотирование стали

Азотированием называют процесс насыщения стали азотом. По сравнению с цементацией, этот процесс применяют сравнительно недавно. Промышленное применение азотирование получило лишь в 20-х годах нашего столетия.

Так как азотированный слой сам без какой-либо последующей термической обработки приобретает высокую твердость, а размеры изделий после азотирования изменяются мало, то в отличие от процессов цементации азотирование проводят на готовых изделиях, прошедших окончательную термическую обработку (закалку с высоким отпуском) и доведенных шлифовкой до точного размера.

Азотирование обычно проводят при 500—600 °С. В железную герметически закрытую реторту (муфель), вставленную в печь, помещают детали, подвергаемые азотированию.

В реторту из баллона поступает с определенной скоростью аммиак, который разлагается в ней (диссоциирует) по реакции:

$$NH_3 \rightarrow 3H + N.$$

Образующийся атомарный азот диффундирует в металл.

Основанием для правильных представлений о процессах азотирования служит диаграмма состояния системы Fe—N, приведенная на рис. 264.

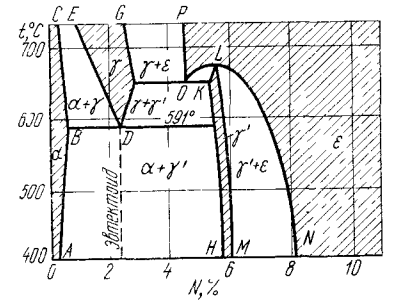


Рис. 264. Диаграмма состояния Fe—N

В системе Fe — N возможно образование следующих фаз (на диаграмме однофазные области заштрихованы)

α — азотистый феррит, содержащий в растворе 0,1 % N при 591 °С и 0,01 % при комнатной температуре; (см. также рис. 156);

γ — азотистый аустенит, существующий как равновесная фаза лишь выше эвтектоидной температуры (591 °С);

γ' — нитрид Fe_4N фаза внедрения, имеющая решетку гранецентрированного куба;

ε — нитрид Fe_2N, тоже фаза внедрения с весьма широкой областью гомогенности, имеющая гексагональную решетку.

Со многими легирующими элементами азот также образует химические соединения — нитриды (CrN, Cr_2N, MnN, TiN и т. д.).

В азотированном слое присутствуют различные азотистые фазы в соответствии с диаграммой Fe—N и температурой процесса.

При температуре азотирования ниже эвтектоидной (591 °С) азотированный слой состоит из трех фаз: ε, γ′ и α.

Изотермическое сечение диаграммы Fe—N при температуре выше эвтектоидной (600—650 °С) показывает, что азотирование при этих температурах возможно образование четырех фаз: ε, γ′, γ и α.

При медленном охлаждении с этих температур γ-фаза (азотистый аустенит) распадается при 591 °С на эвтектоид $\alpha + \gamma'$ (темный слой, рис. 265), так называемый *браунит*; при быстром охлаждении образуется мартенсит (азотистый мартенсит).

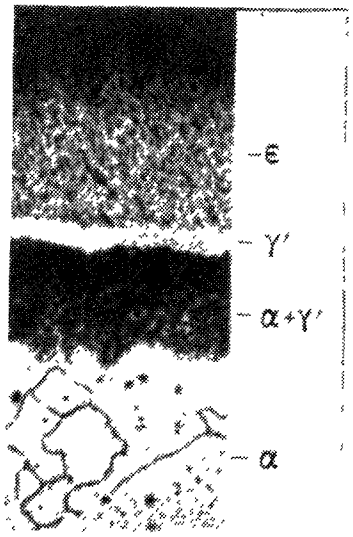


Рис. 265. Микроструктура азотированного слоя железа (при 650 °С с медленным охлаждением), ×500

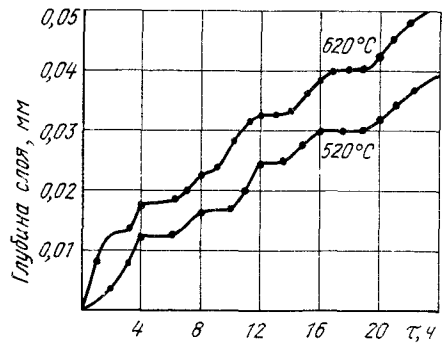


Рис. 266. Рост глубины азотированного слоя во время насыщения при 520 и 620 °С

Распределение азота по глубине слоя имеет скачкообразный характер вследствие отсутствия переходных двухфазных слоев.

На практике азотированию подвергают легированные стали. Наличие легирующих элементов, как и углерода, существенно не изменяет кинетику образования азотированного слоя.

Как и в чистом железе, при наличии легирующих элементов происходит последовательное образование насыщенных азотом слоев α, затем $\gamma' + \alpha$, затем $\varepsilon + \gamma' + \alpha$; одновременно происходит образование нитридов специальных элементов (CrN, MoN, AlN и др.). Последние также образуются при охлаждении от температуры азотирования до комнатной вследствие уменьшения растворимости их в основных азотистых фазах.

Глубина и поверхностная твердость азотированного слоя зависят от ряда факторов, из которых основные: температура азотирования, продолжительность азотирования и состав азотируемой стали.

Исключительно высокая поверхностная твердость азотированной стали (1100—1200 HV, тогда как при цементации она составляет 800 HV) определило не только достаточно широкое применение этого процесса, но и большой интерес исследователей, пытавшихся объяснить этот феномен. Изменение твердости после изменения различных технологических факторов процесса выявило феноменологическую сторону явления, но не вскрыло ее природы. Решающее значение имело изучение изменения твердости во время процесса азотирования и последующего охлаждения. Результаты представлены на рис. 266 *. Из приведенных данных следует:

1) в процессе насыщения твердость не стабильна, периодически возрастает и снижается;

2) в процессе насыщения твердость растет, но незначительно, главный прирост твердости наблюдается при охлаждении. Дальнейшее изучение процесса показало,

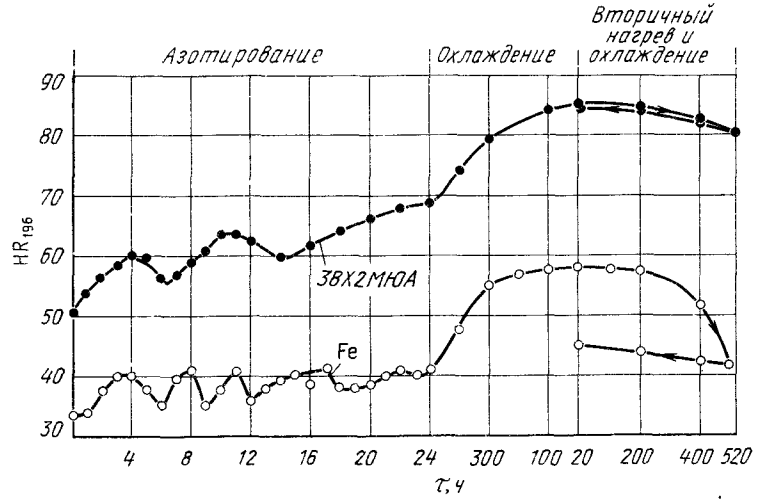


Рис. 267. Изменение твердости железа (Fe) и стали (38Х2МЮА) в процессе насыщения, последующего охлаждения и вторичного нагрева охлаждения

что рост глубины слоя происходит не монотонно, а как бы квантуется — увеличение глубины сменяется периодом, когда толщина диффузионного слоя не возрастает (рис. 266), это и обуславливает колебания в твердости (рис. 267). Некоторый рост твердости при азотировании обусловлен увеличением, но все же достаточно тонких слоев ε- и γ-нитридов. Рост твердости при охлаждении обусловлен дисперсным твердением α-фазы (вспомним растворимость азота в α-железе 0,1 % при 591 °С и менее 0,01 % при комнатной температуре) и высокотвердые нитриды могут надежно опираться на ставшую достаточно твердой зону α-фазы (т. е. зоны «внутреннего азотирования»).

Глубина азотированного слоя подчиняется параболической зависимости $(y = K\sqrt{\tau})$, однако, ввиду низких температур процесса (500—600 °С) коэффициент K мал и наращивание слоя происходит приблизительно в 10 раз медленнее, чем при цементации [1].

* Нагрузка на индентор при измерении твердости равна 196 Н, при этом глубина проникновения колебалась в зависимости от твердости от 0,07 до 0,14 мм, т. е. индентор проникал в весь диффузионный слой. Следовательно, измерялась средняя твердость всего азотированного слоя.

[1] Отсюда такая ориентировочная зависимость: для толщины 0,1 мм слоя нужно цементировать 1 ч или 10 ч азотировать.

Можно ускорить процесс повышением температуры (рис. 268, *а*), но при этом снижается твердость (рис. 268, *б*), это не эффективно.

Обычно для азотирования применяют стали, легированные нитридообразующими элементами — Al, Cr, Mo, которые называют *ни-*

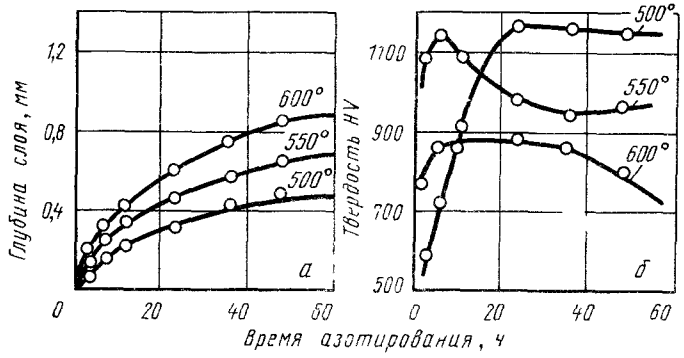


Рис. 268. Влияние продолжительности азотирования на глубину слоя (*а*) и поверхностную твердость (*б*) стали 38Х2МЮА (Ю. М. Лахтин)

траллоями. В этих сталях азотированный слой обладает более высокой твердостью, чем в углеродистых сталях и железе (рис. 269) и меньшей склонностью к потере твердости, обусловленной меньшей склонностью к коагуляции нитридов легирующих элементов, чем нитридов железа при нагреве.

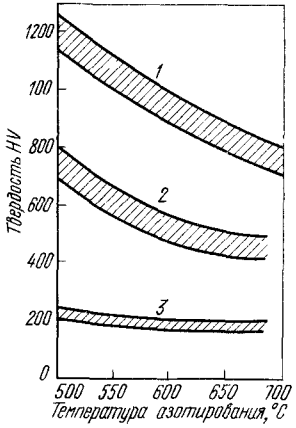


Рис. 269. Твердость (поверхностная) азотированного слоя в зависимости от температуры азотирования:

1 — нитраллой; *2* — конструкционные легированные стали; *3* — углеродистые стали

Азотирование применяют для повышения: твердости и износоустойчивости; усталостной прочности; сопротивления коррозии.

В зависимости от назначения каждый из этих процессов имеет свои особенности.

1. Повышение твердости и износоустойчивости — основное назначение процесса азотирования. Для этой цели азотированию подвергают специальные стали (нитраллои). Наиболее распространенной в СССР маркой стали, предназначенной для азотирования, является сталь 35ХМЮА (0,30—0,38 % C; 1,35—1,65 % Cr; 0,4—0,6 % Mo и 0,75—1,1 % Al). Наличие углерода приводит к образованию на поверхности карбонитридных фаз типа Fe_3 (C, N) или Fe_2 (N, C).

Так как в данном случае в задачу азотирования входит получение высокой твердости, то обычно температуру азотирования держат на уровне 500—520 °С (продолжительность зависит от требуемой глубины).

Кроме того, следует учесть, что чем ниже температура процесса, тем меньше деформация детали при азотировании (последнее также имеет большее значение, так как на азотирование поступают детали, окончательно изготовленные, после шлифования).

[1] Отсюда такая ориентировочная зависимость: для толщины 0,1 мм слоя нужно цементировать 1 ч или 10 ч азотировать.

Принимая во внимание влияние температуры процесса, можно заключить, что для получения детали с максимальной твердостью и минимальной деформацией следует применять низкую температуру азотирования (500—520 °С), при которой глубина будет невелика (до 0,5 мм, обычно 0,2—0,3 мм). И в этом случае продолжительность процесса измеряется десятками часов.

Если не обязательно нужна максимальная твердость, то температуру процесса можно несколько повысить.

Сравнение двух основных методов химико-термической обработки стали — цементации и азотирования, применяемых для повышения поверхностной твердости и износоустойчивости, позволяет сделать ряд существенных выводов о целесообразности применения каждого из них на практике.

Для азотирования характерны исключительно высокая поверхностная твердость и неглубокий диффузионный слой в отличие от цементации, где при относительно небольшой продолжительности процесса достигается более значительная глубина диффузионного слоя при значительно меньшей его твердости.

Преимущество азотированного слоя — в его более высокой износоустойчивости. Но азотированные детали значительно дороже, так как этот процесс более длительный, и для азотирования применяют дорогие легированные стали. Кроме того, тонкий азотированный слой, в отличие от цементированного, может выдерживать меньшие удельные нагрузки.

2. Азотирование конструкционных сталей для повышения усталостной прочности (выносливости) применяют в последнее время в ряде отраслей ответственного машиностроения.

Образование фаз, содержащих азот в поверхностных слоях, происходит с увеличением объема, поэтому поверхность азотированной детали испытывает напряжения сжатия. Напряжения сжатия на поверхности вызывают повышение предела выносливости, поскольку усталостные трещины возникают в результате растягивающих напряжений.

Для повышения усталостной прочности азотируют не специальные предназначенные для этого стали (например, сталь 35ХМЮА), а обычные легированные, содержащие нитридообразующие элементы (такими сталями являются обычно хромоникелевые конструкционные, см. гл. XVI, п. 4).

3. Азотирование для повышения коррозионной устойчивости (так называемое декоративное азотирование) применяется потому, что азотированный слой при наличии сплошной поверхностной корки из ε-фазы обладает высоким сопротивлением коррозии в атмосфере, водопроводной воде и некоторых других средах. Назначение такого азотирования состоит в наиболее простом и дешевом способе получения сплошной ε-фазы на поверхности.

4. Цианирование стали

Под *цианированием* понимают процесс одновременного насыщения стали углеродом и азотом. Ведение процесса цианирования в расплавленных солях (жидких ваннах) обеспечивает большую производительность процесса. Особые свойства стали, поверхностный слой которой насыщен одновременно азотом и углеродом, обусловили внедрение этого процесса в промышленность.

Цианирование можно проводить в твердых, жидких и газообразных средах. Поэтому различают *твердое*, *жидкое* и *газовое цианирование* (последнее иногда называют *нитроцементацией*).

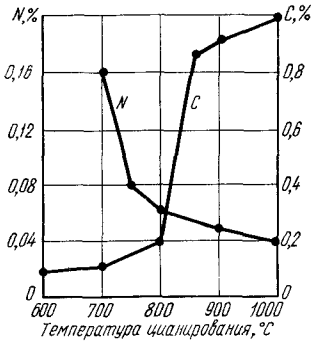
Твердое цианирование осуществляют аналогично твердой цементации, только карбюризатор содержит цианистые соли. Процесс по производительности значительно менее эффективен, чем жидкое и газовое цианирование, и поэтому не может быть рекомендован для широкого внедрения.

Жидкое цианирование — наиболее распространенный вид цианирования стали — проводят в расплавленных цианистых солях.

Химизм образования активных атомов азота и углерода состоит в следующих реакциях — разложение цианистых солей с образованием свободных атомов углерода и азота и диффузии их в глубь металла.

Газовое цианирование осуществляют в смеси науглероживающих и азотирующих газов (например, смесь светильного газа и аммиака).

Результаты цианирования определяются глубиной слоя и концентрацией углерода и азота в поверхностном слое. На состав и



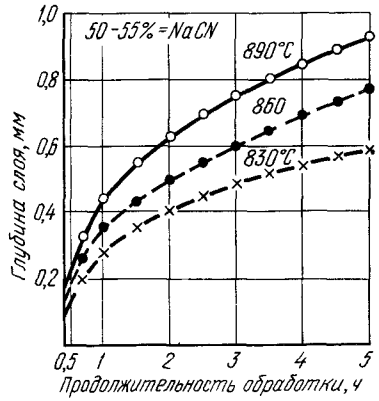


Рис. 270. Содержание углерода и азота в поверхностном слое в зависимости от температуры цианирования

Рис. 271. Глубина цианированного слоя в зависимости от температуры продолжительности цианирования

свойства цианированного слоя особое влияние оказывает температура цианирования. Повышение ее увеличивает содержание углерода в слое, снижение — увеличивает содержание азота (рис. 270).

Поскольку цианирование — одновременное насыщение стали углеродом и азотом — как бы комбинированный процесс цементации и азотирования, то, упрощая представление о процессе, можно сказать, что при высокой температуре процесс больше приближается к цементации, а при низкой — к азотированию. Поэтому цианирование разделяют на высокотемпературное при 800—950 °С и низкотемпературное при 500—600 °С.

Низкотемпературное цианирование применяют для инструмента из быстрорежущей стали (см. гл. XVII, п. 4), а также и для среднеуглеродистых сталей Последнее получило название тенифер-процесс и состоит в насыщении стали азотом (и в значительно меньшей степени углеродом) в цианистых сталях (40 % KCN + 60 % NaCN), через которую пропускают сухой воздух. Процесс насыщения протекает при 570 °С в течение 0,5—3 ч.

В результате такой обработки на поверхности возникает тонкий (10—15 мкм) *карбонитридный слой* $Fe_3(N, C)$, обладающий хорошим сопротивлением износу и менее хрупкий, чем чистые карбиды (Fe_3C) или нитриды (Fe_2N). Под этим слоем лежит слой азотистого твердого феррита (на легированных сталях HV 600—1000) толщиной 0,2—0,5 мм.

Высокотемпературное цианирование (этот процесс также называют *жидкостной цементацией*), применяют для средне- и низкоуглеродистых сталей, простых углеродистых и легированных.

Это цианирование проводят в расплавленных солях, представляющих смесь различных солей примерно следующего состава: 40 % $NaCN_2$, 40 % NaCl, 20 % Na_2CO_3 или 60 % $BaCl_2$, 14 % NaCl (первая — для 820—850 °С, вторая — для 900—950 °С).

Основной компонент состава цианистых ванн — группа CN; увеличение содержания CN способствует повышению содержания углерода и азота в поверхностном слое (но не увеличению глубины слоя).

Результаты цианирования в ванне данного состава, в первую очередь глубина слоя, зависят от температуры и продолжительности процесса, как например, показано на рис. 271. Процесс наращивания слоя при цианировании происходит быстрее, чем при газовой цементации.

По сравнению с цементированным, цианированный слой обладает более высоким сопротивлением износу, большей твердостью, лучшим сопротивлением коррозии. Цианирование повышает также усталостную прочность [1].

Более низкая температура процесса цианирования и меньшая его продолжительность не приводят к росту зерна, как это бывает при цементации. Поэтому после цианирования сразу проводят закалку, в результате чего получается высокая твердость поверхности.

Цианистые соли ядовиты, и это является существенным недостатком цианирования. Поэтому цианирование обычно проводят в специально выделенных помещениях, в которых строго соблюдаются правила техники безопасности. Многолетний опыт работы показывает, что при тщательном соблюдении правил техники безопасности цианистые ванны для обслуживающего персонала совершенно безвредны.

После цианирования детали приобретают матовую красивую поверхность, поэтому цианистые ванны часто используют для придания «товарного» вида продукции. Для этого детали достаточно нагреть под закалку в цианистых ваннах без выдержки. Это — также одна из областей применения жидких цианистых ванн.

5. Диффузионная металлизация

Диффузионная металлизация — процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стали различными металлами. При насыщении хромом этот процесс называется *хромированием*, алюминием — *алитированием*, кремнием — *силицированием* и т. д. Комбинированные процессы, заключающиеся в одновременном насыщении хромом и алюминием, или хромом и вольфрамом, называют хромоалитированием, хромовольфрамированием и т. д.

Наиболее обстоятельно изучены процессы диффузионного насыщения хромом и алюминием, а также и бором. Процессы насыщения молибденом, бериллием и другими элементами исследованы в значительно меньшей степени.

Как и при других видах химико-термической обработки, диффузионную металлизацию можно проводить в твердых, жидких и газообразных средах.

При твердой диффузионной металлизации металлизатором является ферросплав [2] с добавлением хлористого аммония (NH_4Cl). В результате реакции металлизатора с HCl или Cl_2 образуется летучее соединение хлора с металлом ($AlCl_3$; $CrCl_2$; $SiCl_4$ и т. д.), которое в результате контакта с металлической поверхностью диссоциирует с образованием свободных атомов.

[1] Как и любое другое, поверхностное упрочнение сопровождается возникновением остаточных напряжений сжатия на поверхности.

[2] Феррохром, ферросилиций, ферроалюминий — сплавы железа с хромом, кремнием, алюминием и т. д. с высоким процентным содержанием этих элементов.

Жидкую диффузионную металлизацию проводят погружением детали в расплавленный металл (например, алюминий).

Газовую диффузионную металлизацию проводят в газовых средах, являющихся хлоридами различных металлов.

Диффузия хрома, алюминия и других металлов протекает значительно медленнее, чем углерода и азота, потому что азот и углерод образуют с железом растворы внедрения, а металлы — растворы замещения. При одинаковых температурах и временных условиях это приводит к тому, что диффузионные слои при металлизации получаются в десятки и сотни раз более тонкими, чем при цементации.

Такая малая скорость диффузии препятствует широкому распространению процессов диффузионной металлизации в промышленности, так как процесс является дорогостоящим и его проводят при высоких температурах (1000—1200 °С) длительное время. Только особые свойства слоя и возможность экономии легирующих элементов при использовании процессов диффузионной металлизации обусловили некоторое их применение в промышленности.

Одним из основных свойств диффузионно-металлизированной поверхности (хромированной, алитированной или силицированной) является высокая жаростойкость. Поэтому жаростойкие детали для рабочих температур до 1000—1100 °С изготавливают из простых углеродистых сталей с последующим алитированием, хромированием или силицированием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Лахтин Ю. М. Физические основы процесса азотирования. М.: Машгиз, 1948. 143 с. с ил.

Попов А. А. Теоретические основы химико-термической обработки стали. Свердловск : Металлургиздат, 1962. 120 с. с ил.

Корецкий Я. Цементация стали. Л.: Судпромгиз, 1962, 232 с. с ил.

Дубинин Г. Н. Диффузионное хромирование сплавов. М.: Машиностроение, 1964 451 с. с ил.

Юргенсон А. А. Азотирование в энергомашиностроении. М : Машгиз, 1964, 120 с. с ил.

Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов М.: Машиностроение, 1965. 491 с с ил.

Кальнер В Д. Цементация и нитроцементация стали. М.: Машиностроение, 1973. 40 с с ил.

Лахтин Ю. М., Коган Я. Д. Азотирование стали. М.· Машиностроение, 1976. 254 с. с ил.

Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник./Под ред. Ляховича Л. С. М.: Металлургия, 1981. 423 с.

Лахтин Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 255 с.

Часть четвертая. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Глава XIV

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

1. Классификация примесей

Прежде всего необходимо определить, что называется легированной сталью и легирующим элементом.

В соответствии с классификацией, предложенной Н. Т. Гудцовым, все примеси (химические элементы), содержащиеся в стали, можно разделить на четыре группы:

1. Постоянные или обыкновенные примеси. К этой группе относятся марганец и кремний, а также алюминий и титан, которые как кремний и марганец, применяются в качестве раскислителей, эти элементы присутствуют в любой хорошо раскисленной стали (в кипящей стали содержание кремния, алюминия и титана очень невелико), потому что введение их в металл необходимо при производстве стали; к постоянным (обыкновенным) примесям следует отнести серу и фосфор, потому что полностью освободиться от них при массовом производстве стали невозможно. Содержание этих элементов находится в спокойной стали обычно в пределах: 0,3—0,7 % Mn; 0,2—0,4 % Si; 0,01—0,02 % Al; 0,01—0,05 % P и 0,01—0,04 % S; 0,01—0,02 % Ti.

2. Скрытые примеси. Это кислород, водород и азот, присутствующие в любой стали в очень малых количествах. Методы их химического определения сложны, поэтому содержание этих элементов в обычных технических условиях не указывается.

3. Случайные примеси. К этой группе относятся примеси, попадающие в сталь из шихтовых материалов или вследствие каких-либо случайных причин.

Так, уральские руды содержат небольшое количество меди, и она попадает в сталь, выплавленную из этих руд. Сталь, выплавленная из керченских руд, имеет мышьяк, так как эти руды содержат мышьяк. Переплавка луженого, оцинкованного и другого скрапа приводит к тому, что в металл попадают олово, цинк, сурьма, свинец и т. д.

Стали, выплавленные на так называемой первородной шихте без использования скрапа (лома), основного источника загрязнения, не содержат случайных примесей. Они также очень чистые по сере и фосфору.

4. Легирующие элементы. Элементы, специально вводимые в сталь в определенных концентрациях с целью изменения ее строения и свойств, называются *легирующими элементами* (от греческого слова «лега» — сложное).

В связи с этим стали, в которые для получения требуемых свойств специально вводят легирующие элементы, называют *легированными сталями* (легированные стали иногда называют специальными).

Примеси первых трех групп — в той или иной степени неизбежное следствие технологического процесса производства стали и естественно, что в указанных концентрациях их нельзя рассматривать как легирующие элементы, а стали, содержащие эти примеси, но в больших количествах, следует относить к легированным сталям.

Например, сталь, содержащая всего 0,05—0,1 % ванадия (V) или 0,1 % титана (Ti) считается легированной ванадиевой или титановой сталью, поскольку эти элементы специально вводили в сталь для получения требуемых свойств. При наличии элементов в количестве примерно 0,1 % такое легирование называется *микролегированием*.

Для получения в стали более 0,7 % Mn последний следует вводить в нее в количествах сверх требуемого по технологии выплавки. Поэтому, например, сталь с 1,0 % Mn является уже легированной марганцовистой сталью, а марганец такой концентрации считается легирующим элементом.

2. Влияние элементов на полиморфизм железа

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования его аллотропических модификаций, т. е. сдвигают точки A_3 и A_4 по температурной шкале.

Большинство элементов или повышают точку A_4 и снижают точку A_3, расширяя тем самым область существования γ-модификации (рис. 272, *а*), или понижают A_4 и повышают A_3, сужая область существования γ-модификации (рис. 272, *б*).

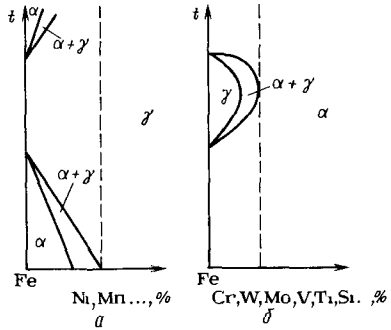


Рис. 272 Диаграммы состояния железо — легирующий элемент

Из схематических диаграмм состояния железо — легирующий элемент, приведенных на рис. 272, видно, что свыше определенного содержания марганца, никеля или некоторых других элементов (рис. 272, *а*) γ-состояние существует как стабильное от комнатной температуры до температуры плавления. Такие сплавы на основе железа называются аустенитными. При содержании ванадия, молибдена, кремния и других элементов свыше определенного предела устойчивым при всех температурах является α-состояние (рис. 272, *б*).

Такие сплавы на основе железа называются ферритными. В отличие от других сплавов на основе железа аустенитные и ферритные сплавы не имеют превращений при нагреве и охлаждении.

Рассмотрим некоторые реальные диаграммы состояний железо—легирующий элемент.

Система железо—никель (рис. 273) [1]

Никель имеет гранецентрированную решетку с параметром, близким к Fe_γ. Это обеспечивает образование непрерывного ряда твердых растворов между Fe_γ и никелем.

Никель повышает точку A_4 и при 1512 °С наступает нонвариантное равновесие $l + \delta \rightleftarrows \gamma$. Никель понижает точку A_3 и температуры превращения при нагреве и охлаждении фактически настолько сильно отличаются, что для практического использования диаграммы целесообразно указывать отдельно температурный интервал превращения при охлаждении ($\gamma \rightarrow \alpha$) и при нагреве ($\alpha \rightarrow \gamma$). Поэтому, если взять, например, сплав с 20 % Ni при 300—400 °С, то при охлаждении он будет иметь практически стабильную γ-фазу, при нагреве при тех же температурах — практически стабильную α-фазу. Поскольку никель резко понижает точку A_3, то при 10 % Ni

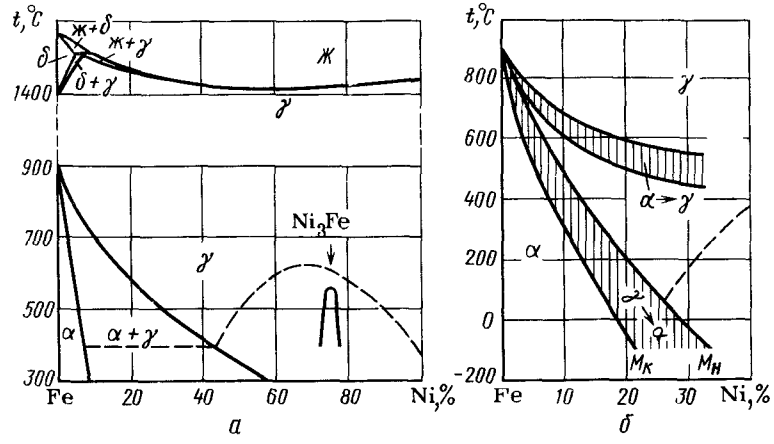


Рис 273. Система Fe — Ni

и более температура превращения снижается до 500 °С и ниже. При этих температурах диффузия никеля сильно заторможена и обратное $\alpha \rightarrow \gamma$-превращение тоже происходит по мартенситному (бездиффузионному) механизму.

В сплавах, богатых никелем, может образоваться упорядоченный твердый раствор с содержанием Ni_3Fe. Температура упорядочения (точка Курнакова) для сплава с точным соотношением Ni_3Fe (78 % Ni) равна 503 °С.

Система железо—марганец (рис. 274).

Марганец имеет четыре аллотропические формы: α (стабильное существование до 727 °С), β (727—1100 °С), γ (1100—1135 °С) и δ (1135—1245 °С). Mn_γ имеет тетрагональную гранецентрированную решетку с параметрами близкими к параметру Fe_γ. Поэтому Fe_γ и Mn_γ образуют непрерывный ряд твердых растворов (неограниченная растворимость). Наличие четырех модификаций у марганца приводит в Fe—Mn сплавах, богатых марганцем к различным фазовым превращениям; диаграмма состояния сплавов, богатых железом (Mn менее 40 %), аналогична диаграмме состояния Fe—Ni.

Марганец интенсивно снижает температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при 10 % Mn и более начало превращения опускается до 700° и ниже. Поскольку для обычного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения требуется диффузия обоих компонентов и так как диффузионная подвижность марганца, как и других элементов, образующих твердые растворы замещения мала, то ниже 700 °С, т. е. при содержании Mn более 10 % практически реали-

[1] Эта и следующие диаграммы (см. рис. 274, 276—278) приведены на основе критического анализа многочисленных экспериментальных работ по изучению бинарных сплавов железа и даны несколько упрощенно.

зуется $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение по мартенситному типу. Метастабильная диаграмма системы Fe—Mn, т. е. когда превращения происходят по мартенситному механизму, приводятся на диаграмме (рис. 275) (для сплавов с 10 % Mn требуется быстрое охлаждение).

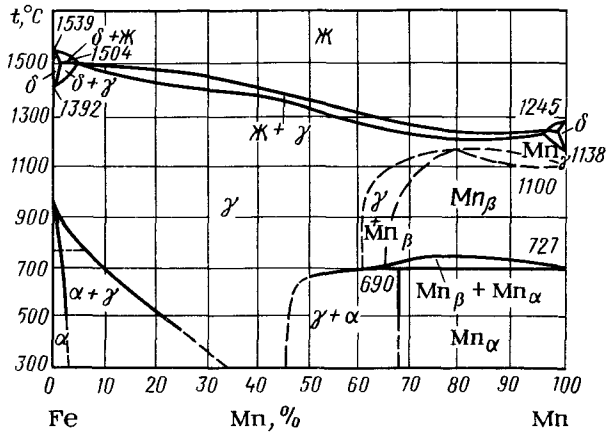
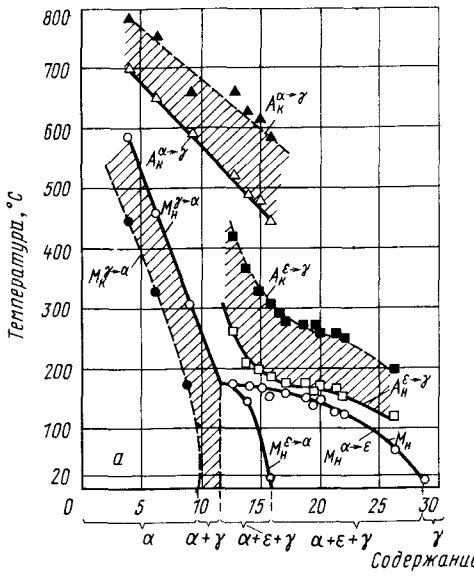


Рис. 274. Система Fe—Mn



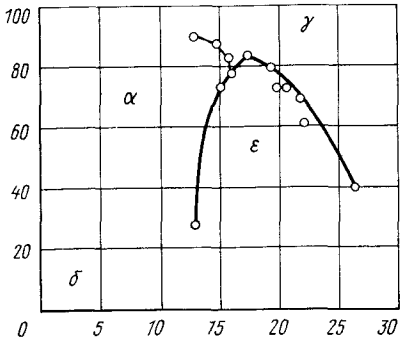


Рис. 275. Диаграмма сплавов Fe—Mn:
а — метастабильная (мартенситная); светлые точки — начало превращения, черные точки — конец; *М* — прямое (при охлаждении), *А* — обратное (при нагревании); *б* — количественное соотношение α-, γ-, ε-фаз

В сплавах Fe—Mn при определенных содержаниях марганца (12—29 %) может существовать особая модификация твердого раствора, имеющая гексагональную плотноупакованную решетку (обозначаемую через ε), существующую совместно с γ-твердым раствором и даже с γ- и α-твердыми растворами (рис. 275).

В соответствии с диаграммой состояния в сплавах Fe—Mn могут иметь место такие превращения: в сплавах <12% Mn — обычное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$-превраще-

ние, при нагревании — обратное $\alpha \rightarrow \gamma$-превращение по мартенситной реакции. В сплавах, содержащих 12—29 % Mn, превращение идет по другой мартенситной реакции $\gamma \rightarrow \varepsilon$ (обратный переход $\varepsilon \rightarrow \gamma$), причем в сплавах с 12—17 % Mn ε-мартенсит превращается (частично) в γ-мартенсит при дальнейшем охлаждении.

Термической обработкой и пластической деформацией можно изменять количество α, γ и ε фаз. Максимальное количество (без деформации) ε-фазы (~85 %) образуется в чистых Fe—Mn сплавах при содержании Mn примерно 17 % (рис 275, *б*).

Система железо—хром (рис 276)

Хром имеет одну модификацию, которая кристаллизуется в объемноцентрированной решетке изоморфной Fe_α. Хром понижает обе точки аллотропического превращения железа но так как точка A_4 снижается быстрее, чем A_3, то в конце концов обе точки сливаются, область замыкается при 13 % Cr.

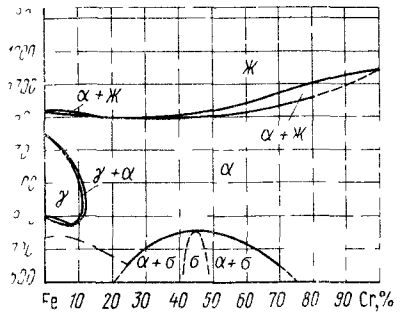


Рис 276 Система Fe—Cr

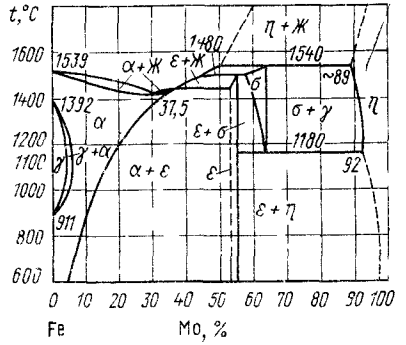


Рис. 277. Система Fe—Mo

Вблизи соотношения Cr : Fe = 1 : 1 [% (атомн.)] образуется неустойчивое химическое соединение FeCr, обозначаемое обычно как σ-фаза Верхняя температура существования этого соединения равна 815 °C.

Система железо—молибден (рис. 277)

Молибден имеет кубическую объемноцентрированную решетку, однако атомные размеры молибдена иные, чем у хрома и железа, поэтому молибден образует с α-железом не неограниченные (как хром), а ограниченные твердые растворы

Растворимость молибдена в Feα составляет 5 % при 20 °C, максимальная растворимость 26 % (при 1450 °C). Молибден повышает точку A_3 и понижает A_4 выклинивая полностью эту область при 3,5 % Mo [2 % (атомн.)].

Система железо—кремний (рис 278)

Кремний имеет решетку алмаза. Растворимость кремния в железе при 20 °C составляет около 15 %. Кремний, повышая A_3, снижает A_4 и полностью выклинивает γ-область 2 % Si. Следовательно, ферритными являются все сплавы, содержащие более 2 % (практически более 2,5 %).

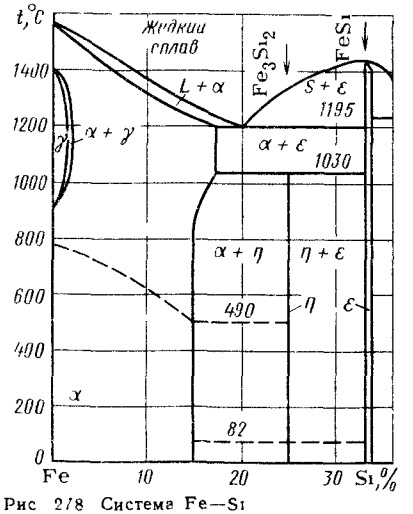


Рис 278 Система Fe—Si

Кремний образует с железом ряд соединений — силицидов, условное обозначение их (греческими буквами) указано на диаграмме

3. Распределение легирующих элементов в стали

В промышленных легированных сталях, которые являются многокомпонентными системами, легирующие элементы могут находиться:

а) в свободном состоянии; б) в форме интерметаллических соединений с железом или между собой; в) в виде оксидов, сульфидов и других неметаллических включений; г) в карбидной фазе — в виде раствора в цементите или в виде самостоятельных соединений с углеродом — специальных карбидов; д) в форме раствора в железе.

Рассмотрим перечисленные возможности.

1. Свинец, серебро, медь не образуют соединений с железом; кроме того, серебро и свинец нерастворимы в твердом железе, а растворимость меди составляет примерно 1 %. Поэтому при наличии в стали даже весьма малых количеств свинца, серебра или меди (меди выше 1 %) они будут находиться в свободном состоянии в виде металлических включений. Стали, легированные серебром, а также медью при содержании ее более 1 %, применения не имеют [1]. Следовательно, случай, когда легирующий элемент присутствует в стали в свободном состоянии, встречается весьма редко и подробного рассмотрения не заслуживает.

2. Образовывать интерметаллические соединения могут большинство применяемых легирующих элементов. Однако эти соединения образуются лишь при таких содержаниях легирующих элементов, которые практически не встречаются в обычных промышленных сталях. Поэтому можно считать, что в обычных массовых сталях интерметаллические соединения легирующих элементов не встречаются.

В высоколегированных сталях и сплавах образуются интерметаллические соединения, что имеет большое значение для этих сплавов.

3. Образовывать оксиды и другие неметаллические соединения могут многие элементы, имеющие большее сродство к кислороду, чем железо. Поэтому в процессе производства стали такие элементы, введенные в последний момент плавки, раскисляют сталь, отнимая кислород у железа: $FeO + M \rightarrow MO + Fe$.

В этой схематической формуле реакции под M подразумевается любой легирующий элемент-раскислитель. В результате реакции раскисления образуются оксиды Al_2O_3, TiO_2, V_2O_5 и др.[2].

Кроме большого сродства к кислороду, некоторые элементы имеют большее сродство к сере, чем железо, и при введении их образуются сульфиды.

Количество оксидов, сульфидов и других неметаллических включений в обычных промышленных сталях невелико и зависит от метода ведения плавки.

[1] О свинцовистых автоматных сталях см. с. 180.

[2] В последнее время получает применение раскисление углеродом В этом случае продукты раскисления газообразны ($2FeO + C = 2Fe + CO_2$) и удаляются из металла практически полностью при вакуумировании.

Больше всего неметаллических включений в кипящей мартеновской меньше в спокойной стали и еще меньше в электростали. Сталь вакуумной выплавки (а также сталь электрошлакового переплава) содержит самое небольшое количество неметаллических включений.

4. Растворяться в цементите или образовывать самостоятельные карбидные фазы могут многие элементы, имеющие сродство к углероду.

О карбидообразовании в стали будет сказано дальше. Здесь отметим, что карбидообразующими элементами являются лишь элементы, расположенные в периодической системе элементов левее железа (обведены рамкой, рис. 279).

I	1 H																2 He
II	3 Li	4 Be	5 B										6 C	7 N	8 O	9 F	10 Ne
III	11 Na	12 Mg	13 Al										14 Si	15 P	16 S	17 Cl	18 Ar
IV	19 K	20 Ca	21 Sc	22 Ti	23 V	24 Cr	25 Mn	26 Fe	27 Co	28 Ni	29 Cu	30 Zn	31 Ga	32 Ge	33 As	34 Se	35 Br	36 Kr
V	37 Rd	38 Sr	39 Y	40 Zr	41 Nb	42 Mo	43 Tc	44 Ru	45 Rh	46 Pd	47 Ag	48 Cd	49 In	50 Sn	51 Sb	52 Te	53 I	54 Xe
VI	55 Cs	56 Ba	57–71 РЗЭ	72 Hf	73 Ta	74 W	75 Re	76 Os	77 Ir	78 Pt	79 Au	80 Hg	81 Tl	82 Pb	83 Bi	84 Po	85 Rn	86 At
VII	87 Fr	88 Ra	89 102 Ac															
	IA	IIA	IIIA	IVA	VA	VIA	VIIA	VIIIA			IB	IIB	IIIB	IVB	VB	VIB	VIIB	VIIIB

Рис. 279 Периодическая система элементов (в рамке элементы, образующие карбиды в стали)

Указанные элементы, кроме того, что они образуют карбиды, растворяются и в железе. Следовательно, они в известной пропорции распределяются между этими двумя фазами.

5. Растворяться в железе в значительных количествах может большинство легирующих элементов, кроме углерода, азота, кислорода и бора и металлоидов, удаленных в периодической системе от железа. Элементы, расположенные в периодической системе левее железа, распределяются между железом (основой) и карбидами; элементы, расположенные правее железа (кобальт, никель, медь и другие), образуют только растворы с железом и не входят в карбиды.

Таким образом, подводя итоги, можно констатировать: легирующие элементы преимущественно растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов (феррит, аустенит, цементит) или образуют специальные карбиды [1].

[1] Специальными карбидами называются карбиды, образованные с участием карбидообразующих элементов и имеющие отличную от цементита формулу и кристаллическую решетку

4. Влияние легирующих элементов на феррит

Растворение легирующих элементов в Fe_α происходит в результате замещения атомов железа атомами этих элементов. Атомы легирующих элементов, отличаясь от атомов железа размерами и строением, создают в решетке напряжения, которые вызывают изменение ее периода. Как показано на рис. 83, *а*, все элементы, растворяющие в феррите, изменяют параметры решетки феррита в тем большей степени, чем больше различаются атомные размеры железа и легирующего элемента. Элементы с атомным радиусом, меньшим, чем

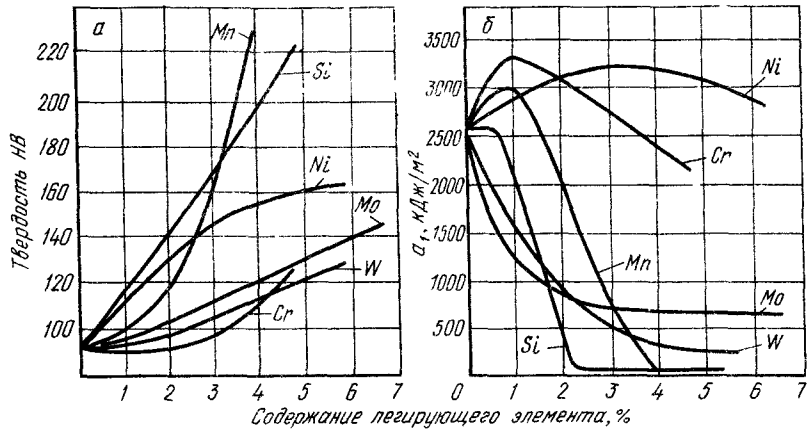


Рис. 280. Влияние легирующих элементов на свойства феррита:
***а* — твердость; *б* — ударная вязкость**

у железа, уменьшают параметры решетки, а с большим — увеличивают [1] (никель является исключением).

Естественно, что изменение размеров α-решетки вызывает и изменение свойств феррита — прочность повышается, а пластичность уменьшается.

На рис. 280 показаны изменения свойств феррита (твердость, ударная вязкость) при растворении в нем различных элементов. Как видно из диаграмм, хром, молибден, вольфрам упрочняют феррит меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден, вольфрам, а также марганец и кремний (при наличии более 1 %) снижают вязкость феррита. Хром уменьшает вязкость значительно слабее перечисленных элементов, а никель не снижает вязкости феррита

.Важное значение имеет влияние элементов на порог хладноломкости, что характеризует склонность стали к хрупкому разрушению. Наличие хрома в железе способствует некоторому повышению порога хладноломкости, тогда как никель интенсивно снижает

[1] Атомные размеры элементов см. в табл. 8.

порог хладноломкости, уменьшая тем самым склонность железа к хрупким разрушениям (рис. 281).

Таким образом, из перечисленных шести наиболее распространенных легирующих эле[illegible] особенно ценным является никель. Достаточно интенсивно упрочняя феррит, никель не сн[illegible]жает его вязкость и понижает по[illegible]рог хладноломкости, тогда как другие элементы, если и не снижают вязкости, то слабо упрочняют феррит (хром) либо, сильно упрочняя феррит, резко снижают его вязкость (марганец, кремний [1]).

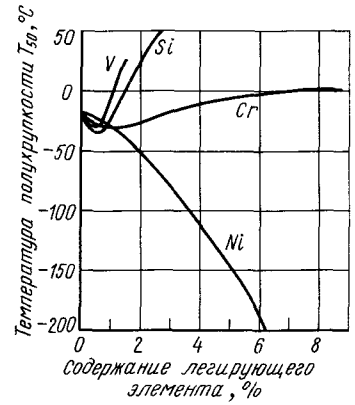


Рис. 281. Влияние легирующих элементов на порог хладноломкости железа

Приведенные на рис. 280 данные относятся к медленно охлажденным сплавам. Свойства феррита, содержащего в растворе кремний, молибден или вольфрам, практически не зависят от того, как охлаждался сплав — быстро или медленно, тогда как твердость феррита, легированного хромом, марганцем и никелем, после быстрого охлаждения оказывается более высокой, чем после медленного охлаждения.

Исследование причин упрочнения при быстром охлаждении легированного феррита в практически безуглеродистых сплавах ($C < 0{,}02$ %) показало, что это связано с образованием структуры мартенситного типа.

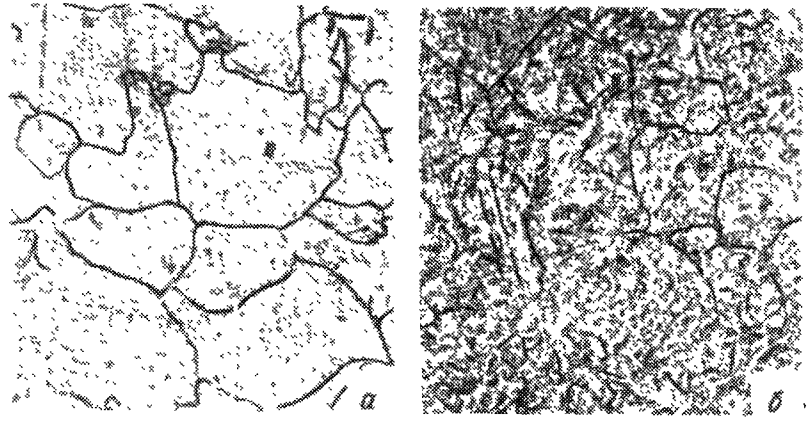


Рис. 282. Структура феррита в сплаве с 4,2 % Cr:
***а* — полиэдрический феррит, медленное охлаждение, ×400; *б* — игольчатый феррит, очень быстрое охлаждение, ×400**

При медленном охлаждении получается полиэдрический феррит (рис. 282, *а*). При быстром охлаждении получается структура игольчатого типа — игольчатый феррит (рис. 282, *б*), по внешнему виду похожая на бейнит. Твердость игольчатого феррита на 100—150 НВ выше твердости полиэдрического феррита.

[1] Подобное влияние марганца и кремния отмечается при наличии $Mn > 1 \div 1{,}5$ % и $Si > 0{,}5$ %.

5. Карбидная фаза в легированных сталях

В сталях карбиды образуются только металлами, расположенными в периодической системе элементов левее железа (см. рис. 279). Эти металлы, как и железо, относятся к элементам переходных групп, имеют менее достроенную *d*-электронную полосу. Чем левее расположен в периодической системе карбидообразующий элемент, тем менее достроена его *d*-полоса.

Имеется достаточно оснований предполагать, что в процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение *d*-электронной полосы атома металла, тогда как у металла валентные электроны образуют металлическую связь, обусловливающую металлические свойства карбидов.

Многочисленные опыты показывают, что чем левее в периодической системе расположен элемент, т. е. чем менее достроена у него *d*-электронная полоса, тем более устойчив карбид. Эти обстоятельства позволяют сформулировать положения, характеризующие в общем виде условия карбидообразования в сталях: только элементы с *d*-электронной полосой, заполненной меньше, чем у железа, являются карбидообразующими; активность их как карбидообразователей тем сильнее и устойчивость образующихся карбидных фаз тем больше, чем менее достроена *d*-полоса у металлического атома [1].

Это положение позволяет указать условия образования карбидов в стали при наличии нескольких карбидообразующих элементов, последовательность растворения в аустените различных карбидов и другие факторы, важные для теории легирования, практики производства и применения легированных сталей.

В соответствии со сказанным карбиды в сталях будут образовывать следующие элементы: титан, ванадий, хром, марганец, цирконий, ниобий, молибден, гафний, тантал, вольфрам.

В природе известны карбиды никеля и кобальта, но в сталях, т. е. в сплавах на основе железа, эти металлы карбидов не образуют, так как на *d*-полосе кобальт

[1] Из курса физики известно, что электроны располагаются вокруг ядра атома в виде отдельных электронных оболочек. Чем дальше от ядра отстоит оболочка, тем выше уровень энергии электронов этой оболочки. Каждая оболочка в свою очередь расщепляется на ряд уровней энергии или полос, получивших обозначения (по направлению от ядра атома) *s*, *p*, *d*, *f*. На каждой полосе может располагаться ограниченное число электронов. Так, например, на *d*-полосе может разместиться не более 10 электронов. При последовательном переходе от атома водорода к другим элементам периодической системы число электронов возрастает в соответствии с их атомным номером, причем электроны сначала занимают все места с наименьшими уровнями энергии, т. е. последовательно все места в первой оболочке, затем во второй и т. д. Однако у некоторых элементов, получивших наименование элементов переходных групп, на внешней (валентной) оболочке уже появляются 1 или 2 электрона еще до того, как достроена *d*-полоса предыдущей оболочки. К этим элементам относятся многие металлы, в том числе железо и карбидообразующие элементы.

Сформулированное выше положение является частным случаем условий образования карбидов или нитридов в сплавах. Карбидо- и нитридообразующим элементом в сплаве является такой элемент, у которого менее достроена *d*-полоса, чем у основного металла.

Иногда, правда очень редко, в металлических сплавах образуются карбиды бора, алюминия, кремния и других элементов, по приведенной классификации относящихся к «некарбидообразующим» элементам. Дело в том, что карбиды B_4C, Al_3C_2 и т. д. совершенно отличны от рассматриваемых карбидов. Это соединения с ковалентной связью, не обладающие металлическими свойствами.

имеет 7, а никель 8 электронов, т. е. больше чем железо, имеющее на *d*-полосе 6 электронов. Поэтому углерод отдает свои электроны железу и карбиды никеля или кобальта не образуются.

Элементы с полностью заполненной *d*-полосой (медь, цинк, серебро и т. д.) ни при каких условиях карбидов в сплавах не образуют.

Вместе с тем в соответствии с высказанным выше положением, активность карбидообразования и устойчивость карбидов в легированных сталях будет возрастать при переходе от элементов марганца и хрома к элементам молибден, ванадий, вольфрам и титан и др. имеющим менее достроенные *d*-полосы, чем у марганца и хрома. Это значит, например, что при наличии в стали одновременно хрома и ванадия следует ожидать в первую очередь образования карбидов ванадия.

Приняв атомный радиус углерода равным 0,079 нм легко подсчитать, что у всех карбидообразующих элементов, кроме железа, марганца и хрома, отношения атомных радиусов углерода к металлу меньше 0,59.

Выше указывалось (гл. IV, п. 8), что если у металла переходной группы и у металлоида с малым атомным радиусом (углерод, азот, водород) отношение атомных радиусов меньше 0,59, то возможно образование особых видов соединений, которые называются «фазами внедрения» (см. с. 99).

У большинства карбидообразующих элементов соотношение $r_C : r_M = <0{,}59$, поэтому между ними и углеродом возможно образование фаз внедрения.

Установлено, что в сталях могут образовываться следующие карбидные соединения:

Fe_3C, Mn_3C, $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3, Fe_3Mo_3C, Fe_3W_3C } карбиды I группы

Mo_2C, W_2C, WC, VC, TiC, NbC, TaC, Ta_2C, ZrC } карбиды II группы (фазы внедрения)

Однако в сталях в чистом виде перечисленные карбиды не существуют. Карбиды всех легирующих элементов содержат в растворе железо, а при наличии нескольких карбидообразующих элементов — и эти элементы. Так, в хромомарганцовистой стали вместо чистого карбида хрома $Cr_{23}C_6$ образуется карбид $(Cr, Mn, Fe)_{23}C_6$, содержащий в растворе железо и марганец.

Так как карбиды, имеющие одинаковую химическую формулу, взаимно растворяются, то, например, при наличии в стали одновременно титана и ниобия будут образовываться не два разделенных вида карбидов, а один общий карбид, в который «на равных основаниях» входят и титан и ниобий. Поэтому возможных вариантов карбидообразования меньше, чем это указано выше, и фактически мы встречаемся в сталях лишь с карбидами шести видов:

M_3C, $M_{23}C_6$, M_7C_3, M_6C } карбиды I группы; MC, M_2C } карбиды II группы,

где под M подразумевается сумма карбидообразующих элементов (металлических). Соотношения между металлическими элементами и углеродом (для недефектной решетки) указываются формулой.

Карбиды, отнесенные в I группу, имеют сложную кристаллическую структуру. Типичным представителем карбидов этого типа

является цементит, кристаллическая структура которого была показана на рис. 133.

Особенность строения карбидов II группы как фаз внедрения заключается в том, что они имеют простую кристаллическую решетку и кристаллизуются обычно со значительным дефицитом по углероду.

Следует отметить, что фазы внедрения трудно растворимы в аустените. Это значит, что при нагреве (даже очень высоком) они могут не перейти в твердый раствор. В этом их отличие от карбидов I группы, которые при нагреве легко растворяются в аустените.

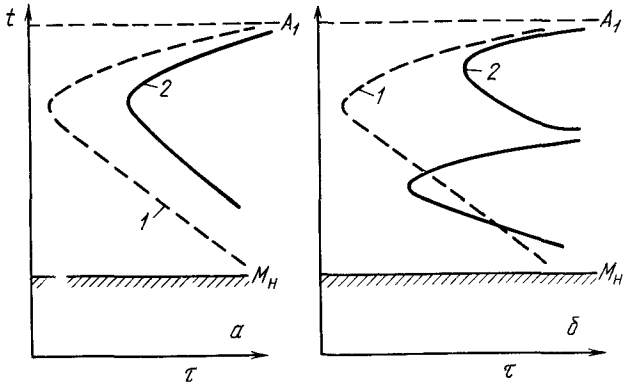


Рис 283. Диаграммы изотермического распада аустенита
а — углеродистая (*1*) и легированная некарбидообразующими элементами (*2*) стали; *б* — углеродистая (*1*) и легированная карбидообразующими элементами (*2*) стали

Все карбидные фазы обладают высокой температурой плавления и высокой твердостью. Фазы внедрения в этом отношении превосходят карбиды I группы.

6. Влияние легирующих элементов на превращения в стали

Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита

Кинетика распада аустенита, как мы видели в гл. X, определяет поведение стали при термической обработке. Влияние же легирующих элементов на кинетику превращения аустенита очень велико.

Элементы, которые только растворяются в феррите или цементите, не образуя специальных карбидов, оказывают лишь количественное влияние на процессы превращения. Они или ускоряют превращение (к таким элементам относится только кобальт), или замедляют его (большинство элементов, в том числе марганец, никель, медь и др.).

Карбидообразующие элементы вносят не только количественные, но и качественные изменения в кинетику изотермического превращения. Так, легирующие элементы, образующие растворимые

в аустените карбиды, при разных температурах по-разному влияют на скорость распада аустенита: 700—500 °С (образование перлита) — замедляют превращение; 500—400 °С — весьма значительно замедляют превращение; 400—300 °С (образование бейнита) — ускоряет превращение.

Таким образом, в сталях, легированных карбидообразующими элементами (хром, молибден, вольфрам), наблюдаются два максимума скорости изотермического распада аустенита, разделенных областью высокой устойчивости переохлажденного аустенита. Изотермический распад аустенита имеет два явно выраженных интервала превращений — превращение в пластинчатые (перлитное превращение) и превращение в игольчатые (бейнитные превращения) структуры.

Схематическое изображение диаграммы изотермического превращения (показано лишь начало превращения) приведено на рис. 283.

Практически наиболее важной является способность легирующих элементов замедлять скорость распада аустенита в районе перлитного превращения, что выражается в смещении линии вправо на диаграмме изотермического распада аустенита [1]. Это способствует более глубокой прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении, например при охлаждении в масле или на воздухе, что естественно связано с уменьшением критической скорости закалки.

В отношении оценки относительной степени влияния различных элементов на прокаливаемость существуют данные, расходящиеся в количественном выражении. Наиболее сильно увеличивают прокаливаемость хром, никель, молибден, марганец, поэтому они входят в состав большинства конструкционных легированных сталей.

Прокаливаемость стали может быть особенно увеличена при совместном легировании несколькими элементами. Таково, например, совместное действие никеля и хрома.

Очень эффективно действует молибден при введении его в хромоникелевую сталь.

Своеобразно влияют на кинетику распада такие сильные карбидообразователи, как ванадий, титан, ниобий и частично вольфрам. Так как эти элементы образуют труднорастворимые карбиды, то при обычных температурах закалки (800—900 °С) они остаются связанными в карбиды и не переходят в аустенит. В результате этого прокаливаемость стали уменьшается, так как карбиды действуют как

[1] Установлению причины замедляющего действия легирующих элементов на распад переохлажденного аустенита посвящен ряд обстоятельных исследований (В. С. Садовский, М. Е. Блантер, Р. И. Энтин, Р. Мел, А. Хультгрен и др.). Замедление распада аустенита следует объяснить рядом факторов, но главным является, по-видимому, то, что при перлитном превращении в легированной стали требуется диффузия легирующих элементов для образования карбида, тогда как в углеродистой стали для образования цемента (Fe_3C) требуется только диффузия углерода.

Бейнитное превращение не сопровождается перераспределением легирующих элементов, происходит перераспределение только углерода, поэтому влияние легирующих элементов на скорость бейнитного превращения невелико (а если и проявляется, то в сторону ускорения превращения, хотя и не всегда).

готовые центры кристаллизации перлита. При высокой температуре нагрева под закалку эти карбиды уже растворяются; аустенит содержит эти элементы в растворе, что увеличивает прокаливаемость.

Опыты показали, что малые добавки некоторых элементов эффективно влияют на прокаливаемость, в то время как более высокое их содержание такого действия не оказывает. К таким элементам надо отнести в первую очередь бор (B). Тысячные доли процента этого элемента способствуют увеличению прокаливаемости, так как весь бор, находясь в растворе, концентрируется в тонких пограничных слоях зерна аустенита и уменьшает скорость зарождения центров кристаллизации перлита [1].

Оптимальное содержание бора в стали, обеспечивающее наибольшую прокаливаемость, равно всего лишь 0,002—0,006 %; при большом содержании бора концентрация его на границах зерна аустенита превышает предел насыщения, в результате чего появляются избыточные бористые фазы (бориды), действующие как центры кристаллизации перлита, и прокаливаемость уменьшается.

Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение

Легирующие элементы главным образом влияют на положение температурного интервала мартенситного превращения, а это в свою очередь отражается и на количестве остаточного аустенита, которое

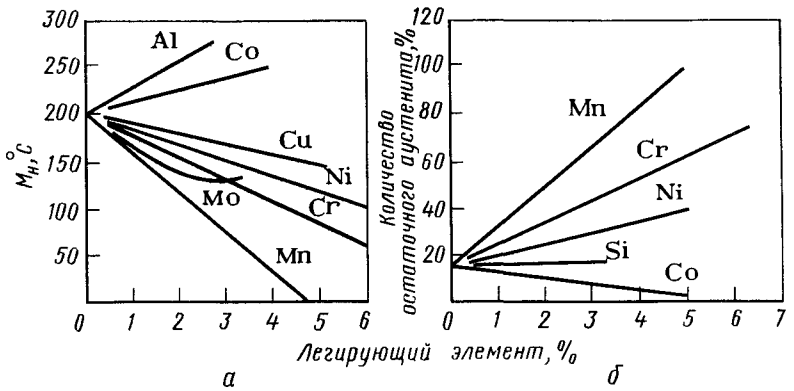


Рис. 284. Влияние легирующих элементов на температуру мартенситного превращения (*а*) и количество остаточного аустенита (*б*) в стали с 1,0 % C

фиксируется в закаленной стали. Некоторые элементы повышают мартенситную точку и уменьшают количество остаточного аустенита (алюминий, кобальт), другие не влияют на нее (кремний), но большинство снижает мартенситную точку и увеличивает количество остаточного аустенита (рис. 284). Из диаграммы видно, что 5 % Mn снижает мартенситную точку до 0 °C, следовательно, при таком (или большем содержании этого легирующего элемента) охлаждением можно зафиксировать аустенитное состояние.

[1] Как указано выше (гл. X, п. 3), зародыши перлита образуются главным образом по границам аустенитных зерен.

Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита

Все легирующие элементы уменьшают склонность аустенитного зерна к росту. Исключение составляют марганец и бор, которые способствуют росту зерна. Остальные элементы, измельчающие зерно, оказывают различное влияние: никель, кобальт, кремний, медь (элементы, не образующие карбидов) относительно слабо влияют на рост зерна; хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан сильно измельчают зерно (элементы перечислены в порядке роста силы их действия). Это различие является прямым следствием различной устойчивости карбидов (и нитридов) этих элементов. Избыточные карбиды, не растворенные в аустените, препятствуют росту аустенитного зерна (см. теорию барьеров, гл. X, п. 2). Поэтому сталь при наличии хотя бы небольшого количества нерастворимых карбидов сохраняет мелкозернистое строение до весьма высоких температур нагрева.

Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита. Некоторые элементы, такие как никель или марганец, влияют незначительно, тогда как большинство (хром, молибден, кремний и др.) — весьма заметно.

Это связано с тем, что процессы при отпуске имеют диффузионный характер и большинство легирующих элементов замедляет карбидное превращение, в особенности на стадии коагуляции.

На начальной стадии распада мартенсита в легированных сталях образуется ε-карбид, имеющий тот же состав (по легирующим элементам), что и мартенсит (показано С. З. Бокштейном). На этой стадии отпуска влияние легирующих элементов на разупрочнение мартенсита невелико. При более высокой температуре происходит срыв когерентности и превращение ε-карбида в цементит или специальный карбид. На этой стадии отпуска наступает разупрочнение. Большинство легирующих элементов смещает эти процессы вверх по температурной шкале.

Для получения одинаковых результатов сталь, легированную такими элементами, как хромом, молибденом, кремнием и др., нужно нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность отпуска по сравнению с углеродистой сталью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Бэйн Э. Влияние легирующих элементов на свойства стали. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1945. 330 с.

Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с нем. Т. I, II. М.: Металлургиздат, 1959—1960. 1638 с.

Меськин В. С. Основы легирования стали. М. «Металлургия», 1964. 684 с.

Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. М., Физматгиз, Т. I, 1959. 755 с. Т. II, 1962. 982 с.

Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М., Металлургиздат, 1962, т. I, II. 1487 с.

Гольдшмидт Х. Сплавы внедрения. М., «Мир», 1971, т. 1, 424 с., т. II. 464 с.

Пикеринг Ф. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 181 с.

Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 407 с.

Ляхович Л. С. Специальные стали. Минск: Высшая школа, 1985. 206 с.

Глава XV

КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

1. Классификация легированных сталей

Легированные стали могут быть классифицированы по четырем признакам: по равновесной структуре по структуре после охлаждения на воздухе, по составу и по назначению.

Классификация по равновесной структуре

1. Доэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточный феррит.

2. Эвтектоидные стали, имеющие перлитную структуру.

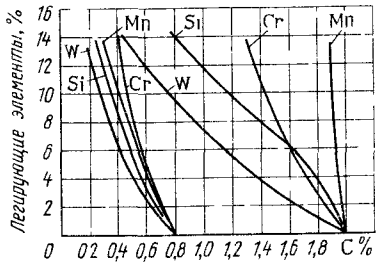


Рис 285. Влияние легирующих элементов на положение точек S и E

3. Заэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточные (вторичные) карбиды.

4. Ледебуритные стали, имеющие в структуре первичные карбиды, выделившиеся из жидкой стали [1]. В литом виде избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику — ледебурит, который при ковке или прокатке разбивается на обособленные карбиды и аустенит.

В соответствии с диаграммой Fe—C доэвтектоидные углеродистые стали содержат менее 0,8 % углерода, эвтектоидные около 0,8 %, заэвтектоидные 0,8—2,0 % и ледебуритные более 2,0 %.

Большинство легирующих элементов сдвигает точку S и E (на диаграмме состояния Fe—C) в сторону меньшего содержания углерода, поэтому граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными сталями, заэвтектоидными и ледебуритными — в легированных сталях лежит при меньшем содержании углерода, чем в углеродистых. Так, при 5 % Cr сталь с 0,6 % C является заэвтектоидной, а с 1,5 % C — ледебуритной. Влияние различных элементов на положение точек S и E показано на рис. 285.

Как было отмечено, при большой концентрации элемента, сужающего γ-область, превращение $\gamma \rightleftarrows \alpha$ отсутствует (ферритные сплавы) Следовательно, класс ферритных сталей получается при высоком содержании элемента, сужающего γ-область и малом содержании углерода, расширяющего γ-область.

Также может быть получен класс аустенитных сталей. При достаточно высоком содержании элементов, расширяющих γ-область, получаются стали, в которых сохраняется аустенит при охлаждении до комнатной температуры

Следовательно, кроме доэвтектоидного, эвтектоидного, заэвтектоидного и ледебуритного классов, могут еще быть легированные стали ферритного и аустенитного классов [2].

[1] По структуре ледебуритные стали должны быть отнесены к чугунам (белым). Железоуглеродистые сплавы с содержанием более 2,0 % углерода, т. е. чугуны, при наличии ледебурита не куются. В легированных сталях ледебурит образуется при меньшем содержании углерода. Присутствие ледебурита и в легированных сталях затрудняет ковку, но не делает ее невозможной.

[2] Возможны еще так называемые промежуточные классы — полуферритный или полуаустенитный; — это такие стали, у которых $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращение происходит частично.

Классификация по структуре после охлаждения на воздухе

Учитывая структуру, получаемую после охлаждения на спокойном воздухе образцов небольшой толщины, можно выделить три основных класса сталей [1]: 1) перлитный; 2) мартенситный; 3) аустенитный.

Стали перлитного класса характеризуются относительно малым содержанием легирующих элементов, мартенситного — более значительным и, наконец, аустенитного — высоким содержанием легирующих элементов.

Постараемся связать получение трех классов стали с кинетикой распада аустенита.

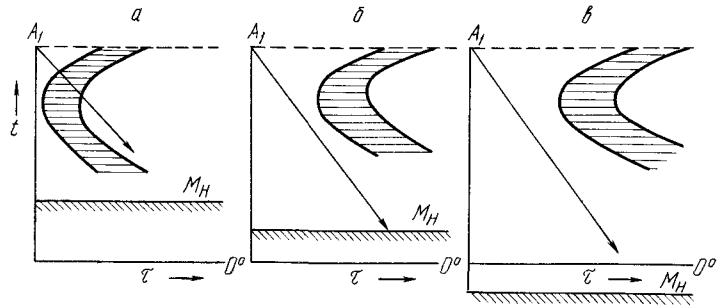


Рис 286. Диаграмма изотермического распада аустенита для сталей перлитного (*а*), мартенситного (*б*) и аустенитного (*в*) классов

Получение трех классов стали обусловлено тем, что по мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения понижается, что и отражено на диаграммах изотермического распада аустенита (рис. 286).

Для легированных сталей перлитного класса (как и для углеродистых) кривая скорости охлаждения на воздухе будет пересекать область перлитного распада и будут получаться структуры — перлит, сорбит, тростит.

У сталей мартенситного класса область перлитного распада уже значительно сдвинута вправо. Поэтому охлаждение на воздухе не приводит к превращению в перлитной области — аустенит здесь переохлаждается без распада до температур мартенситного превращения, где и происходит образование мартенсита.

Дальнейшее увеличение содержания углерода и легирующего элемента не только сдвигает вправо область перлитного распада, но и снижает мартенситную точку, переводя ее в область отрицательных температур. В этом случае сталь, охлажденная на воздухе до комнатной температуры, сохранит аустенитное состояние.

[1] Эта классификация была предложена французским ученым Л. Гийе и поэтому иногда называется классификация по Гийе; классификация по структуре в равновесном состоянии предложена. Обергоффером и иногда называется классификация по Обергофферу

Отмечаем, что рассмотренная классификация условна и относится к случаю охлаждения на воздухе образцов относительно небольших размеров. Меняя условия охлаждения, можно получать и разные структуры. Так, при закалке перлитной стали может быть получена мартенситная структура, а при медленном охлаждении сталь мартенситного класса испытывает превращение в перлитной области. Охлаждение аустенитной стали ниже нуля может вызвать в ней мартенситное превращение.

Классификация по составу

В зависимости от состава легированные стали классифицируются как никелевые, хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и тому подобные стали. Классификационный признак — наличие в стали тех или иных легирующих элементов.

Классификация по назначению

В зависимости от назначения стали можно объединить в следующие группы.

Конструкционная сталь, идущая на изготовление деталей машин. Конструкционная сталь, как правило, у потребителя подвергается термической обработке. Поэтому конструкционные стали подразделяют на цементуемые (подвергаемые цементации) и улучшаемые (подвергаемые закалке и отпуску, практически не обязательно высокому).

Близкие по составу к конструкционным сталям, но не предназначенные для термической обработки у потребителя, объединяются в группу так называемых *строительных* сталей (они в основном применяются в строительстве). Часто их называют *низколегированными*.

Инструментальная сталь, идущая на изготовление режущего, измерительного, штампового и прочего инструмента. Инструментальные стали условно подразделяют на следующие четыре категории: *углеродистые*, *легированные*, *штамповые* и *быстрорежущие*.

Стали и сплавы с особыми свойствами. К ним относятся стали, обладающие каким-нибудь резко выраженным свойством: *нержавеющие*, *жаропрочные и теплоустойчивые*, *износоустойчивые*, *с особенностями теплового расширения*, *с особыми магнитными и электрическими свойствами* и т. д.

В ряде случаев эти стали содержат такое большое количество легирующих элементов, что их нужно причислять не к сплавам железа, т. е. не к сталям, а к сложным многокомпонентным сплавам. Однако четкой границы между такими сплавами и сталями нет, и поэтому их придется рассматривать вместе со сталями. Более того, некоторые из таких сплавов могут вовсе не содержать железа, хотя по свойствам и назначению они близки к сплавам, в которых основной элемент — железо.

2. Маркировка легированных сталей

Для обозначения марок стали разработана система, принятая в ГОСТах. Обозначения состоят из числа цифр и букв, указывающих на примерный состав стали.

Каждый легирующий элемент обозначается буквой: Н — никель; Х — хром; К — кобальт; М — молибден; Г — марганец; Д — медь; Р — бор; Б — ниобий; Ц — цирконий; С — кремний; П — фосфор; Ч — редкоземельные металлы; В — вольфрам; Т — титан; А — азот; Ф — ванадий; Ю — алюминий.

Первые цифры в обозначении показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента (у высокоуглеродистых инструментальных сталях в десятых долях процента). Цифры, идущие после буквы, указывают на примерное содержание данного легирующего элемента (при содержании элемента менее 1 % цифра отсутствует; при содержании 1 % цифра 1 и 2 % — цифра 2 и т. д.).

Следовательно, сталь состава 0,10—0,15 % C и 1,3—1,7 % Mn обозначается 12Г2; сталь состава 0,28—0,35 % C; 0,8—1,1 % Cr; 0,9—1,2 % Mn; 0,8—1,2 % Si обозначается 30ХГС и т. д.

Для того, чтобы показать, что в стали ограничено содержание серы и фосфора ($S < 0{,}03$ %; $P < 0{,}03$ %), а также что соблюдены все условия металлургического производства высококачественной стали, в конце обозначения марки ставят букву *А* [1].

Однако в ряде случаев для сокращения числа знаков в обозначении несколько отступают от точного соблюдения системы ГОСТов (особенно это относится к сложнолегированным сталям). Например, в инструментальных сталях, имеющих углерода больше 1 %, цифры, обозначающие его содержание, полностью опускают. Так, инструментальная сталь с 1,45—1,70 % C; 11,0—12,5 % Cr и 0,5—0,8 % Mo обозначает Х12М.

Для сплавов с содержанием железа менее 50 % и большое количество различных легирующих элементов все они перечисляются буквами, а цифрой указывается только содержание никеля.

Нестандартные стали обозначают самым различным образом. Так, опытные марки, выплавленные на заводе «Электросталь», обозначаются буквой И (исследовательские), П (пробные) или К и порядковым номером, например ЭИ179, ЭИ276, ЭП398 и т. д.

Несмотря на то, что для всех сталей невозможно применить в полном объеме систему маркировки ГОСТа, она все же более удобна, наглядна и значительно превосходит в этом отношении принятую в других странах (США, Англии, ФРГ и др.) систему маркировки стали.

---

[1] Буква А в середине марочного обозначения указывает на наличие азота, специально введенного в сталь.

Глава XVI

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

1. Механические свойства стали, влияние структуры и легирующих элементов

Сталь, применяемая для изготовления деталей машин, строительных конструкций и других сооружений, должна обладать высоким комплексом механических свойств, а не высоким значением какого-либо одного свойства. Материал, идущий на изготовление деталей, подвергающихся большим нагрузкам, должен хорошо сопротивляться таким нагрузкам и наряду с высокой прочностью обладать вязкостью, чтобы сопротивляться динамическим и ударным воздействиям. Другими словами, материал должен обладать прочностью и надежностью.

В деталях, испытывающих знакопеременные нагрузки, металл должен обладать высоким сопротивлением усталости, а трущиеся детали — сопротивлением износу. Во многих случаях требуется хорошее сопротивление коррозии, ползучести и другим постоянным воздействиям. Это значит, что детали должны быть долговечными.

Таким образом, детали машин должны быть изготовлены из прочного, надежного и долговечного материала.

Из всех известных в технике материалов лучшее сочетание прочности, надежности и долговечности имеет сталь, поэтому сталь является основным материалом для изготовления ответственных изделий, подвергающихся большим нагрузкам.

Механические свойства стали зависят от ее структуры и состава. Совместное воздействие термической обработки и легирования является эффективным способом повышения механических характеристик стали.

На механические характеристики стали влияют изменение содержания углерода, легирование, диспергирование структурных составляющих, измельчение зерна, наклеп. Упрочнение обычно ведет к уменьшению вязкости и пластичности.

Напомним, что: $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$ — пределы прочности и текучести характеризуют прочность; δ, ψ — относительные удлинения и сужение характеризуют пластичность; $a_н$, T_{50} — ударная вязкость, порог хладноломкости (температура полухрупкости) показывают значения вязкости и характеризуют надежность конструкционного материала.

Износостойкость, коррозионная стойкость, выносливость (усталостная прочность), жаропрочность и некоторые другие показатели характеризуют долговечность.

Сталь превосходит другие сплавы по прочности, уступая по некоторым, обычно менее существенным, свойствам как плотность, коррозионная стойкость, коэффициент линейного расширения, демпфирующая способность; поэтому в подавляющем числе случаев она является основным конструкционным материалом.

При разработке составов конструкционных сталей и режимом их термической обработки нужно рассматривать в первую очередь

такие способы, при которых пластические и вязкие свойства уменьшаются в минимальной степени.

Простое увеличение углерода при феррито-перлитной структуре (нормализованное состояние) приводит к повышению прочности и порога хладноломкости. Максимальная прочность при такой структуре соответствует содержанию углерода примерно 1 % С и достигает всего лишь 1000 МПа, тогда как порог хладноломкости лежит ниже 0 °С лишь при содержании углерода не более 0,4 % *.

Таким образом, мы можем заключить, что предельное содержание углерода в термически не упрочненной стали с ферритоперлитной структурой составляет 0,4 %; при этом сталь будет иметь $\sigma_в = 600$ МПа, $T_{50} = -20$ °С и $a_{0,25} = 600 \div 700$ кДж/м^2.

Если предъявить требования свариваемости, то содержание углерода должно быть снижено до 0,2 % (во избежание образования трещин в сварном шве и его охрупчивания); прочность ($\sigma_в$) при этом снизится до $\sim$350 МПа.

Получение дисперсных структур в результате переохлаждения аустенита ведет к непрерывному повышению твердости и прочности; максимальную твердость (прочность) имеет мартенситная структура. При 0,4 %С мартенситная структура имеет твердость около 60 HRC (650 НВ), что соответствует прочности порядка 2200—2400 МПа **. Однако вязкость в этом случае недопустимо низкая, и должна быть повышена отпуском, правда, за счет снижения прочности.

Двойная обработка, при которой окончательная структура формируется не из аустенита, а из мартенсита, т. е. применение закалки с последующим отпуском позволяет широко изменять прочностные свойства от максимальных, соответствующих закаленному состоянию, до минимальных, соответствующих отожженному, и важно, что при этом пластические и вязкие свойства оказываются более высокие, чем при одинарной обработке (продукты распада аустенита).

Это наглядно видно из табл. 30. Например, если обрабатывать сталь для получения предела прочности 800 МПа, то окажется, что в случае двойной обработки (закалка + отпуск) $\delta = 26$ %, $\psi = 65$ % и $a_1 = 1400 \div 1700$ кДж/м^2, а в случае одинарной (нормализация) $\delta = 14$ %, $\psi = 22$ %, $a_1 = 800$—600 кДж/м^2.

Это является результатом разного положения порога хладноломкости и меньшего содержания волокна в изломе (для закаленной стали и отпущенной В = 80 %, для нормализованной В = 30 %).

Повышение при этом качества стали (отмечаем — качества, а не прочности) в результате двойной термической обработки — закалки и высокого отпуска — заставляет считать правильным название этого вида термической операции — улучшением (точнее термическим улучшением).

Тем не менее возможности термического улучшения далеко не безграничны.

* Эти цифры соответствуют стали обычной чистоты и размер зерна № 5—8.

** Испытание на растяжение таких твердозакаленных сталей (>58 HRC) дает меньшее значение прочности, чем здесь указано (из-за преждевременного хрупкого разрушения).

Таблица 30. **Механические свойства стали**

$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	a_1, кДж/м²	Температура полухрупкости, °С
После закалки и отпуска					
1600	1400	10	45	400—600	+100
1400	1200	15	50	600—700	+50
1200	1000	18	50	700—900	0
1000	850	21	55	1000—1200	—50
900	800	23	60	1200—1400	—100
800	700	23	65	1400—1700	—120
700	600	30	70	1800—2200	—100
Без термической обработки (или одинарной термической обработки)					
1000	600	6	15	100—200	+100
900	550	10	18	200—300	+70
800	550	14	22	300—600	+50
700	450	18	30	500—1000	—20
600	400	22	40	800—1200	—40
500	350	30	55	1000—1500	—60

Повышение прочности, за счет снижения температуры отпуска ведет к повышению порога хладноломкости и, следовательно, уменьшение доли волокна в изломе и уменьшение работы распространения трещины.

И все же прочность после высокого отпуска, равная на $\sigma_в$ = = 1000—1200 МПа кажется конструкторам иногда недостаточной. Наиболее простой способ повысить прочность — снизить температуру отпуска ~400 °С, что повысит прочность до 1400—1500 МПа, однако, надежность (работа распространения трещины) снизится с 400—600 до 100—200 кДж/м². Поэтому примененная к обычным маркам легированной стали обработка на высокую прочность ($\sigma_в >$ > 1200 МПа) требует весьма осторожного подхода.

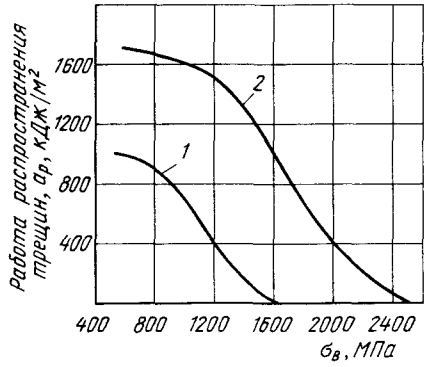


Рис. 287. Зависимость работы распространения трещины (при нормальной температуре) от прочности стали:
1 — обычной чистоты; *2* — высокочистой, мелкозернистой

Впрочем считается, что уровень $a_р \geqslant 200$ кДж/м² достаточен для многих деталей машин, что допускает возможность применения обычных сталей с прочностью 1400 МПа (после закалки и невысокого отпуска).

Реальный путь повышения надежности стали при высокой прочности — это сочетание ее мелкозернистости, № 10—12 зерна (применение ВТМО) и уменьшение содержания вредных примесей, O+ + N < 200; P < 200 анм (что достигается использованием чистой

шихты и вакуумирования). В этом случае при $\sigma_в$ = 1800÷2000 МПа, $a_р$ = 400÷600 кДж/м². Сказанное подтверждают кривые, приведенные на рис. 287. Если, как было указано выше, достаточную надежность стали обеспечивает значение $a_р$ = 400 кДж/м², то она будет в обычной улучшенной стали при прочности не более 1200 МПа, а в высокочистой мелкозернистой стали при проч-

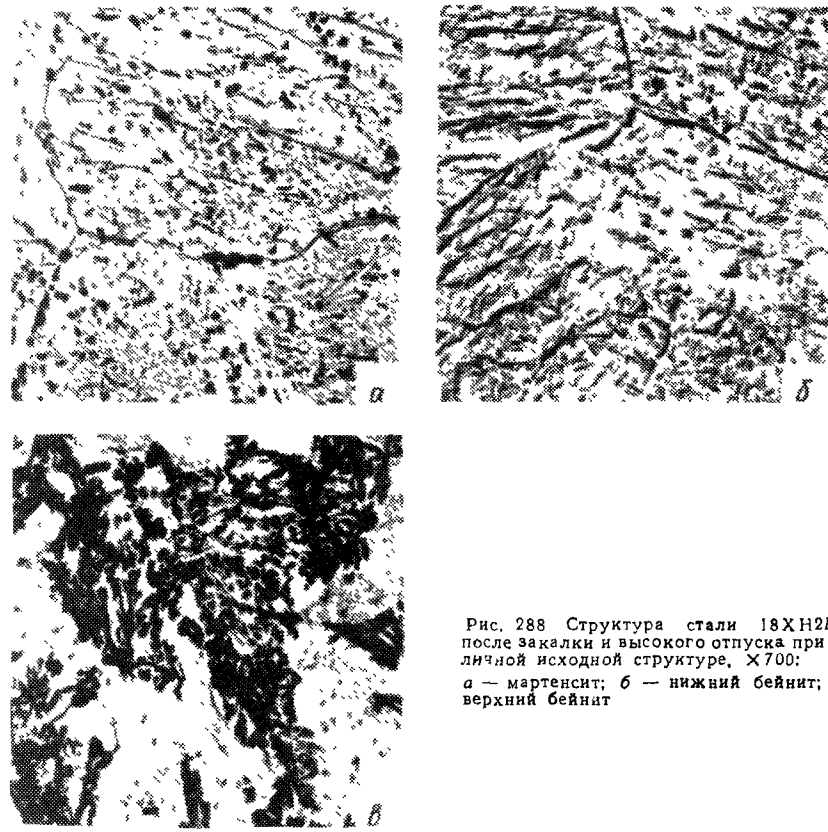


Рис. 288 Структура стали 18Х Н2МФА после закалки и высокого отпуска при различной исходной структуре, ×700:
а — мартенсит; *б* — нижний бейнит; *в* — верхний бейнит

ности 2000 МПа. Отсюда следует, что высокий комплекс механических свойств свойствен продуктам отпуска мартенсита (или бейнита, поскольку нет, как указано выше, принципиальных различий между бейнитным и изотермическим мартенситным превращением); поэтому необходимо при закалке добиваться сквозной прокаливаемости.

Здесь важно, чтобы при закалке образовался не верхний, а нижний бейнит (см. рис. 217), так как после отпуска карбидная фаза из нижнего бейнита как и из мартенсита выделяется в виде дисперсных частиц (рис. 288, *а*, *б*), тогда как при исходной структуре верхнего бейнита карбиды при отпуске приобретают пластинчатую форму (рис. 288, *в*) и свойства оказываются невысокие.

Влияние легирующих элементов двояко: с одной стороны, они углубляют прокаливаемость и тем самым снижают порог хладноломкости, с другой стороны, они, растворяясь в феррите, повышают порог хладноломкости.

Поэтому легировать конструкционные стали надо в меру, когда превалирует первый фактор, но когда достигнута сквозная прокаливаемость, тогда первый фактор перестает действовать и такое избыточное легирование становится вредным (краткое изложение теории предельного легирования).

Исключение составляет никель, который понижает порог хладноломкости, хотя при полностью вязком разрушении, т. е. выше порога хладноломкости Ni как и другие элементы понижает пластичность.

2. Термическая обработка конструкционных сталей

В зависимости от условий эксплуатации (ответственности деталей) легированные стали применяются после простейшего вида термической обработки (нормализации) или двойной термической обработки (закалки + отпуск). В зависимости от марки стали (содержание углерода, легирующих элементов) и режима термической обработки (условий закалочного охлаждения, температуры отпуска) могут быть получены разные уровни прочности, отличающиеся приблизительно в два раза [1]. Примерные механические свойства в зависимости от полученного уровня прочности приведены в табл. 30.

Разумеется, приведенные в табл. 30 цифры ориентировочные, так как пластичность и в особенности вязкость зависят при равной прочности от многих факторов — марки стали, режима термической обработки, размера зерна, чистоты и т. д., но, главное, она показывает более высокие пластичность и вязкость термоулучшенной стали, вследствие более низкого значения порога хладноломкости.

Режим термической обработки конструкционных сталей определяется главным образом содержанием углерода.

Конструкционные стали подвергают двойной упрочняющей термической обработке — закалке + отпуску, причем среднеуглеродистые — обычно высокому отпуску (улучшению), низкоуглеродистые — низкому.

Режим закалки определяется положением критических точек и способностью аустенита к переохлаждению.

Нагрев под закалку проводят, как правило, до температуры, незначительно превышающей (на 30—50 °С) точку Ac_3. У большинства марок конструкционных низкоуглеродистых сталей эта температура составляет примерно 900 °С и у среднеуглеродистых — 850 °С.

Низколегированные стали, как и углеродистые, следует закаливать в воде (и лишь при малых размерах — в масле), так как малая

[1] Другими словами, термическая обработка может повысить прочность отожженной стали максимум в 2 раза.

устойчивость переохлажденного аустенита в районе перлитного распада (600 °С) быстрое охлаждение при закалке.

Увеличение содержания легирующих элементов приводит, как мы уже знаем, к увеличению устойчивости переохлажденного аустенита. В конструкционных сталях обычного состава содержание легирующих элементов таково, что становится возможной закалка в масле. В некоторых случаях с несколькими легирующими элементами (например, в хромовольфрамовых или хромоникельмолибденовых сталях) перлитное превращение аустенита настолько задержи-

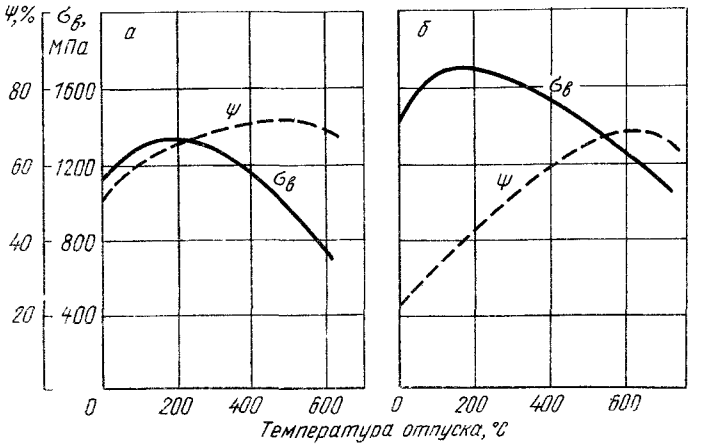


Рис. 289. Влияние отпуска на механические свойства хромоникелевой стали:
а — низкоуглеродистой, *б* — среднеуглеродистой

ается, что охлаждением деталей больших размеров на спокойном воздухе достигается переохлаждение аустенита до температур мартенситного превращения.

Рассматривая условия, которые необходимо создать для охлаждения при закалке легированных конструкционных сталей, мы должны вспомнить еще об одной особенности кинетики распада аустенита сталей, легированных карбидообразующими элементами. В этих сталях (низкоуглеродистых) скорость бейнитного превращения при 300—400 °С оказывается существенно более высокой, чем скорость перлитного распада (500—600 °С) (см. рис. 283).

В виде общего вывода важно заметить, что у легированных сталей мартенситная структура может быть достигнута более медленным охлаждением, чем у углеродистых; более медленное охлаждение создает меньшие внутренние напряжения, что является фактором, повышающим конструктивную прочность.

Закалка стали на мартенсит — это первый этап термической обработки конструкционной стали. Низкая пластичность, значительные внутренние напряжения не допускают применения конструкционной стали только в закаленном состоянии. Необходим

отпуск, повышающий пластичность и вязкость и уменьшающий внутренние напряжения.

Отпуск — завершающая операция термической обработки конструкционной стали, окончательно формирующая ее свойства.

На примере хромоникелевой низко- и среднеуглеродистой стали (наиболее типичной) рассмотрим, как изменяются механические свойства в зависимости от температуры отпуска (рис. 289).

В обоих случаях с повышением температуры отпуска (выше 200 °С) предел прочности ($\sigma_в$) падает, а пластичность (в данном случае относительное сужение) возрастает.

В низкоуглеродистой стали после закалки получается достаточно пластичный мартенсит Отпуск при 150 °С снимает (конечно, только частично) внутренние напряжения и несколько повышает пластичность. В лучших сортах низкоуглеродистых легированных сталей при такой термической обработке (закалка + отпуск при 150 °С) достигается высокий комплекс механических свойств ($\sigma_в$ = 1200÷÷1300 МПа при ψ = 50÷60 % и a_1 до 1200 -1400 кДж/м²). Структура после такой обработки состоит из отпущенного малоуглеродистого мартенсита.

Для среднеуглеродистых конструкционных сталей, у которых после закалки получается мартенсит с большим содержанием углерода, такой отпуск недостаточен, если стремиться получить высокую вязкость.

При низком отпуске прочность будет повышенной ($\sigma_в$ = 1600÷÷1700 МПа), а пластичность и вязкость — низкими Поэтому для этих сталей необходим более высокий отпуск, который обычно проводят при 550—600 °С. При этой температуре происходит полный распад мартенсита с образованием зернистой высокодисперсной феррито-карбидной смеси — сорбита. Механические свойства при этом будут примерно такими же, как и при низкотемпературном отпуске малоуглеродистых сталей, т. е. $\sigma_в$ = 1200÷1300÷МПа, ψ = 50÷60 %, a_1 = 1200—1400 кДж/м².

Итак, можно сделать некоторые выводы.

Типичным режимом термической обработки для получения лучшего комплекса механических свойств являются: для малоуглеродистых легированных сталей — закалка с 900 °С в масле с отпуском при 150 °С (структура отпущенного мартенсита); для среднеуглеродистых легированных сталей — закалка с 850 °С в масле с отпуском при 550—650 °С (структура сорбита). В обоих случаях механические свойства получаются почти одинаковые ($\sigma_в$ = 1200÷÷1300 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 800÷1000 МПа; ψ = 50÷60 %; a_1 = 1000—1400 кДж/м²).

В ряде случаев от этих основных режимов термической обработки отступают и применяют несколько иные.

Так, высоколегированные низкоуглеродистые стали иногда отпускают при высокой температуре. Это делается для получения большей пластичности и вязкости (за счет некоторого снижения прочности).

Среднеуглеродистые стали, если требуется получить особо высокую прочность ($\sigma_в$ = 1600÷1800 МПа), отпускают при 200—250 °С, надо, однако, иметь в виду, что ударная вязкость при этом сравнительно низкая (a_1 = 400÷600 кДж/м², а $a_р$ = 100÷200 кДж/м²).

Высокое сочетание прочности и вязкости ($\sigma_в$ = 1400÷1700 МПа, a_1 = 6÷7 (600—700 кДж/м²) получается в некоторых сталях в результате изотермической закалки с распадом аустенита в промежуточном интервале температур (300—[illegible]).

Наиболее высокую прочность получают путем ТМО. Технологическое осуществление ТМО, однако, достаточно сложно.

Рассмотрим теперь, как влияют температура отпуска и скорость охлаждения после отпуска на ударную вязкость легированной конструкционной стали (рис. 290). Поскольку влияние этих факторов на эти свойства [illegible] в легированных сталях, чем в углеродистых.

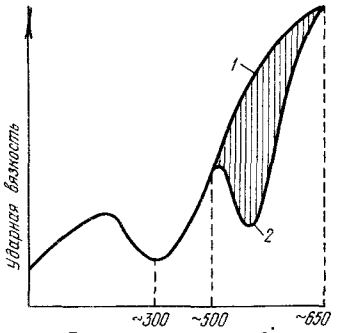


Рис. 290 Влияние отпуска на ударную вязкость легированной стали:
1 — быстрое охлаждение; *2* — медленное охлаждение

При медленном охлаждении после отпуска кривая ударной вязкости имеет два минимума—для отпуска при 300 °С и при ~550 °С. Охрупчивание стали при некоторых условиях отпуска называется отпускной хрупкостью. Понижение вязкости при этом вызвано повышением температуры перехода в хладноломкое состояние. Различаются два рода отпускной хрупкости.

Отпускная хрупкость I рода проявляется при отпуске примерно 300 °С у всех сталей, независимо от их состава и скорости охлаждения после отпуска.

Развитие отпускной хрупкости I рода вызывается неравномерностью распада пересыщенного твердого раствора углерода в α-железе (в отпущенном мартенсите). Распад протекает при этих температурах наиболее полно (почти до конца) по границам зерен, в результате чего появляется резкое различие между прочностью пограничных слоев зерна и телом самого зерна. В этом случае менее прочные приграничные слои начинают играть роль концентратов напряжения, что и приводит к хрупкому разрушению. При увеличении продолжительности отпуска или при повышении температуры степень распада α-раствора должна выравниваться по зерну, а вязкость стали восстанавливается. Впрочем сказанные соображения надо рассматривать как предположительные.

Отпускная хрупкость II рода обнаруживается после отпуска выше 500 °С. Характерная особенность хрупкости этого вида заключается в том, что она проявляется в результате медленного охлаждения после отпуска: при быстром охлаждении вязкость не уменьшается, а монотонно возрастает с повышением температуры отпуска (как показывает верхняя кривая, приведенная на рис. 290). Однако отпускная хрупкость II рода снова может быть вызвана но-

вым высоким отпуском с последующим замедленным охлаждением [1].

Следует отметить, что остальные характеристики механических свойств практически не зависят от скорости охлаждения после отпуска.

Не все стали склонны к отпускной хрупкости II рода. Она не появляется у углеродистых сталей. Склонность к отпускной хрупкости возникает при легировании стали карбидообразующими элементами (марганца, хрома) при наличии в ней более 0,01 % Р. Хром делает сталь особо чувствительной к условиям охлаждения при отпуске, особенно если, кроме хрома, сталь содержит еще никель или в повышенном количестве марганец. Если марганец и фосфор усиливают эту чувствительность, то молибден и в меньшей степени вольфрам уменьшают ее.

Опыты показали, что если легированную сталь, быстро охлажденную после отпуска при 650 °С, вновь подвергнуть продолжительному нагреву при 500—520 °С, то независимо от скорости последующего охлаждения в стали развивается хрупкость. Следовательно, в стали при температурах ниже 600 °С совершаются какие-то диффузионные процессы, приводящие к охрупчиванию.

Какова природа отпускной хрупкости II рода?

Металлографически показано, что развитие отпускной хрупкости сопровождается выделением избыточных фаз по границам зерна.

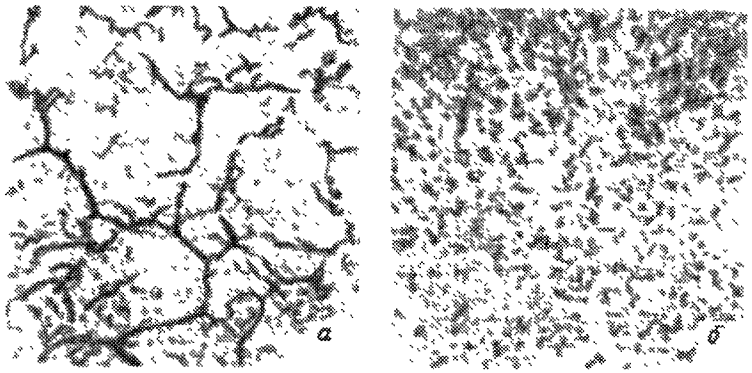


Рис. 291. Микроструктура хромоникелевой стали после отпуска при 550 °С, ×500:

а — медленное охлаждение — хрупкое состояние; *б* — быстрое охлаждение — вязкое состояние

Оказывается также, что наряду с этим происходит обогащение границ зерна фосфором, выявляемое травлением пикриновой кислотой (рис. 291, *а*).

Такое же травление стали, находящейся в вязком состоянии, не выявляет границ зерен (рис. 291, *б*).

Выдвинуто объяснение явления отпускной хрупкости II рода (Л. М. Утевским), которое вкратце сводится к следующему.

[1] Поэтому отпускную хрупкость II рода называют иногда обратимой отпускной хрупкостью в отличие от отпускной хрупкости I рода, именуемой необратимой.

При высоком отпуске по границам зерна происходит более ускоренное (в сравнении с объемом зерна) карбидообразование и насыщение карбидной фазы марганцем, хромом, а также образование специальных карбидов (при соответствующей легированности). Этот процесс приводит к обеднению карбидообразующими элементами приграничных слоев зерна. При последующем медленном охлаждении (или во время выдержки при 500—520 °С) происходит обогащение этих приграничных слоев фосфором, так как при температурах ниже 600 °С фосфор приобретает стремление к диффузионному перераспределению в направлении участков, обедненных карбидообразующими элементами (явление восходящей диффузии), а диффузионная подвижность атомов фосфора при этих температурах достаточно велика. В итоге сталь охрупчивается из-за ослабления прочности межзеренных сцеплений.

При новом отпуске с последующим быстрым охлаждением хрупкость будет снята. Произойдет это потому, что выше 600 °С неравномерность распределения фосфора по зерну уже не может сохраниться, его концентрация выравнивается, а при быстром охлаждении в районе температур ниже 600 °С фосфор уже не успевает перераспределяться и вновь обогатить границы зерен.

Благоприятное влияние небольших добавок молибдена (0,3—0,5 %), тормозящих и даже иногда устраняющих отпускную хрупкость II рода, объясняется тем, что молибден слабо участвует в образовании легированного цементита $(Fe, Mo)_3C$ и при таких содержаниях не образует специальных карбидов. Поэтому обеднения приграничных участков зерен молибденом не происходит. Присутствие же молибдена в растворе уменьшает разницу в диффузионной подвижности атомов по границам и в объеме зерна и тем самым ослабляет возникновение неоднородности по другим карбидообразующим элементам. Вместе с тем молибден устраняет вредное влияние фосфора по границам зерен.

При более высоком содержании молибдена в стали уже может возникать специальный карбид. Это будет приводить к обеднению границ зерна молибденом при отпуске и к обогащению их фосфором при замедленном последующем охлаждении. Следовательно, при более высоких содержаниях молибден будет уже способствовать развитию отпускной хрупкости. Примерно также действует и вольфрам.

Из сказанного следует, что во избежание охрупчивания нужно избегать интервала температур отпускной хрупкости первого рода (300—400 °С). Для сталей, склонных к отпускной хрупкости II рода, следует предусматривать быстрое охлаждение после отпуска. Эти стали не должны в работе нагреваться до высоких температур (500—600 °С), так как это может также повести к охрупчиванию. В тех случаях, когда после отпуска нельзя создать быстрое охлаждение (например, для очень крупных деталей), следует применять стали, легированные молибденом, замедляющим развитие отпускной хрупкости II рода.

Применение чистых сталей по фосфору в первую очередь, а также по примесям внедрения (кислорода, азота, водорода) и цветным металлам (олова, сурьмы и др.) более эффективное средство, чем дополнительное легирование молибденом или вольфрамом для устранения склонности к отпускной хрупкости II рода.

3. Цементуемые (низкоуглеродистые) стали

Рассмотрим некоторые наиболее распространенные низкоуглеродистые стали, применяемые для изготовления цементуемых деталей. Как уже указывалось, для этой цели применяют стали с низким содержанием углерода (0,1—0,25 %) с тем, чтобы после цементации, закалки и низкого отпуска получить твердый поверхностный слой и вязкую сердцевину. Твердость поверхности после такой обработки будет около 60 HRC, а сердцевины — порядка 15—30 HRC.

В деталях из углеродистой стали вследствие ее слабой прокаливаемости высокую твердость получает лишь поверхностный цементованный слой, а сердцевина не упрочняется.

В легированных же сталях упрочнение сердцевины при термической обработке (закалка + низкий отпуск) будет тем более значительным, чем больше углерода и легирующих элементов они содержат.

В соответствии со сказанным цементуемые стали следует разделять на три группы: углеродистые стали с неупрочняемой сердцевиной, низколегированные стали со слабо упрочняемой сердцевиной и относительно высоколегированные стали с сердцевиной, сильно упрочняемой при термической обработке. Стали последней группы называют иногда высокопрочными цементуемыми сталями. К ним следует также отнести и стали со сравнительно невысоким содержанием легирующих элементов, но с повышенным содержанием углерода (0,25—0,30 %).

Составы наиболее распространенных цементуемых сталей приведены в табл. 31, а механические свойства — в табл. 32.

Таблица 31. Составы цементуемых сталей [1], % (ГОСТ 4543—71)

Сталь	C	Cr	Ni	Mn
10	0,07—0,13	—	—	—
20	0,17—0,24	—	—	—
20Х	0,17—0,23	0,7—1,0	—	—
15ХР	0,12—0,18	0,7—1,0	—	—
20ХН	0,17—0,23	0,45—0,75	1,0—1,4	—
20ХГР	0,18—0,24	0,7—1,1	—	0,7—1,0
20ХНР	0,16—0,23	0,7—1,1	0,8—1,1	—
18ХГТ	0,17—0,23	1,0—1,3	—	0,8—1,1
18ХНМФА	0,16—0,21	0,6—0,9	—	0,8—1,1
12Х Н3	0,08—0,16	0,6—0,9	2,75—3,15	—
20Х2Н4	0,16—0,22	1,25—1,65	3,25—3,65	—
18Х2Н4	0,14—0,20	1,35—1,65	4,0—4,4	0,45—0,65 Mo

[1] Во всех сталях содержится <0,8 % Mn (если больше, то указывается) 0,17—0,37 % Si; <0,035 % S и P. В так называемых высококачественных сталях (с буквой А) содержание S и P < 0,025 %. В сталях с буквой Т в марочном обозначении содержание титана регламентируется в пределах 0,06—0,12 %, без буквы Т — титан, содержится обычно в количестве 0,01—0,3 % и вводится для раскисления. В сталях с буквой Р в марочном обозначении гарантируется содержание 0,002—0,003 % В. Сталь 18ХНМФА содержит еще 0,08—0,14 % V.

Разная степень упрочнения сердцевины при термической обработке объясняется получением разных структур вследствие различий в кинетике распада переохлажденного аустенита (рис. 292).

В нелегированных низкоуглеродистых сталях (например, сталь 10) выступ С-образной кривой настолько сдвинут влево (рис. 292, *а*), что даже при интенсивном охлаждении в воде в слоях, лежащих под цементованным слоем, аустенит не удается переохладить до низких температур. Практически вне зависимости от условий

Таблица 32. Механические свойства сердцевины цементуемых сталей

Марка стали	Структура сердцевины	Механические свойства					$T_{во}$, °С
		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	a_1, кДж/м²	
10, 15, 20	Феррит + + перлит	400—470	250—300	35—30	70—60	1500—1000	—40÷—20
15Х, 15ХР, 20ХН	Верхний бейнит	750—850	650—700	15—20	55—65	1000—1200	—50÷—20
18ХГТ, 20Х2Н4, 18Х2Н4МА	Мартенсит, нижний бейнит	1200—1300	1000—1100	15—12	60—50	800—1400	—50÷÷—120

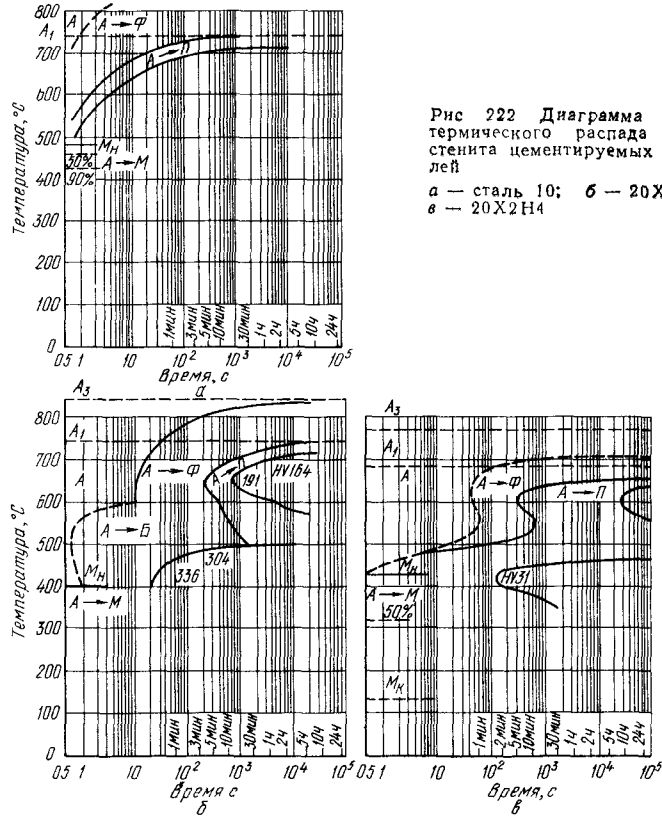


Рис 222 Диаграмма изотермического распада аустенита цементируемых сталей

а — сталь 10; *б* — 20ХГР; *в* — 20Х2Н4

охлаждения аустенит превращается в феррито-перлитную смесь. Эта сталь почти не упрочняется при термической обработке.

Диаграммы изотермического распада аустенита в низкоуглеродистых слаболегированных сталях характеризуются сильно развитой областью промежуточного, бейнитного превращения (рис. 292, *б*). При закалке в масле, если интенсивность охлаждения

достаточна для получения высокой твердости в поверхностном цементованном слое, то сердцевина претерпевает бейнитное превращение и заметно упрочняется.

Наконец, в высоколегированных цементуемых сталях охлаждения в масле и даже на воздухе достаточно для получения в сердцевине структур нижнего бейнита или мартенсита (рис. 292, *в*), что приводит к весьма интенсивному упрочнению.

Деление цементуемых сталей на три группы соответствует структуре, получаемой в сердцевине (при охлаждении в масле) ферритоперлитной, бейнитной или мартенситной.

В отожженном состоянии свойства всех сталей примерно такие же, как у стали 20 (верхняя строчка в табл. 32) и упрочняются после закалки и низкого отпуска до уровня указанного в таблице.

Более надежные и устойчивые к динамическим нагрузкам изделия следует изготовлять из высокопрочных цементуемых сталей и подвергать их цементации на небольшую глубину.

4. Улучшаемые (среднеуглеродистые) стали

Улучшаемые стали содержат 0,3—0,4 % С и разное количество легирующих элементов (хром, никель, молибден, вольфрам, марганец, кремний) в сумме не более 3—5 %, и часто около 0,1 % измельчителей зерна (ванадий, титан, ниобий, цирконий).

Обычная термическая обработка таких сталей — закалка в масле и высокий отпуск (550—650 °С).

Чем больше в стали легирующих элементов, тем больше ее прокаливаемость.

Поскольку механические свойства стали разных марок после указанной термической обработки в случае сквозной прокаливаемости близки, то не механические свойства, а прокаливаемость определяет выбор стали для той или иной детали.

Чем больше сечение детали, тем более легированную сталь следует выбирать. Во избежание развития отпускной хрупкости, что особенно опасно для крупных деталей, которые невозможно быстро охлаждать при отпуске, следует использовать стали, содержащие молибден (0,15—0,30 %).

Сложные по конфигурации детали, особенно если они подвергаются ударным воздействиям, желательно изготавливать из сталей, содержащих никель.

Составы наиболее распространенных сталей приведены в табл. 33.

Улучшаемые сорта стали условно разбиты на пять групп. По мере увеличения номера группы растут степень легирования, и следовательно, размер сечения, в котором достигается сквозная прокаливаемость.

I группу составляют простые углеродистые стали. Их обычно применяют в нормализованном состоянии. В некоторых случаях для деталей диаметром 10—15 мм в которых может быть получена более или менее удовлетворительная прокаливаемость и относительно небольшое коробление, может быть применена углеродистая сталь с улучшающей термической обработкой (закалка + отпуск при 500—550 °С).

Из числа дешевых легирующих элементов, таких как марганец, кремний, хром — следует отдать предпочтение последнему. Сталь, легированная 1 % Cr (сравните стали 40 и 40Х), позволяет получить при охлаждении в масле сквозную прокали-

Таблица 33. Состав улучшаемых конструкционных сталей (по ГОСТ 4543—71)

Группа	Сталь	Содержание элементов, %						Критическое сечение, мм	Температура полухрупкости T_{50}, °С
		C	Mn	Si	Cr	Ni	другие		
I	40	0,37—0,44	—	—	—	—	—	10	—20
	45	0,42—0,49	—	—	—	—	—	12	—20
II	40Х	0,36—0,44	—	—	0,8—1,1	—	—	15	—50
	40ХР	0,37—0,45	—	—	0,8—1,1	—	0,002—0,005 B	20	—30
III	30ХМ	0,26—0,34	—	—	0,8—1,1	—	0,15—0,25 Mo	20	—60
	40ХГР	0,37—0,45	0,7—1,0	—	0,8—1,1	—	0,002—0,005 B	30	—20
	30ХГТ	0,24—0,32	0,8—1,1	—	1,0—1,3	—	0,06—0,12 Ti	20	—20
	30ХГС	0,28—0,35	0,8—1,1	0,9—1,2	0,8—1,1	—	—	25	—20
IV	40ХН	0,36—0,44	—	0,17—0,37	0,45—0,75	1,0—1,4	—	25	—60
	40ХНР	0,35—0,42	0,6—0,9	0,17—0,37	0,6—0,9	0,4—0,8	0,002—0,005 B	35	—40
	40ХНМ	0,37—0,44	—	0,17—0,37	0,6—0,9	1,2—1,6	0,15—0,25 Mo	40	—80
	42ХМФ	0,40—0,45	0,5—0,8	0,17—0,37	0,8—1,1	—	0,20—0,30 Mo 0,08—0,14 V	40	—60
V	30ХН3	0,27—0,34	—	—	0,6—1,9	2,75—3,15	—	50	—100
	30ХН2ВФ	0,27—0,34	—	—	0,6—0,9	2,0—2,4	0,5—0,8 W 0,15—0,30 V	100	—80
	38ХН3МФ	0,30—0,42	—	—	1,2—1,5	3,0—3,4	0,35—0,45 Mo 0,1—0,2 V	100	—100

Примечания: 1. При обычном содержании марганца и кремния (0,4—0,8 % Mn и 0,15—0,40 % Si) наличие их не указывается.
2. Допустимое содержание случайных примесей (в том числе и применяемых в других сталях как легирующие элементы) здесь не указано.
3. Большинство сталей изготавливают с обычным (≤ 0,035 %) или пониженным (≤ 0,030 или 0,025 %) содержанием серы и фосфора; в последнем случае ставится буква А в конце марочного обозначения.
4. Критический диаметр указан для полной прокаливаемости 95 % мартенсита при нижнем содержании углерода и легирующих элементов и для охлаждения в масле (для стали I группы — в воде).
5. Температура полухрупкости дана для улучшенного состояния (при $\sigma_в$ = 1000 МПа).
6. Ввиду недостаточного количества фактических данных некоторые значения, приведенные для критического диаметра и температура полухрупкости, являются ориентировочными.
7. Стали 40ХНР и 42ХМФА ГОСТ 4543—71 не предусмотрены.

ваемость до диаметра 20 мм при некотором снижении порога хладноломкости (вероятнее всего благодаря измельчению зерна при присадке хрома).

Поэтому для машиностроительных деталей небольших сечений высокие механические свойства получаются при простых легированных сталях типа 40Х. Присадка бора (~0,003 %) увеличивает предельный диаметр изделия, но несколько повышает порог хладноломкости.

Легирование другими элементами хромистой стали также повышает прокаливаемость. Для сечений диаметром 20—40 мм кроме стали 40ХР, можно применять стали других марок из III группы. В этой группе выделяется по вязкости сталь 30ХМ. Хотя прокаливаемость у нее не на много выше, чем у стали 40Х, но порог хладноломкости ниже; кроме того, сталь 30ХМ нечувствительна (как и другие молибденовые стали) к отпускной хрупкости II рода.

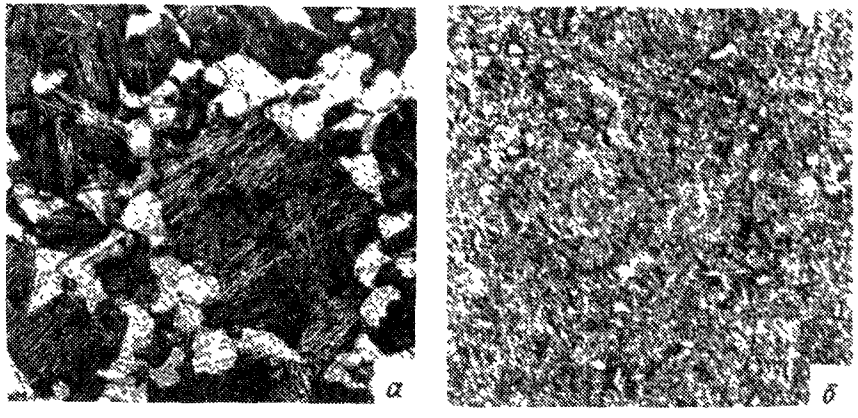


Рис. 293. Структура стали 30ХГСА, ×500:
а — отожженное состояние; *б* — улучшенное состояние

В следующую группу вошли никелевые стали, содержащие около 1—1,5 % Ni. Как уже говорилось, никель, в отличие от других элементов, одновременно углубляет прокаливаемость и снижает порог хладноломкости. Для сечений диаметром до 40—70 мм можно рекомендовать применение сталей, приведенных в группе IV.

Сравнивая стали 40ХН, 40ХНР, 40ХГНР, видим, как добавка бора и марганца, углубляя прокаливаемость, одновременно снижает вязкость. Наилучшей по прокаливаемости и вязкости в этой группе сталей является сталь 40ХНМ, что объясняется влиянием комплекса легирования (Cr + Ni + Mo) и более высоким содержанием никеля по сравнению с другими сталями этой группы.

Для сечений диаметром >70 мм при необходимости иметь сквозное улучшение следует применять стали с 2—3 % Ni. Наиболее распространенные марки сталей такого типа приведены в группе V. Применение достаточно распространенных ранее чисто хромоникелевых сталей, например 30ХН3, нецелесообразно. Эти стали характеризуются высокой склонностью к отпускной хрупкости II рода. Поэтому для изделий крупных размеров, подвергающихся динамическим нагрузкам, целесообразно применять Cr—Ni—Mo или Cr—Ni—Mo—V. Высокое содержание никеля в этих сталях снижает порог хладноломкости до более низких температур, чем у других сталей.

Критерии при выборе марки стали кратко могут быть сформулированы так: а) выбор марки стали (степени легированности) определяется размером термически обрабатываемой заготовки; б) уровень прочности определяет температуру отпуска; 2) наличие концентраторов напряжений и динамических нагрузок определяет

необходимость легирования элементами, снижающими температуру перехода в хрупкое состояние (никель) или обусловливает необходимость иметь сталь повышенной и высокой чистоты.

Легированные конструкционные среднеуглеродистые стали имеют после отжига приблизительно одинаковую структуру, состоящую из феррита и перлита. В термически обработанной стали структура состоит из продуктов распада мартенсита. Эффект улучшения, т. е. повышение механических свойств стали после двойной обработки, наблюдается лишь при отпуске до температур, при которых сохраняется ориентация по мартенситу. Типичные структуры конструкционной улучшаемой стали показаны на рис. 293.

5. Высокопрочные стали

В предыдущих двух параграфах были рассмотрены конструкционные стали, термически обрабатываемые на $\sigma_в$ = 1200—1300 МПа и структуру — отпущенный мартенсит (низкоуглеродистая сталь) или сорбит (среднеуглеродистая сталь).

При такой структуре и прочности сталь обладает высокой пластичностью и вязкостью и ее можно применять для деталей сложной формы, подвергающихся динамическим и усталостным нагрузкам.

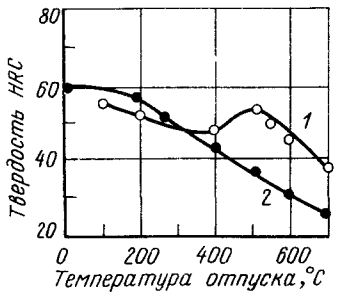
Однако новейшая техника стала предъявлять более высокие требования к прочности; для ряда назначений требуется материал с прочностью 1800—2000 МПа и более, причем условия работы и конфигурация детали (например, лист) позволяют иметь более низкую пластичность и вязкость по сравнению с обычной улучшаемой сталью. Высокая прочность достигается подбором стали и специфической обработкой. Такие стали, обработанные на высокую прочность ($\sigma_в$ > 1500 МПа), называются высокопрочными сталями.

К таким сталям прежде всего следует отнести стали обычного состава, но мелкозернистые и высокочистые. В этом случае закалка с отпуском при 200 °С при прочности 1800—2000 МПа обеспечивает удовлетворительную пластичность и вязкость (см. п. 1 этой главы). Но есть и некоторые другие способы получения удовлетворительной вязкости при высокой прочности.

Легирующие элементы, и особенно карбидообразующие легирующие элементы, задерживают процессы разупрочнения при отпуске. Если конструкционная сталь с обычным содержанием углерода (около 0,3 %) содержит повышенное количество карбидообразующих элементов (хром, молибден, вольфрам, в особенности, ванадий), то твердость ее не снижается до высоких температур отпуска (500—550 °С, рис. 294). Если вместо отпуска 200 °С на максимальную прочность применить отпуск 500 °С, то при этом в большей мере снимутся закалочные напряжения и можно ожидать большей вязкости.

Можно указать на сталь такого состава: 0,3 % С; 5 % Cr; 1 % Mo; 1 % Si; 0,5 % V (марка 30Х5МСФА). После закалки с 1000 °С и отпуска 500 °С она приобретает механические свойства: $\sigma_в$ = 1800 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 1600 МПа; ψ = 45 %; a_1 = = 500 кДж/м², В = 40 % (цифры относятся к вакуумному металлу).

Понижение порога хладноломкости и увеличение содержания волокна (%) в изломе приводит к повышению механических свойств. Наиболее простым решением вопроса является введение в сталь никеля — элемента, понижающего температуру перехода в хладноломкое состояние и поэтому увеличивающего долю волокна в изломе в высокопрочной стали. В связи с этим улучшаются вязкие свойства, однако в обычных сталях нельзя увеличить содержание никеля свыше 4 %, так как появляется остаточный аустенит (имеющий пониженную прочность, а продукты его распада пониженную вязкость), понижается точка Ac_1 и нельзя провести высокий отпуск. Решение



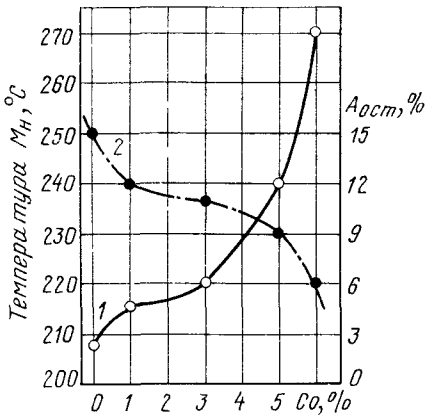


Рис. 294. Влияние температуры отпуска на твердость сталей:
1 — 30Х5М2СФ; *2* — 40ХНМ

Рис. 295. Влияние кобальта на мартенситную точку (*1*) и количество остаточного аустенита (*2*) в стали, содержащей 0,3 % С и 9 % Ni

задачи применения высоконикелевой стали состояло в одновременном легировании стали никелем и кобальтом. Кобальт повышает мартенситную точку (рис. 295) и уменьшает поэтому количество остаточного аустенита. Одновременно кобальт повышает точку Ac_1 и позволяет провести операцию высокого отпуска.

В качестве примера сталь, содержащую 0,3 % С; 9 % Ni, 4 % Co, обладающую после обычной термической обработки (закалка + отпуск 200 °С) при $\sigma_в$ = 1600 МПа, высоким комплексом пластических и вязких свойств ψ = 60 %, T_{50} = —110 °С, $a_р^{20}$ = 250 кДж/м², что равноценно стали 18Х2Н4ВА, но при $\sigma_в$ = 1300 МПа.

Тот же путь повышения вязкости, т. е. снижения порога хладноломкости достигается не только легированием никелем, но и использованием мелкого (№ 8—10) и ультрамелкого (№ 11—13) зерна. Измельчение зерна, как указывалось выше, приводит к снижению порога хладноломкости и, следовательно, к увеличению доли волокна в изломе стали. Измельчить зерно возможно, применяя высокие скорости нагрева, или высокотемпературной термомеханической обработкой, фиксируя закалкой состояние окончания стадии рекристаллизации обработки, но до начала собирательной рекристаллизации.

На рис. 296 были приведены данные по влиянию углерода на свойства стали типа Х5МСФА, обработанной по режимам обычной термической обработки (ОТО) и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). В первом случае получали зерно № 4—5, а во втором — № 8. Видно, что ВТМО не привело к повышению прочности, но заметно увеличило пластичность ψ и сопротивление хрупкому разрушению (T_{50}).

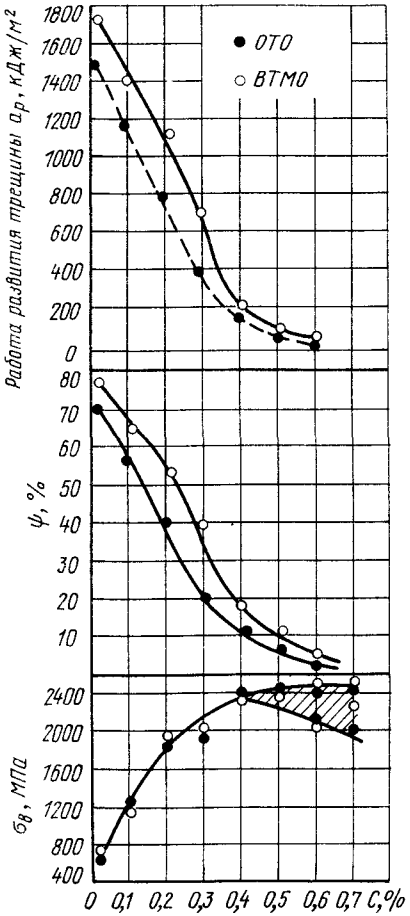


Рис. 296. Влияние углерода на прочность ($\sigma_в$), пластичность (ψ) и работу распространения трещины Сталь типа Х5М2СФ

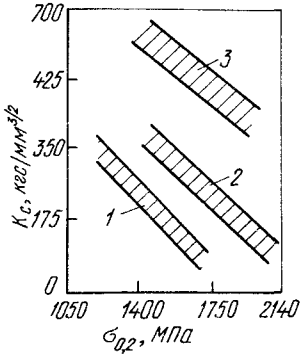


Рис. 297 Вязкость разрушения высокопрочных сталей:
1 — 30ХН3М; *2* — мартенситностареющая; *3* — трип-сталь

Используя ВТМО применительно к чистой вакуумированной стали (например, марки 30Х5М2СФА), можно при $\sigma_в$ = 2200МПа, получить примерно такие свойства: $\sigma_{0,2}$ = 1800 МПа, ψ = 40 %, a_1 = 500 кДж/м², В = 50 %, $a_р^{20}$ = 300 кДж/м².

ВТМО для получения высоких свойств изучено весьма подробно, хотя из-за технологических трудностей не получило столь широкого применения, какой она заслуживала.

Другие способы измельчения зерна (введение в высокопрочную сталь нитридов, скоростные нагревы и т. д.) находятся в стадии внедрения.

Существует также способ повышения прочности сталей со структурой среднеуглеродистого мартенсита — это небольшая пластическая деформация уже термически обработанной стали (МТО — см. выше с. 255) при этом, как правило, прочность ($\sigma_в$) не изменяется,

а предел текучести возрастает, достигая практически значения предела прочности.

В рассмотренных ранее случаях упрочнение (высокая плотность дислокаций) достигалось мартенситным превращением. Образующийся мартенсит в углеродсодержащих сталях имеет мелкоблочное строение и большие напряжения второго рода. Уменьшение содержания углерода уменьшает ширину размытия линий рентгенограммы мартенсита (уменьшает плотность дислокаций в мартенсите) и при очень малом содержании углерода (например, 0,03 % С) прочность мартенсита (игольчатого феррита) не превосходит 100—120 кгс/мм². Однако, если феррит (мартенсит) содержит элементы, образующие интерметаллидные фазы, то возможен вторичный процесс дисперсионного твердения, связанного с выделением (обособлением) интерметаллидных фаз.

В последнее время разработаны стали интерметаллидного упрочнения (так называемые мартенситно-стареющие стали — американское название Марэджинг), в которых при закалке получается практически безуглеродистый мартенсит, а затем при отпуске (примерно при 500 °С) происходит выделение интерметаллидных фаз. При этом $\sigma_в = 1800$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1500$ МПа, $\delta = 12$ %, $\psi = 40$ %, $a_1 = 600 \div 1000$ кДж/м².

Обычно эти мартенситно-стареющие стали содержат 18 % Ni и дополнительно легированы титаном и алюминием и часто кобальтом и молибденом. Имеются варианты состава с меньшим (до 8—10 %) и большим (до 25 %) содержанием никеля.

Наличие никеля и титана необходимо для образования интерметаллидных фаз, вызывающих старение, типа NiTi или Ni_3Ti (титан частично может быть заменен алюминием). Содержание углерода должно быть минимальным (<0,03 % С), иначе возможно образование не этих фаз, а карбидов, что ухудшит эффект дисперсионного твердения.

Ввиду высокого содержания легирующих элементов и низкого содержания углерода охлаждение при закалке можно осуществлять с любой скоростью без опасения образования немартенситных продуктов превращения аустенита. В наиболее распространенной по составу стали типа «стареющей мартенсит» с <0,03 % С; 18 % Ni; 10 % Co; 5 % Mo; 0,5 % Ti; 0,1 % Al мартенситное превращение начинается при 150—200 °С и заканчивается практически полностью (<10 % остаточного аустенита) при комнатной температуре. При содержании никеля более 18 % мартенситное превращение заканчивается в области отрицательных температур, для этих сталей требуется обработка холодом и свойства получаются более высокие (см. ниже).

Полученный при «закалке» мартенсит обладает невысокой прочностью и очень высокой пластичностью. В таком «закаленном» состоянии сталь можно подвергать деформации, обработке резанием и другим технологическим операциям.

Окончательные прочностные свойства формируются при последующем отпуске (старении) при 480—500 °С.

Примерные механические свойства стали с 18 % Ni: $\sigma_в = 1800$ МПа; $\delta = 15$ %; $\psi = 65$ %. Стали с 25 % Ni: $\sigma_в = 2200$ МПа, $\delta = 12$ % $\psi = 55$ %.

При таком высоком содержании никеля разрушение происходит при всех уровнях прочности и температурах вязко, хотя значение $a_р$ уменьшается с увеличением прочности и при $\sigma_в = 2400$ МПа становится равной всего лишь 100 кДж/м².

Состав некоторых мартенситно-стареющих сталей приведен в табл. 34.

Сравнительно недавно разработан еще один класс высокопрочных сталей повышенной пластичности, названный трипсталями *. Со-

* Сокращение слов Transformation Induced Plastisity. Встречается в нашей литературе и такое наименование этих слов — ПНП — пластичность наведения превращением.

Таблица 34. Состав и механические свойства мартенситно-стареющих сталей

Марка	Содержание основных элементов, %				Основные механические свойства			
	Ni	Co	Mo	Ti	σ_0, МПа	ψ, %	a_1, кДж/м²	$a_р$, кДж/м²
Х18К8МТ	18	8	3	0,2	1450	65	800	360
Н18К8М5Т	18	8	5	0,5	1800	60	500	200
Н18К12М5Т2	18	12	5	1,5	2350	45	200	50

Примечание. В указанных сталях содержится 0,03 % С; 0,05—0,15 % Al; 0,01 % S, 0,01 % P.

четание высокой прочности и пластичности создается подбором определенного состава стали, режимом термической обработки и температурной деформации.

Состав стали должен быть таков, чтобы закалкой (с 1000—1100 °С) фиксировалась при комнатной температуре чистая аустенитная структура (точка $M_н$ должна лежать ниже комнатной температуры, а M_D выше *).

Деформация при комнатной температуре ведет к образованию мартенсита. Таким образом, исходное, аустенитное, сравнительное малопрочное состояние в процессе испытания (или эксплуатации) в результате пластической деформации превращается в высокопрочное, мартенситное.

Типичный состав трип-стали таков: 0,3 % С, 9 % Cr, 8 % Ni, 4 % Mo, 2 % Mn, 2 % Si или 0,25 % С, 25 % Ni, 4 % Mo, 1,5 % Mn. Есть и другие составы трип-стали.

Особенно важное свойство этих сталей — высокое сопротивление развитию трещины. Так, например, вязкость разрушения (интенсивность напряжения в устье трещины K_{Ic} у обычной хромоникельмолибденовой стали при $\sigma_{0,2} = 15$ ГПа составляет около 35 МПа $\times$ $\times$ м$^{1/2}$, у мартенситно-стареющей стали при той же прочности — около 95 МПа·м$^{1/2}$, а у трип-стали — свыше 157 МПа·м$^{1/2}$ (рис. 297).

В настоящий момент трип-стали, по-видимому, являются материалом с самым высоким сочетанием прочности и вязкости, т. е. самым надежным конструкционным материалом.

6. Свариваемость стали

В настоящее время сварку широко применяют в жилищном и промышленном строительстве, мостостроении, строительстве газо- и нефтепроводов и во многих отраслях техники. Крупногабаритные стальные изделия, как правило, изготавливают сварными. В связи

* M_D — температура, выше которой деформация не вызывает мартенситного превращения.

с этим свариваемость стали — одно из главных ее технологических свойств. Выше были рассмотрены конструкционные (цементуемые и улучшаемые) высокопрочные стали. Детали машин, которые из них изготавливают, обычно не подвергают сварке.

При сварке должно получаться плотное и равнопрочное с остальным изделием соединение. Основной вид сварки — сварка плавлением, при которой наплавляется шов жидкого металла и под действием его температуры нагревается околошовная зона. В сварном шве следует различать три зоны (рис. 298): I — шов (литая структура); II — околошовная зона, нагретая в процессе сварки свыше критических точек; III — околошовная зона, нагретая в процессе сварки ниже критических точек.

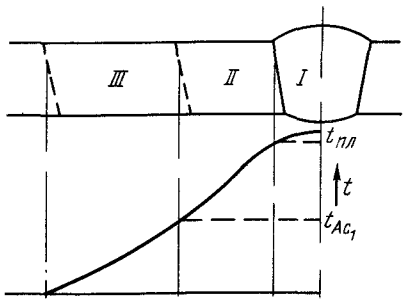


Рис. 298. Схема сварного соединения

Для целостности, и, следовательно, для прочности сварного соединения прежде всего опасны трещины, которые могут образовываться из-за градиента температур и возникших в результате этого внутренних напряжений.

Сварочные трещины делятся на две категории — горячие и холодные. Первые возникают главным образом в самом шве в момент его кристаллизации, когда шов находится в полутвердом состоянии (кристаллы + жидкость) и обладает еще малой прочностью. Чем дольше будет металл находиться в таком состоянии (кристаллы + + жидкость), тем больше опасность возникновения горячих трещин при прочих равных условиях. Элементы, расширяющие интервал между линиями ликвидус и солидус, повышают чувствительность к горячим трещинам.

Углерод оказывает неблагоприятное влияние, так как он расширяет интервал кристаллизации и тем самым способствует образованию горячих трещин.

Холодные трещины возникают в результате мартенситного превращения. Поэтому легирующие элементы, способствующие переохлаждению аустенита до температуры мартенситного превращения в зонах, нагретых выше критической точки, способствуют образованию холодных трещин. Углерод увеличивает объемный эффект мартенситного превращения и поэтому усиливает склонность стали к образованию холодных трещин.

Исходя из сказанного, содержание углерода обычно лимитируют определенным значением порядка не более 0,22—0,25 %. Чем интенсивнее сварка, тем более резко изменяется температура, тем больше по знаку возникают напряжения, тем меньшее содержание углерода можно допустить в стали.

Отличие сварного шва от основного металла заключается не только в том, что в шве структура литая, а в основном металле обычно деформированная, но и в самом составе металла. Применяя различные обмазки электродов и различную по составу электродную проволоку, можно соответствующим легированием смягчить или устранить неблагоприятный для прочности фактор, каким является литая структура шва.

Раз есть реальные способы, то можно создать шов, равнопрочный с основным металлом. Принципиально иное положение околошовной зоны. Состав околошовной зоны при сварке не изменяется, но меняется и не в лучшую сторону ее строение. Реакция основного металла на термический цикл сварки и характеризует в первую очередь свариваемость металла.

Если произведена сварка плавлением, то сварной шов (см. рис. 298) был расплавлен и, следовательно, на границе между швом и основным металлом (зоны I и II) температура равнялась температуре солидуса, а затем снижалась как показано сплошной кривой и, следовательно, зона II была нагрета выше критической точки Ac_1, а зона III — ниже.

Что же произойдет, если мы сварим низкоуглеродистую (C < < 0,2 %) нелегированную сталь? Практически ничего существенного, несколько вырастит зерно в зоне II, но структура останется феррито-перлитной.

Если сваривать легированную сталь, то в зоне II произойдет закалка, полученный крупноигольчатый мартенсит хрупкий.

Если сваривать термически обработанную легированную сталь, кроме сказанного выше, переотпустится и металл в зоне III, что повлечет к снижению его прочности. Чтобы исправить эти неблагоприятные воздействия при сварке, следует сварные изделия подвергнуть термообработке (отпуску для снятия напряжений и нормализации; закалка + отпуск полностью восстанавливает структуру), что из-за больших размеров сварных изделий весьма затруднительно.

Если не производить последующей термической обработки (закалки с отпуском), то при сварке простых углеродистых сталей независимо от исходной прочности в зоне максимального разупрочнения предел прочности падает до 500—600 МПа, а в сталях, специально легированных элементами, предел прочности в зоне максимального разупрочнения сохраняется на уровне 800—900 МПа. Эти цифры — максимальные значения прочности для свариваемых сталей.

7. Строительная сталь

Строительная сталь предназначается для изготовления строительных конструкций — мостов, газо- и нефтепроводов, ферм, котлов и т. д. Все строительные конструкции, как правило, являются сварными, и свариваемость — одно из основных свойств строительной стали. Поэтому в соответствии со сказанным в предыдущем параграфе строительная сталь — это низкоуглеродистая сталь с C < 0,22—0,25 %. Повышение прочности достигается легированием обычно дешевыми элементами — марганцем и кремнием. В этом случае сталь называют низколегированной. При низком содержании углерода предел текучести возрастает до 400—450 МПа (предел прочности до 500—600 МПа), а при использовании термической обработки и выше.

Простые углеродистые строительные стали Ст1, Ст2 и Ст3, поставляемые по ГОСТ 380—71. Наиболее широко применяется сталь марки Ст3, которую для сварных конструкций следует поставлять по требованиям группы В (<0,22 % C; $\sigma_т$ = = 240 МПа), а для несварных конструкций — по группе А (гарантируется только $\sigma_т$, который должен быть не ниже 240 МПа). Из полученных тремя способами рас-

Таблица 35 **Состав и механические свойства строительных сталей**

Группа стали	Марка стали	Химический состав %					Механические свойства				
		C	Si	Mn	Nb, V	N	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	$a_1^{-40\,°C}$, кДж/м²	T_{50}, °C
Углеродистые горячекатаные	Ст3	0,2	0,2	0,5	—	—	450	250	30	100	0
	Ст3пс	0,2	0,1	0,5	—	—	450	250	30	50	+10
	Ст3кп	0,2	0,05	0,5	—	—	450	250	30	50	+40
Низколегированные. горячекатаные нормализованные	17ГС	0,2	0,5	1,2	—	—	550	350	25	50	−10
	17ГС	0,2	0,5	1,2	—	—	550	400	25	150	−30
	16Г2АФ	0,18	0,5	1,5	0,1 V	0,01	600	450	23	100	−20
термически упрочненные после контролируемой прокатки	17ГС	0,2	0,5	1,2	—	—	600	450	25	300	−70
	17ГСБ	0,18	0,5	1,2	0,04 Nb	0,01	600	450	25	200	−40
	08Г2СФБ	0,18	0,4	1,4	0,03 V	0,007	550	400	28	400	−70

кисления сталей (спокойная, полуспокойная и кипящая) более надежна сталь спокойная, имеющая более низкий порог хладноломкости,

Сталь	Температура полухрупкости T_{50}, °C
Спокойная	0
Полуспокойная	−10
Кипящая	20

Сказанное выше относится к горячекатаной стали. Нормализация не отражается на прочностных свойствах [1], но вследствие перекристаллизации феррито-перлитная структура измельчается и порог хладноломкости понижается.

Еще в большей степени улучшаются свойства при термическом улучшении (закалка + отпуск 600—650 °С), при этом не только несколько повышается предел текучести ($\sigma_т > 280 \div 300$ МПа), но существенно снижается порог **хладноломкости**:

Ст3 сп	Температура полухрупкости T_{50}, °C
Горячекатаная	0
Нормализованная	−20
Улучшенная	−40

Таким образом, следует применять для несвариваемых конструкций (или свариваемых неответственных конструкций) — кипящую сталь, для сварных расчетных конструкций — полуспокойную или спокойную сталь. Для ответственных конструкций, а также для сооружений, работающих в условиях низких температур [2], следует применять нормализованную или термически улучшенную сталь [3].

Поскольку термической обработкой (закалка + отпуск 600 °С) невозможно значительно повысить прочностные свойства Ст3 *, то в тех случаях, когда необходимо иметь более высокий предел текучести, применяют легированные стали. Эти стали обычно называют низколегированными, или строительными сталями повышенной прочности. В отличие от конструкционных легированных сталей, строительные стали повышенной прочности у потребителей не подвергаются термической обработке, т. е. структура и служебные характеристики формируются при производстве сталей.

Составы наиболее распространенных сталей этого типа приведены в табл. 35.

Приведенные стали не очень различаются по составу: все они имеют низкое содержание углерода (<0,22 % С) и в качестве основного легирующего элемента — марганец (1—1,5 %), поэтому и свойства их довольно близки ($\sigma_в \approx 500$ МПа, $\sigma_т \approx 350$ МПа, С < < 0,22 %). Структура всех сталей перлит + феррит.

По надежности и положению порога хладноломкости они близки к спокойной стали марки Ст3. Стали с повышенным содержанием кремния в этом отношении уступают сталям, не упрочненным кремнием.

Термическая обработка способствует снижению порога хладноломкости, и влияет на это свойство низколегированных сталей примерно так же, как и на свойства углеродистой стали марки Ст3.

Кроме перечисленных в табл. 35 сталей, применяют и более прочные низколегированные стали, имеющие $\sigma_т > 450$ МПа.

Сталь 18Г2АФ имеет феррито-перлитную структуру, но с сильно измельченным зерном благодаря присутствию нитридов ванадия,* что дает повышение предела текучести примерно на 100 МПа.

Сталь Фортивелл имеет состав: 0,2 % С; 0,5 % Mo; 0,003 % В. Легирование молибденом и бором, замедляющими распад аустенита приводит к получению бейнитной структуры при охлаждении на воздухе. При содержании 0,2 % С бейнитная структура имеет предел текучести ($\sigma_{0,2}$) 450 МПа при хорошей пластичности.

Строительные стали применяют главным образом в виде листов разной толщины, а также в виде сортового проката.

Наряду с упрочнением строительных материалов (низколегированных сталей) закалкой с отпуском (листов, готовых изделий, например, газопроводных труб большого диаметра) получило распространение упрочнение путем регулирования теплового и механического режима прокатки, именуемое обычно «*контролируемая прокатка*».

Сущность этого процесса состоит в следующем: низколегированную сталь, содержащую (оптимальный состав) в большое количество нитридов ниобия и ванадия (типичный состав 0,1 % С, 0,5 % Mn 0,05 % V, 0,05 % Nb, 0,01 % N) нагревают под

[1] Поскольку условия охлаждения при нормализации примерно такие же, как и после окончания прокатки.

[2] Так называемое «северное исполнение», рабочая температура —40÷60 °С.

[3] Приводимые здесь данные надо рассматривать как типичные, так как порог хладноломкости зависит от размера зерна, степени чистоты и других факторов.

* При отпуске ниже 600—650 °С прочность, естественно, будет выше, но более низкий отпуск не обеспечит высокой пластичности, и это упрочнение не сохранится в сварной конструкции.

* Сталь 18Г2АФ имеет такой же состав, что и 18ГС, но, кроме того, содержит 0,1 % V и 0,02 % N.

прокатку до высоких температур, при этом нитриды ванадия переходят в твердый раствор, а нитриды ниобия не растворяются и обеспечивают сохранение мелкого зерна. Прокатку заканчивают при низкой температуре (ниже 800 °С), что позволяет получить мелкое зерно. После фазового превращения по перлитному типу (вблизи температуры 650 °С) из феррита выделяются нитриды ванадия, упрочняя сталь.

Для контролируемой прокатки характерно резко выраженная анизотропия свойств. Свойства пластичности и вязкости поперек направления прокатки приблизительно в два раза ниже, чем вдоль, а в поперечном направлении листа пластичность почти равна нулю (отсюда образное название такого металла — *металлическая слюда*).

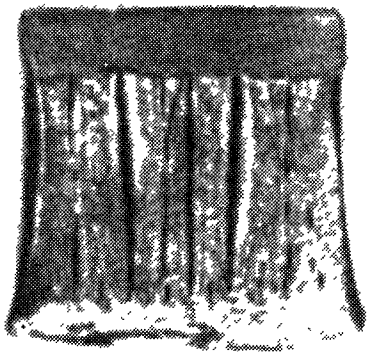


Рис. 299. Микроструктура ударного образца, полученного контролируемой прокаткой

Несмотря на очень низкую пластичность поперек листа, а скорей всего именно поэтому сталь контролируемой прокатки обладает в двух других направлениях высокой ударной вязкостью и низким порогом хладноломкости (табл. 36). Это объясняется тем, что до возникновения магистральной трещины, идущей поперек ударного образца, он расслаивается и превращается из монолита в многослойный металл (рис. 299) (явление получило название *расщепление*). Естественно, что распространение магистральной трещины затруднено (она должна каждый раз зарождаться вновь, переходя от одного слоя к другому), порог лежит ниже, поскольку каждый слой разрушается самостоятельно (чем тоньше ударный образец, тем ниже лежит порог хладноломкости).

Следовательно, состав стали и технология контролируемой прокатки обеспечивают получение мелкого зерна и дисперсионного твердения. Комплекс свойств близок к тому, какой получается при термическом улучшении, однако контролируемой прокаткой это достигается более простыми средствами.

Во всех случаях (кроме термического улучшения) структура стали строительной (низколегированной) феррит + перлит, однако она существенно различна (рис. 300). После прокатки сталь имеет довольно грубую феррито-перлитную структуру (рис. 300, *а*), резкое измельчение ее наблюдается при нормализации (рис. 300, *б*) и текстурованность — после контролируемой прокатки (рис. 300, *в*).

Таблица 36. **Механические свойства низколегированной стали (17Г2АФБ)**

Состояние	Номер зерна	$\sigma_в$, МПа	ψ, %, в направлении			Температура полухрупкости T_{50}, °С
			x	*y*	*z*	
Горячекатанное	7—8	700	40	30	20	—10
Нормализованное	10—11	750	50	40	30	—40
Контролируемая прокатка	12—13	800	40	20	2	Ниже —40

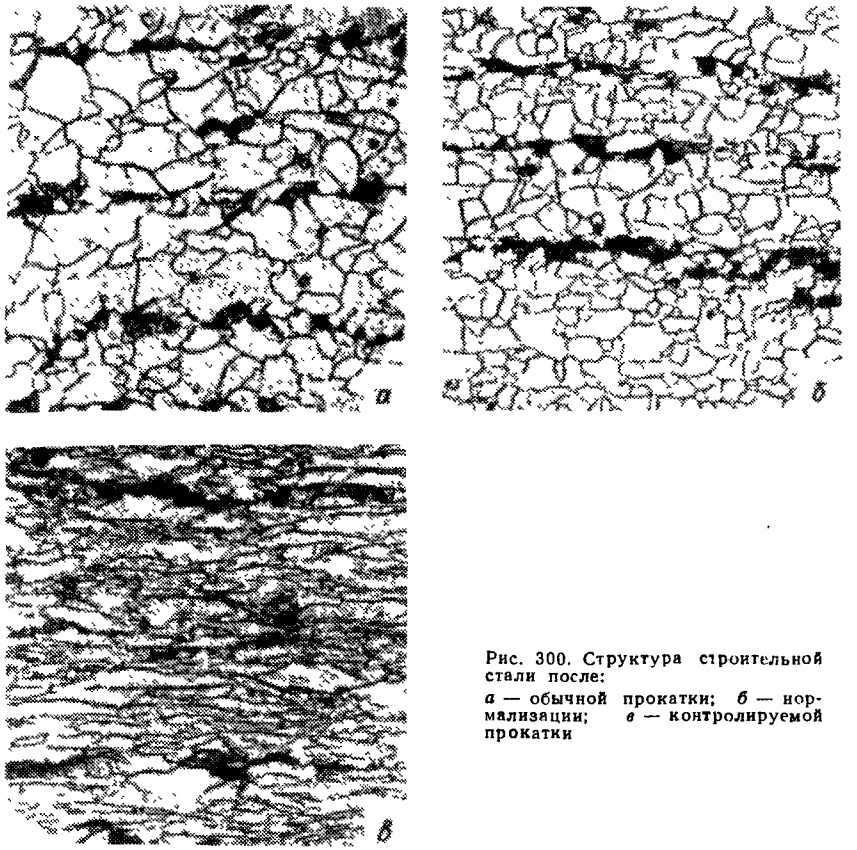


Рис. 300. Структура строительной стали после:
а — обычной прокатки; *б* — нормализации; *в* — контролируемой прокатки

8. Арматурная сталь

Для армирования железобетонных конструкций применяют прутки (гладкие и периодического профиля) и проволоку.

В предварительно напряженной железобетонной конструкции [1] металла испытывает значительные напряжения, и поэтому в таких конструкциях применяют высокопрочные стальные стержни или высокопрочную проволоку.

В ненапряженных конструкциях применяют сталь обыкновенного качества, так как сталь не испытывает больших напряжений (Ст3, Ст5), а в предварительно напряженных конструкциях — среднеуглеродистые и высокоуглеродистые стали в горячекатаном состоянии, а также упрочненные термической обработкой.

Арматурная сталь делится на классы по прочности. В табл. 37 приведена классификация арматурных сталей, а в табл. 38 — химический состав наиболее распространенных арматурных сталей.

[1] Бетон сжат вложенными в конструкцию стальными стержнями.

Таблица 37. **Классификация арматурных сталей (ГОСТ 5781—82)**

Класс стали	Свойства (не менее)			Марка стали	
	$\sigma_в$, МПа (кгс/мм²)	$\sigma_т$ (0,2), МПа (кгс/мм²)	δ, %	в горячекатаном состоянии	в термоупрочненном состоянии
A-I	372 (38)	235 (24)	25	Ст3	—
A-II	490 (50)	294 (30)	19	Ст5; 18Г2С	—
A-III	585 (60)	390 (40)	14	35ГС; 25Г2С	—
A-IV	880 (90)	585 (60)	6	20ХГ2Ц; 80С	Ст5
A-V	1030 (105)	780 (80)	6	23Х2Г2Т	Ст5; 35ГС
A-VI	1170 (120)	980 (100)	5	—	Ст6; 35ГС
A-VII	1370 (140)	1170 (120)	5	—	45С
A-VIII	1560 (160)	1370 (140)	4	—	45ГС

Таблица 38. **Химический состав арматурных сталей, %**

Сталь	C	Mn	Si
25Г2С	0,20—0,29	1,2—1,6	0,6—0,9
35ГС	0,30—0,37	0,8—1,2	0,6—0,9
20ХГ2Ц *	0,19—0,26	1,5—1,9	0,4—0,7
80С	0,74—0,82	0,5—0,8	0,6—1,0
45С	0,40—0,48	0,5—0,8	1,0—1,3

* Содержит 0,9—1,2 % Cr; 0,07—0,14 % Zr.

Арматурную сталь классов A-I, A-II и A-III применяют для ненапряженных конструкций, а арматурную сталь более высоких классов — для предварительно напряженных конструкций.

Свойства, соответствующие классу A-IV, могут быть получены в горячекатаном состоянии в легированных сталях марок 20ХГ2Ц или 80С или в простой углеродистой стали марки Ст5 после упрочняющей термической обработки (закалка в воде, отпуск при 400 °С), а также в низколегированной малоуглеродистой стали после закалки с прокатного нагрева.

Арматуру более высоких классов (A-VI—A-VIII) изготавливают только с применением упрочняющей термической обработки.

При низком содержании углерода (менее 0,26 %) сталь хорошо сваривается контактной сваркой (при контактной сварке допустимо более высокое содержание углерода, чем при дуговой), при 0,3—0,4 %С сваривается плохо, а при более высоком содержании углерода совсем не сваривается из-за потери пластичности в околошовной зоне.

Для работы при низких температурах лучше применять стали с более низким содержанием углерода или стали после термической обработки.

Кроме стержней, железобетонные конструкции армируют еще и проволокой. При этом проволока [1] из стали 0,6—0,8 %С обладает высокой прочностью (до 1800 МПа), приобретаемой благодаря наклепу или термической обработке.

[1] В виде проволоки диаметром 6—8 мм или в виде прядей и канатов из проволоки диаметром 1—2 мм.

9. Пружинная сталь

Работа пружин, рессор и тому подобных деталей характеризуется тем, что в них используют только упругие свойства стали. Большая суммарная величина упругой деформации пружины (рессоры и т. д.) определяется ее конструкцией — числом и диаметром витков, длиной пружины. Поскольку возникновение пластической деформации в пружинах не допускается, то от материала подобных изделий не требуется высокой ударной вязкости и высокой пластичности. Главное требование состоит в том, чтобы сталь имела высокий предел упругости (текучести). Это достигается закалкой с последующим отпуском при температуре в районе 300—400 °С (рис. 301). При такой температуре отпуска предел упругости (текучести) получает наиболее высокое значение, а то, что эта температура лежит в интервале развития отпускной хрупкости I рода, в силу отмеченного выше обстоятельства не имеет большого значения.

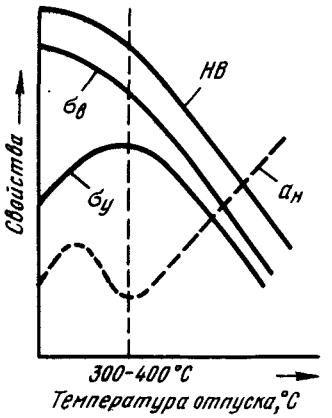


Рис. 301. Изменение механических свойств стали в зависимости от температуры отпуска

Пружины, рессоры и подобные им детали изготавливают из конструкционных сталей с повышенным содержанием углерода (но, как правило, все же более низким, чем у инструментальных сталей) — приблизительно в пределах 0,5—0,7 % С, часто с добавками марганца и кремния. Для особо ответственных пружин применяют сталь 50ХФ, содержащую хром и ванадий и обладающую наиболее высокими упругими свойствами.

Составы некоторых пружинных сталей приведены в табл. 39.

Термическая обработка пружин и рессор из легированных сталей заключается в закалке от 800—850 °С (в зависимости от марки стали) в масле или в воде с последующим отпуском при 400—500 °С на твердость 35—45 HRC. Это соответствует $\sigma_в$ = = 1300—1600 МПа.

Рекомендуемые по ГОСТ 1071—81 режимы термической обработки некоторых сталей приведены в табл. 40.

Иногда такой термической обработке подвергают детали конструкций большой длины и с тонкими стенками, которые должны обладать высокими пружинящими свойствами. В этом случае применяют сталь 30ХГС после закалки и отпуска при 250 °С она будет иметь $\sigma_в$ = 1600 МПа, но вязкость a_1 = 500 кДж/м², а пластичность $\delta = 7\ \%$ и $\psi = 40\ \%$.

Часто пружины изготавливают из шлифованной холоднотянутой проволоки (так называемой *серебрянки*). Наклеп от холодной протяжки создает высокую твердость и упругость. После навивки (или другого способа изготовления) пружину следует отпустить при 250—350 °С для снятия внутренних напряжений, что повысит предел упругости. Для изготовления серебрянки применяют обычные углеродистые инструментальные стали У7, У8, У9, У10.

На качество и работоспособность пружины большое влияние оказывает состояние поверхности. При наличии трещин, плен и других поверхностных дефектов пружины оказываются нестойкими в работе и разрушаются, вследствие развития усталостных явлений в местах концентрации напряжений вокруг этих дефектов.

Таблица 39. Состав пружинной стали, % (ГОСТ 14959—79)

№ пп.	Марка стали	C	Mn	Si	Cr	V
1	65	0,62—0,70	0,50—0,80	0,17—0,37	—	—
2	70	0,67—0,75	0,50—0,80	0,17—0,37	—	—
3	75	0,72—0,80	0,50—0,80	0,17—0,37	—	—
4	65Г	0,62—0,70	0,80—1,20	0,17—0,37	—	—
5	50С2	0,47—0,55	0,60—0,90	1,50—2,0	—	—
6	55С2	0,52—0,60	0,60—0,90	1,50—2,00	—	—
7	60С2	0,57—0,65	0,60—0,90	1,50—2,00	—	—
8	70С3А	0,66—0,74	0,60—0,90	2,40—2,80	—	—
9	55СГ	0,50—0,60	0,80—1,00	1,30—1,80	—	—
10	60СГ	0,55—0,65	0,80—1,00	1,30—1,80	—	—
11	50ХФА	0,46—0,54	0,50—0,80	0,17—0,37	0,80—1,10	0,10—0,20
12	50ХГФА	0,48—0,55	0,80—1,00	0,17—0,37	0,95—1,20	0,15—0,25
13	60С2ХА	0,56—0,64	0,40—0,70	1,40—1,80	0,70—1,00	—

Примечание. Не указано ограничение содержаний вредных и случайных примесей, которое не должно превосходить следующих значений: S < 0,03—0,04 %; P < 0,03—0,04 %; Ni < 0,3—0,4 %; Cr < 0,3 %.

Таблица 40. Режим термической обработки пружин и рессор

Марка стали	Закалка		Отпуск, °С	Твердость НВ
	t, °С	среда		
50С2	870	Масло или вода	460	365—410
60С2	870	Масло	460	390—480
50ХФА	850	»	520	390—480
60С2Х2	870	»	420	420—475

Значительно улучшить стойкость пружин, рессор, как и других деталей, испытывающих знакопеременные нагрузки, можно в результате поверхностного наклепа (что достигается обдувкой дробью). Возникающие при этом в поверхностном наклепанном слое напряжения сжатия повышают предел выносливости (усталости) детали и уменьшают вредное действие возможных дефектов поверхности. Подобное упрочнение поверхности в настоящее время осуществляют не только на пружинах и рессорах, но и применяют для других деталей, испытывающих в работе знакопеременные нагрузки.

Кроме обычных пружинных материалов, имеются и специальные, работающие в специфических условиях (повышенные температуры, агрессивные среды и т. д.).

10. Шарикоподшипниковая сталь

Шарикоподшипниковая сталь прежде всего должна обладать высокой твердостью, поэтому применяют высокоуглеродистые стали типа инструментальной (иногда низкоуглеродистые в цементованном состоянии). Чтобы шарикоподшипниковая сталь легко принимала закалку (т. е. имела низкую критическую скорость закалки) и в качестве закалочной среды для нее можно было бы применять масло, сталь легируют (обычно хромом).

Государственный стандарт предусматривает четыре марки шарикоподшипниковой стали (табл. 41).

Таблица 41. Состав шарикоподшипниковой стали, % (ГОСТ 801—78)

Сталь	C	Cr	Mn	Si
ШХ6	1,05—1,15	0,4—0,7	0,20—0,40	0,17—0,37
ШХ9	1,05—1,10	0,9—1,2	0,20—0,40	0,17—0,37
ШХ15	0,95—1,05	1,3—1,65	0,20—0,40	0,17—0,37
ШХ15СГ	0,95—1,05	1,3—1,65	0,90—1,20	0,40—0,65

Примечание. Во всех сталях S < 0,020 %; P < 0,027 %; Ni < 0,3 %; Cu < < 0,25 %.

Обозначение марки надо расшифровывать так: шарикоподшипниковая хромистая; цифра показывает примерное содержание хрома в десятых долях процента. Хром, как указывалось, вводят для обеспечения необходимой прокаливаемости. Следовательно, чем меньше размер закаливаемой детали подшипника, тем меньше может быть содержание хрома в стали.

Рекомендуется шарики и ролики диаметром до 13,5 и 10 мм изготавливать из стали ШХ9, шарики диаметром 13,5—22,5 мм и ролики диаметром 10—15 мм — из стали ШХ12 и, наконец, шарики диаметром 22,5 мм и ролики диаметром 15—30 мм — из стали ШХ15. Из этой же стали следует изготавливать кольца всех размеров за исключением очень крупных; ролики диаметром свыше 30 мм и кольца с толщиной стенки свыше 15 мм — из стали марки ШХ15СГ, в которую, кроме хрома, вводят легирующие элементы — кремний и марганец, увеличивающие прокаливаемость.

По своей природе перечисленные хромистые стали близки к углеродистым сталям примерно с 1 % С. Хром растворим в обеих фазах отожженной стали — в феррите и цементите. Легированный хромом цементит медленнее растворяется в аустените, а аустенит, содержащий хром, медленнее распадается, чем и объясняется меньшая критическая скорость закалки этих сталей по сравнению с углеродистым (табл. 42).

Таблица 42. Критическая скорость охлаждения шарикоподшипниковых сталей и критический диаметр шариков (роликов)

Сталь	Критическая скорость закалки, °С/с	Критический диаметр для закалки в масле (95 % мартенсита), мм	Сталь	Критическая скорость закалки, °С/с	Критический диаметр для закалки в масле (95 % мартенсита), мм
ШХ6	450—500	9—10	ШХ15	35—40	23—25
ШХ9	175—200	14—15	ШХ15ГС	—	50—65

К шарикоподшипниковым сталям предъявляют весьма высокие требования в отношении чистоты по неметаллическим включениям и карбидной ликвации. Дело в том, что нагрузка в шарикоподшипнике является локальной, и если в точках касания шарика (ролика) и кольца в загрязненной или неоднородной стали окажется то или иное включение, то может произойти местное разрушение (выкрашивание), а вследствие этого долговечность работы подшипника резко снизится. Поэтому согласно ГОСТ 801—78 каждая плавка в любом профиле проката тщательно контролируется на наличие пористости, неметаллических включений, на карбидную ликвацию, строчечность, сетку. Для всех этих дефектов составлены шкалы (четырех- и пятибальные системы), по которым оценивается пригодность стали.

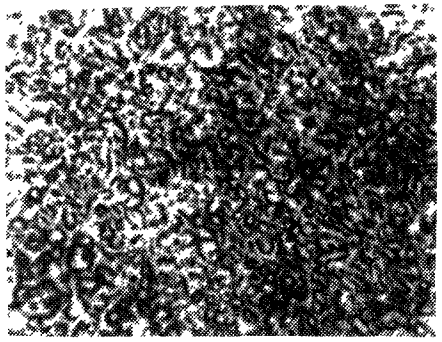


Рис. 302. Структура стали ШХ15 после закалки и отпуска, ×500

Термическая обработка деталей шарикоподшипника (шарики, ролики, кольца) состоит из двух основных операций — закалки и отпуска. Закалку проводят в масле, температура нагрева 830—840 °С с последующим отпуском при 150—160 °С в течение 1—2 ч, что обеспечивает получение твердости не ниже 62 HRC. Структура должна представлять собой отпущенный очень мелкоигольчатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами (рис. 302). Несоблюдение правильных температурных режимов термической обработки, которые задаются в узких пределах, ухудшает качество подшипников, что отражается на их стойкости в работе.

Так, небольшой перегрев при закалке приводит к огрублению структуры, укрупнению игл мартенсита. Это охрупчивает сталь и является совершенно недопустимым. Отпуск при температуре более высокой, чем 150—160 °С, снижает твердость и уменьшает сопротивление износу деталей подшипников. В стали ШХ15 — наиболее распространенной шарикоподшипниковой стали — при закалке часто фиксируется повышенное количество остаточного аустенита (порядка 10—15 %), который при последующей эксплуатации может превратиться в мартенсит и вызвать нежелательное изменение объема. Чтобы этого избежать, прецизионные (особо точного изготовления) подшипники подвергают обработке холодом с осаждением до (—10)—(—20) °С в соответствии с положением точки $M_к$. Кроме перечисленных, для некоторых подшипников особого назначения применяют стали других марок.

Для очень крупных роликовых подшипников диаметром от 0,5 до 2 м (и для колец, и для роликов) применяют сталь 20Х2Н4А (состав см. табл. 31). Ролики и кольца, изготовленные из этой стали, подвергают цементации на очень большую глубину (глубина цементации 5—6 мм, продолжительность цементации 120—160 ч) и затем сложной термической обработке, в конечном итоге приводящей к структуре: на поверхности — мартенсит + карбиды, в центре — малоуглеродистый мартенсит.

Для подшипников, работающих в химически агрессивных средах, наибольшее применение получила сталь Х18 (0,9—1,0 % С, 17—19 % Cr, остальное марганец, кремний, сера, фосфор и т. д. в обычных пределах). Высокое содержание хрома необходимо для придания стали высокого сопротивления коррозии. Сталь обладает высокой коррозионной стойкостью в пресной и морской воде, в растворах азотной и уксусной кислот, в различных органических средах, но имеет плохую стойкость в смеси азотной и серной кислот.

Подшипники, подвергаемые в процессе эксплуатации значительным нагревам (до 400—500 °С), изготавливают из сталей типа быстрорежущих (см. ниже). Обычно применяют сталь Р9, но с пониженным содержанием углерода и ванадия. Снижение углерода необходимо для уменьшения карбидной ликвации, снижающей долговечность подшипника. Обработку такой стали проводят по режимам термической обработки инструментов из быстрорежущих сталей, о чем будет сказано дальше.

11. Дефекты легированных сталей

Высокие механические свойства легированных сталей обеспечили их преимущественное применение по сравнению с углеродистыми во многих отраслях специального машиностроения (авиация, автомобилестроение и т. д.). Вместе с тем в легированных сталях появляются различные дефекты, встречающиеся реже в углеродистых сталях. Часто при самом строгом соблюдении правильно установленных технологических режимов эти дефекты не поддаются полному устранению. Важнейшие из них: отпускная хрупкость, *дендритная ликвация* и *флокены* (явление отпускной хрупкости см. в п. 2 этой главы).

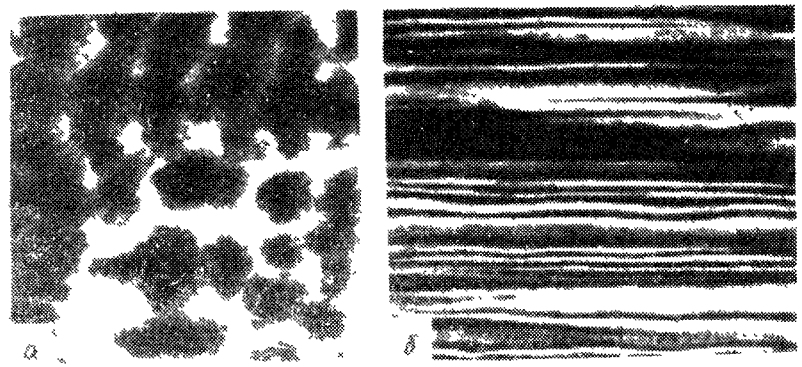


Рис. 303. Дефекты макро- и микроструктуры легированной стали, ×130 (Совер): *а* — дендритная ликвация; *б* — полосчатость

Дендритная ликвация. Появление дендритной ликвации обусловлено неравновесной кристаллизацией сплавов (см. гл. V, п. 10). Наличие в стали легирующих элементов увеличивает температурный интервал кристаллизации, затрудняет протекание диффузионных процессов и способствует развитию концентрациях между ранее и позднее выпавшими из жидкости кристаллами (по данным И. Н. Голикова). Макроструктура дендритной ликвации приведена на рис. 303, *а*.

После прокатки или ковки получаются волокна, вытянутые вдоль направления деформации (рис. 303, *б*). Некоторые механические свойства поперек волокна оказываются ниже, чем вдоль ($\sigma_{0,2}$, ψ, $a_н$), что обусловлено наличием деформированных вдоль

прокатки неметаллических включений. Это явление носит название анизотропия механических свойств [1].

Для уменьшения дендритной ликвации прибегают к диффузионному отжигу слитков перед прокаткой, который состоит в длительном нагреве стали при весьма высоких температурах (1000—1200 °С).

Флокены. Флокены представляют собой в изломе пятна (хлопья) (рис. 304), а в поперечном микрошлифе — трещины. Естественно, что наличие трещин вызывает снижение механических свойств. Трещины — флокены тем более опасны, чем более высокую прочность

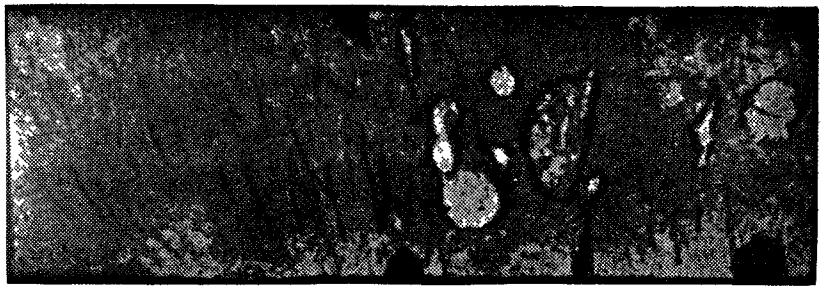


Рис. 304. Флокены в стали (излом)

имеет сталь. В высококачественных сталях флокены — очень серьезный дефект. Флокены могут быть во всех сталях, но наиболее часто они встречаются в сталях, содержащих хром, т. е. в хромистых, хромоникелевых, хромоникельвольфрамовых, хромомарганцовистых и др.

Флокены могут быть в кованой или катаной стали, в литой стали они обнаруживаются редко.

Когда появляются флокены в стали?

Если сталь после ковки (прокатки) быстро охлаждалась в районе 200 °С и ниже, то у флокеночувствительной стали возникнут флокены. Скорость охлаждения при температурах выше 200 °С не приводит к образованию флокенов. Таким образом, флокены образуются при быстром охлаждении от 200 до 20 °С.

Ряд данных показывает, что флокены образуют растворившийся в жидкой стали водород, который при температурах ниже 200 °С выделяется из раствора и создает сильные внутренние напряжения, которые и приводят к образованию трещин (флокенов). Если же сталь охлаждается медленно, то водород успевает продиффундировать из раствора и совсем удалиться из стали. В результате сталь становится нечувствительной к флокенообразованию (С. С. Штейнберг, Э. Гудремон).

Таким образом, одной из главных причин образования флокенов можно считать растворенный в стали водород, который не успевает выделиться при температурах ниже 200 °С.

Флокены редко образуются в литой стали, так как выделившийся из раствора водород скапливается в многочисленных литейных порах и неплотностях литого металла.

[1] Очищение стали от неметаллических включений и в первую очередь сульфидного типа металлургическими приемами (обработка синтетическими шлаками; электрошлаковый переплав) уменьшает анизотропию свойств.

Флокены можно устранить последующей ковкой (прокаткой) на меньший размер, так как при этом трещины (флокены) завариваются. Флокены редко обнаруживаются в малых сечениях (диаметром менее 25—30 мм). Вакуумирование, удаление из стали газов, в том числе водорода устраняет способность стали к образованию флокенов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Курдюмов Г. В., Энтин Р. И. Отпускная хрупкость конструкционных сталей. М.: Металлургиздат, 1945. 134 с.

Гудремон Э. Специальные стали. М.: Металлургиздат, т. I. II, 1959—1960. 1638 с.

Меськин В. С. Основы легирования стали. М.: «Металлургия», 1964. 684 с.

Гуляев А. П., Астафьев А. С., Волкова М. А. и др. Высокопрочные арматурные стали. М.: Металлургия, 1966. 138 с.

Материалы в машиностроении. Справочник. Т. II. Сталь. М.: Машиностроение, 1967. 496 с.

Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка стали. Т. I, II. М.: Металлургия, 1968. 1165 с.

Перкас М. Д., Кардонский В. М. Высокопрочные мартенситно-стареющие стали. М.: Металлургия, 1970. 224 с.

Потак Я. М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972, 208 с.

Гуляев А. П. Структура и свойства стали после термомеханической обработки. М.: Машиностроение, 1972. 42 с.

Келли А. Высокопрочные материалы. М.: Мир, 1976. 261 с.

Гольдштейн Я. Е., Заславский А. Я. Конструкционные стали повышенной обрабатываемости. М.: Металлургия, 1977. 264 с.

Проблемы разработки конструкционных сплавов М.: Металлургия, 1980. 333 с.

Журавлев В. Н. и Николаева О. И. Машиностроительные стали. Справочник. М.: Машиностроение, 1981. 391 с.

Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1982. 400 с.

Пикеринг Ф. Металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 181 с.

Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 407 с.

Ляхович Л. С. Специальные стали. Минск: Высшая школа, 1985. 206 с.

Глава XVII

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

1. Общие положения

Основным требованием, предъявляемым к стали для режущего инструмента, является сохранение режущей кромки в течение длительного времени. В работе режущее лезвие инструмента тупится, изнашивается. В отличие от изнашивающихся частей деталей машин (валы, кулачки и т. д.) у режущего инструмента работает на износ тонкая полоска металла при значительных удельных давлениях. Чтобы эта полоска металла была устойчивой против истирания, она должна иметь высокую твердость, как правило, выше 60 HRC.

Если обрабатывается мягкий материал (дерево, пластмассы, цветные металлы), или при обработке стали и чугуна применяются малые скорости резания и стружка имеет малое сечение, то в единицу

времени на процесс резания затрачивается мало энергии. Если обработка происходит при больших скоростях резания, обрабатываются твердые металлы и стружка имеет большое сечение, то в этих случаях в единицу времени затрачивается много энергии. Механическая энергия в процессе резания превращается в тепловую, режущая кромка инструмента сильно нагревается (до красного каления) при тяжелых условиях резания. Для такого инструмента главное требование — сохранение твердости при длительном нагреве, т. е. сталь должна обладать *красностойкостью* (*теплостойкостью*).

Условия работы измерительного инструмента в известной мере приближаются к условиям работы режущего инструмента при легких режимах резания, различие составляют лишь значительно меньшие удельные давления на рабочие поверхности.

Сталь в штампах испытывает значительные тепловые и ударные нагрузки, распределенные по сравнительно большой поверхности. Здесь *большую роль играет вязкость. Наилучшей сталью является* та, у которой при температурах, соответствующих разогреву штампа, в работе имеется наилучшее сочетание твердости и вязкости.

Инструментальные стали разделяются на четыре типа:

1) пониженной прокаливаемости (преимущественно углеродистые);

2) повышенной прокаливаемости (легированные);

3) штамповые;

4) быстрорежущие.

В особую группу инструментальных материалов входят так называемые твердые сплавы, применяемые для инструмента, работающего на особо высоких скоростях резания.

Углеродистые и легированные стали применяют для режущего инструмента при легких условиях работы и для измерительного инструмента. Быстрорежущие стали используют для изготовления режущего инструмента, работающего при повышенных режимах.

2. Инструментальные стали пониженной прокаливаемости

В эту группу входят все углеродистые инструментальные стали, а также стали с небольшим содержанием легирующих элементов и поэтому не сильно отличающиеся от углеродистых по прокаливаемости. Важнейшее технологическое свойство — слабая прокаливаемость — объединяет эти стали в одну группу.

Все стали указанной группы должны закаливаться в воде, и инструмент из этих сталей имеет, как правило, незакаленную сердцевину. Это следует учесть при выборе стали на инструмент, при его конструировании, проведении термической обработки и эксплуатации [1].

[1] Например, закалка в воде требует, чтобы были приняты меры против сильного коробления; при конструировании следует избегать острых углов и резких переходов сечений и т. д.

Таблица 43. Состав инструментальных сталей пониженной прокаливаемости (ГОСТ 1435—74, ГОСТ 5950—73)

Сталь	C	Mn	Cr	Сталь	C	Mn	Cr
У7	0,65—0,74	0,20—0,40	<0,15	У13	1,25—1,35	0,15—0,35	<0,15
У8	0,75—0,84	0,15—0,40	<0,15	Х05	1,25—1,40	0,20—0,40	0,4—0,6
У9	0,85—0,94	0,15—0,35	<0,15	Х06	1,05—1,14	0,40—0,70	0,4—0,6
У10	0,95—1,04	0,15—0,35	<0,15	65ХФ	0,60—0,70	0,3—0,60	0,45—0,7
У11	1,05—1,14	0,15—0,35	<0,15	85ХФ	0,80—0,90	0,3—0,60	0,45—0,7
У12	1,15—1,24	0,15—0,35	<0,15				

Примечания: 1. Во всех перечисленных сталях ограничивается содержание кремния (<0,30—0,35 %), никеля (≤0,2 %), серы и фосфора (<0,02 %) и высококачественной (группы А) и ≤0,03 % в качественной сталях.
2. В сталях 65ХФ и 85ХФ содержится 0,15—0,30 % V.

Состав инструментальных сталей пониженной прокаливаемости указан в табл. 43.

Как видно, углеродистые инструментальные стали подразделяются на марки У7 У8, У10 У11, У12, У13. Буква У показывает, что эта сталь углеродистая, цифра — среднее содержание углерода в десятых долях процента (значит, сталь У7 содержит примерно 0,7 % С; У8 — 0,8 % С и т. д.).

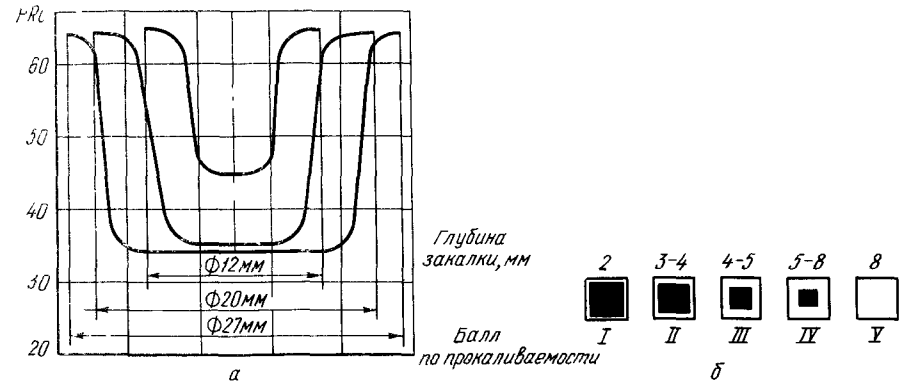


Рис. 305. Прокаливаемость углеродистой стали У12:
а — закалка в воде с температуры 790 °С; *б* — шкала прокаливаемости

В конце таблицы приведены легированные стали, отличающиеся некоторым повышением содержания марганца и введением около 0,5 % Cr (стали марок Х06, Х05, 85ХФ).

Как отмечалось, неглубокая прокаливаемость — характерный признак этих сталей На рис. 305, *а* приведены кривые распределения твердости по сечению брусков диаметром 12; 20 и 27 мм, которые показывают, что, несмотря на интенсивное охлаждение в воде, сердцевина стали У12 не получает мартенситной твердости, т. е. сталь насквозь не прокаливается даже в сечении диаметром 12 мм.

Опыт показывает, что прокаливаемость сталей этой группы весьма непостоянна. Отдельные плавки одной и той же марки могут прокаливаться на разную глубину, поэтому введен контроль этих сталей на прокаливаемость (рис. 305, *б*) (обычно балл I и V является браковочным).

Свойства углеродистых инструментальных сталей, а также режимы их термической обработки зависят главным образом от содержания в стали углерода (рис. 306).

В закаленной стали тетрагональность мартенсита и внутренние напряжения создают значительную хрупкость, поэтому после закалки отпуск является обязательным. Температура отпуска определится величиной рабочей твердости, которой должен обладать инструмент. Рекомендуемая температура отпуска для некоторых инструментов показана в табл. 44.

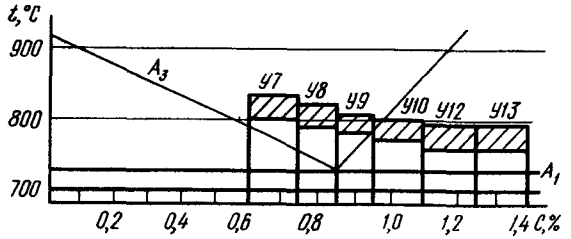


Рис. 306. Температура закалки углеродистых инструментальных сталей

Таблица 44. Температура отпуска различного инструмента из углеродистой стали

Инструмент	Сталь	Температура отпуска, °С	Приемочная твердость рабочей части HRC
Метчики	У10—У12	180—200	60—62
Развертки	У10—У12	160—180	62—64
Зубила	У7	280—300	56—58
Матрицы для холодной штамповки	У8—У10	200—220	60—62
Плашки	У10	220—240	59—61

Основные принципы выбора марки стали (по углероду) и температуре отпуска следующие: чем выше твердость (больше углерода, допустим, более низкий отпуск), тем выше износоустойчивость, но меньше прочность. Следовательно, если работа не сопровождается ударом, лезвийная кромка имеет достаточное сечение — желательно иметь высокую твердость (62 HRC и выше) и, следовательно, следует применять высокоуглеродистые стали (например, У12) и давать низкий отпуск (150—200 °С), в противных случаях используют стали с меньшим содержанием углерода (У7—У8) после отпуска при 250—300 °С (<60 HRC).

3. Инструментальные стали повышенной прокаливаемости (легированные инструментальные стали)

В эту классификационную группу входят стали, содержащие легирующие элементы в количестве 1—3 % и поэтому обладающие повышенной прокаливаемостью. Инструмент из этих сталей закаливается в масле (при ступенчатой закалке — в соли) и прокаливается, как правило, насквозь.

Меньшая скорость охлаждения при закалке уменьшает опасность образования трещин, деформации и коробления, к чему склонны углеродистые инструментальные стали. Это важно для многих видов инструментов, имеющих сложную конфигурацию.

Легированные инструментальные стали подразделяются на три группы (табл. 45).

Таблица 45. Состав инструментальных сталей повышенной прокаливаемости, % (ГОСТ 5950—73)

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	W	V
			Группа I			
Х	0,95—1,1	<0,4	<0,35	1,3—1,6	—	—
9ХС	0,85—0,95	0,03—0,6	1,2—1,6	0,95—1,25	—	—
ХГСВФ	0,95—1,02	0,7—1,0	0,7—1,0	0,6—1,0	0,8—1,1	0,08—0,15
			Группа II			
ХГ	1,3—1,5	0,45—0,7	<0,35	1,3—1,6	—	—
ХВГ	0,9—1,0	0,8—1,0	0,15—0,35	0,9—1,2	1,2—1,6	—
			Группа III			
В1	1,05—1,25	0,2—0,4	<0,35	0,10—0,30	0,8—1,2	—
ХВ5	1,25—1,50	<0,3	<0,30	0,40—0,70	4,5—5,5	0,15—0,30

В I группу входят обычные легированные инструментальные стали, в которых присадка 1,0—1,5 % Cr обеспечивает повышение прокаливаемости. Добавка кремния дает некоторое дополнительное увеличение прокаливаемости, также повышает устойчивость против отпуска, что обеспечивает лучшую работоспособность инструмента.

Группа II легированных сталей характеризуется повышенным содержанием марганца (при нормальном содержании кремния). Это приводит при закалке к увеличению количества остаточного аустенита и уменьшению деформации; поэтому эти стали можно назвать малодеформирующимися инструментальными.

В группу III входят высокотвердые стали, легированные вольфрамом, из которых сталь ХВ5 называется даже алмазной. Твердость в закаленном и низкоотпущенном состояниях 67—69 HRC.

Прокаливаемость и основные параметры режима термической обработки сталей приведены в табл. 46 и 47, там же указаны и значения твердости после термической обработки.

Таблица 46. Прокаливаемость инструментальных сталей

Сталь	Критический диаметр, мм, при охлаждении	
	в воде	в масле
У10	6—10	2—3
Х	30—40	15—20
9ХС	40—50	20—25

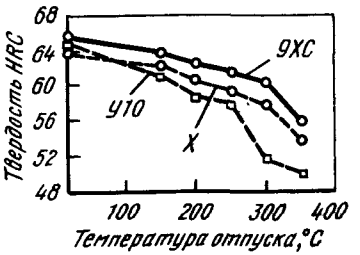


Рис. 307. Влияние температуры отпуска на твердость сталей

Таблица 47. Режимы термической обработки инструментальных легированных сталей

Марка стали	Отжиг		Закалка			Отпуск	
	температура, °С	твердость, НВ	температура, °С	среда охлаждения	твердость HRC (не менее)	температура, °С	твердость, HRC
Х	770—790	225—207	830—860	Масло	62	150—200	64—61
9ХС	790—810	255—207	820—860	»	62	140—160	65—62
						160—180	63—61
ХГСВФ	790—810	228—196	820—850	—		140—160	63—61
			840—860	Масло	62	160—180	61—59
ХГ	780—800	241—197	800—830	»	61	150—200	64—61
ХВГ	770—790	255—207	800—830	»	62	140—160	65—62
						170—200	62—60
В1	780—800	229—187	800—850	Вода	62	150—200	64—62
ХВ5	730—750	321—255	800—820	»	65	100—120	66—64
						120—160	65—64

Примечание. Твердость после закалки — гарантируемая по ГОСТ, твердость после отпуска — в обычных пределах колебания.

Более высокие температуры закалки этих сталей по сравнению с углеродистыми являются результатом повышения критических точек при легировании.

Карбидной фазой этих сталей является легированный цементит (M_3C), коагуляция которого происходит медленнее, чем простого нелегированного. Поэтому эти стали размягчаются медленнее при повышении температуры отпуска, чем простые углеродистые (рис. 307) и обычная температура отпуска инструмента намного выше.

4. Быстрорежущие стали

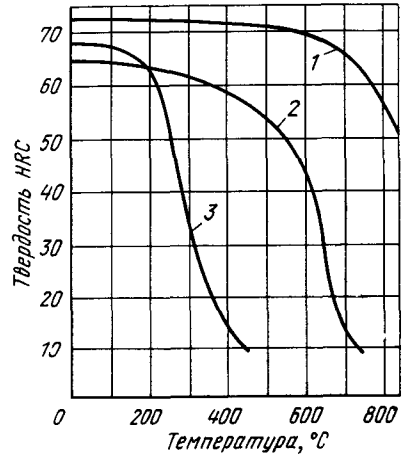
Быстрорежущие стали предназначены для изготовления режущего инструмента, работающего при высоких скоростях резания. Быстрорежущая сталь должна обладать высокой горячей твердостью (твердостью в горячем состоянии) и красностойкостью (насколько эта твердость сохраняется во времени), обратимой и необратимой твердостью.

Эти свойства необходимы, так как в процессе работы тепло, в основном (на 80 %), концентрируется в инструменте, нагревая его. Очевидно, чем больший нагрев (по температуре и продолжительности) без размягчения может выдержать материал, тем при большей скорости резания он может работать.

На рис. 308 приведены кривые, показывающие твердость трех различных сплавов при разных температурах. Твердость углеродистой стали после нагрева до 200 °С начинает быстро падать. Следовательно, для этой стали недопустим режим резания, при котором инструмент нагревался бы выше 200 °С. У быстрорежущей стали высокая твердость сохраняется при нагреве до 500—600 °С. Таким образом, инструмент из быстрорежущей стали более производителен, чем инструмент из углеродистой стали. Более производительным

является инструмент из твердого сплава, так как нагрев до 800 °С мало влияет на его твердость.

Следует отметить, что твердость в холодном состоянии не определяет режущей способности стали. Как видно из рис. 308, твердость углеродистой стали при нормальной температуре даже выше, чем быстрорежущей, но ее режущие свойства намного ниже. Высокая твердость инструментальной стали необходима во всех случаях, но для быстрорежущего инструмента требуется высокая твердость не только в холодном состоянии, но и при повышенных температурах, по крайней мере, до 600 °С.



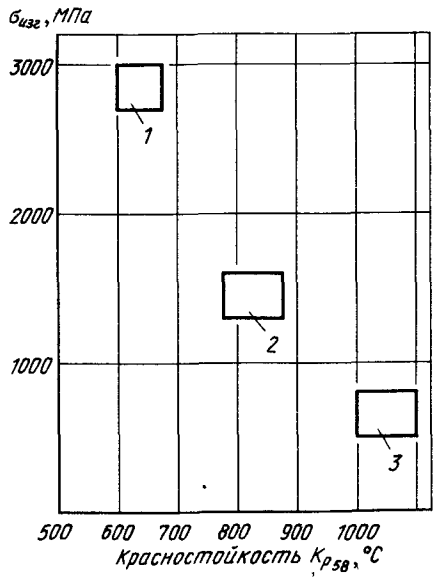


Рис. 308. Твердость инструментальных материалов в нагретом состоянии: *1* — твердый сплав; *2* — быстрорежущая сталь; *3* — углеродистая сталь

Рис. 309. Прочность и красностойкость инструментальных материалов: *1* — быстрорежущая сталь; *2* — твердый сплав; *3* — минералокерамика

Красностойкость[1] определяет, сколь долго такая твердость сохраняется, поскольку при этих рабочих температурах происходят процессы коагуляции карбидов снижающих твердость.

Кроме «горячих» свойств от материала для режущего инструмента требуются и высокие механические свойства; под этим подразумевается сопротивление хрупкому разрушению, так как при высокой твердости (>60 HRC) разрушение всегда происходит по хрупкому

[1] Интенсивность снижения горячей твердости, т. е. красностойкости, можно измерить не только при высокой температуре, но и при комнатной, так как кривые снижения твердости при высокой температуре и комнатной идут эквидистантно, а измерить твердость при комнатной температуре, разумеется, гораздо проще, чем при высокой. Опытами установлено, что режущие свойства теряются при твердости 50 HRC при температуре резания, что соответствует примерно 58 HRC (при комнатной). Отсюда красностойкость характеризуется температурой отпуска, при которой за 4 ч твердость снижается до 58 HRC (обозначение K^4_{p58}).

механизму [1]. Дело в том, что чем выше прочность, тем большее усилие может выдержать рабочая часть инструмента, тем большую подачу и глубину резания можно применить и это увеличивает производительность процесса резания.

Оказывается, по прочности разные классы инструментальных сталей располагаются в обратном порядке, чем их расположение по красностойкости (рис. 309) и в отдельных случаях может случиться и так, что инструмент из быстрорежущей стали будет работать производительнее, из-за большего сечения снимаемой стружки, чем инструмент из твердого сплава.

Как указывалось, горячая твердость и красностойкость определяются разупрочнением закаленной стали при нагреве необратимым изменением твердости.

Высокая твердость мартенсита объясняется растворением углерода в Fe_α. Известно, при отпуске из мартенсита в углеродистой стали выделяются мельчайшие частицы карбида. Пока выделившиеся карбиды еще находятся в мельчайшем дисперсном рассеянии (т. е. на первой стадии выделения при отпуске до 200 °С), твердость заметно не снижается. Но если температуру отпуска поднять выше 200 °С, происходит рост карбидных выделений, и твердость падает.

Чтобы сталь устойчиво сохраняла твердость при нагреве, нужно ее легировать такими элементами, которые затрудняли бы процесс коагуляции карбидов.

Если ввести в сталь какой-нибудь карбидообразующий элемент в таком количестве, что он образует специальный карбид, то красностойкость скачкообразно возрастает. Дело в том, что специальный карбид выделяется из мартенсита и коагулирует при более высоких температурах, чем карбид железа, так как для этого требуется не только диффузия углерода, но и диффузия легирующих элементов. Практически заметная коагуляция специальных карбидов хрома, вольфрама, молибдена, ванадия происходит при температурах выше 500 °С.

Таким образом, красностойкость создается легированием стали карбидообразующими элементами (вольфрамом, молибденом, хромом, ванадием) в таком количестве, при котором они связывают почти весь углерод в специальные карбиды и эти карбиды переходят в раствор при закалке.

Быстрорежущая сталь Р18 появилась на рубеже XIX—XX веков (изобретатели Ф. Тейлор и А. Уайт) [2], ее состав (средний) 0,8 % С, 18 % W; 4 % Cr; 1 % V.В связи с дефицитом вольфрама в 70-х годах нашего века была почти повсеместно заменена на сталь марки Р6М5 (0,9 % С; 6 % W; 5 % Mo; 4 % Cr; 2 % V), которая в свою очередь вытесняется безвольфрамовыми Р0М5Ф1 (0,9 % С; 5 % Mo; 1,5 % V) и Р0М2Ф3 (1,1 % С; 2,5 % Mo; 4 % Cr; 3 % V). Сталь Р0М5Ф1 изготовляется обычным металлургическим способом, сталь Р0М2Ф3—методом порошковой металлургии (распылением).

[1] Прочность таких высокотвердых материалов обычно определяют как сопротивление разрушению при изгибе призматических, не надрезанных образцов, при статическом (медленном) и динамическом (быстром) нагружении.

[2] Если не считать предложенную еще в 60-х годах прошлого столетия «сталь Мюше» (изобретатель Р. Мюше), существенно отличающуюся по составу от быстрорежущих сталей (2 % С; 2 % Mn; 5 % W и др.) и применявшуюся в литом состоянии.

В табл. 48 приведены составы быстрорежущих сталей, вошедших в ГОСТ 19265—73 или технические условия.

Таблица 48. **Состав основных марок быстрорежущих сталей, %**

Марка стали	C	Cr	W	Mo	V	Co
Р18	97—0,8	3,8—4,4	17,0—18,5	<1,0	1,0—1,4	—
Р12	0,8—0,9	3,1—3,6	12,0—13,0	<1,0	1,5—1,9	—
Р9 (ЭИ262)	0,85—0,95	3,8—4,4	8,5—10,0	<1,0	2,0—2,6	—
Р6М5 (ЭИ298)	0,82—0,90	3,8—4,4	5,5—6,5	5,0—5,5	1,7—2,1	—
Р3М3Ф2 (ЭИ290)	0,85—1,1	3,6—4,3	2,6—3,3	2,6—3,3	1,5—2,0	—
Р3М3Ф3 (ЭИ276)	1,0—1,15	3,8—4,6	2,2—2,9	2,3—2,9	2,2—2,8	—
Р0М3Ф2 (ЭИ260)	0,9—1,05	4,0—5,0	—	3,2—4,0	2,0—2,6	—
Р0М2Ф3 (ЭИ277)	1,1—1,25	3,8—4,6	—	2,3—2,9	2,6—3,3	—
Р6М5К5	0,80—0,88	3,8—4,3	6,0—7,0	4,8—5,3	1,7—2,2	4,8—5,3
Р6М5Ф2К8 (ЭП658)	0,95—1,05	3,8—4,4	5,5—6,6	4,6—5,2	1,8—2,4	7,5—8,5
Р9М4К8	1,0—1,1	3,0—3,6	8,5—9,6	3,8—4,3	2,1—2,5	7,5—8,5

Примечание. Содержание постоянных и случайных примесей ограничено в этих сталях следующими пределами, %: 0,4 Mn; 0,5 Si; 0,4 Ni; 0,03 S; 0,035 P. При введении азота (примерно 0,1 %) в середине обозначения ставят букву А.

Все быстрорежущие стали обозначаются первой буквой Р (рапид — скорость), следующая цифра содержание вольфрама (буква В — пропускается), затем указывается после букв М, Ф и К содержание молибдена, ванадия и кобальта.

В отожженном виде структура сталей (всех марок) состоит из α-твердого раствора и карбидов. Все легирующие элементы (Cr, W, Mo, V). Основными карбидами в быстрорежущей стали являются карбиды M_6C, MC, $M_{23}C_6$ и M_3C приблизительно одинакового для всех сталей состава (табл. 49).

Таблица 49. **Состав карбидов в быстрорежущих сталях, %**

Карбид	C	W + Mo	V	Cr	Fe
$M_6C(Fe_3(W, Mo)_3C)$	2	55—65	2—4	3	27—38
$MC(VC)$	15	30	50	5	—
$M_{23}C_6(Cr_{23}C_6)$	4	10	6	60	20
$M_3C(Fe_3C)$	6	2	2	10	80

В зависимости от состава стали, в первую очередь соотношение (W + Mo)/V меняется и соотношение M_6C/MC. Например, в стали Р18 почти нет карбида MC, а в стали Р0М2Ф3 нет карбида M_6C. Кроме этих карбидов в отдельных случаях могут присутствовать в небольшом количестве карбиды $M_{23}C_6$, M_3C, карбид M_2C выделяется при отпуске.

Сами карбиды делятся по условиям образования на три вида:
1) «эвтектоидные», самые мелкие составляющие основной сорбитный фон [1];
2) вторичные карбиды, выделившиеся из аустенита после окончания кристаллизации;
3) первичные карбиды, самые крупные, выделившиеся в результате эвтектического превращения ($L \rightarrow A + K_I$) и раздробленные на отдельные частицы ковкой.

Быстрорежущая сталь обычно изготавливается традиционными металлургическими приемами — разливкой в слитки и последующей ковкой и прокаткой, при этом скелетообразная эвтектика ($A + K_I$) (рис. 310) разбивается на полосы и отдельные включения первичных карбидов (рис. 311, *а*). Темные округлые формирования — так называемые δ-феррит — фаза неустойчивая, выделяющаяся на начальных стадиях кристаллизации и пропадающая по перитектической реакции $\delta + L \rightarrow \gamma$ следовательно δ-феррит в литой быстрорежущей стали фаза неравновесная. Более современный способ изготовления быстрорежущей стали — распыление расплава азотом; при этом образуются шаровидные частицы (рис. 109, *а*) размером 50—500 мкм, со структурой дендритов, состав которых близок к составу расплава (без выделения карбидов) (рис. 109, *б*). Естественно, что такое состояние не равновесно, при технологических нагревах происходит распад твердого раствора, выделение карбидов, значительно меньших по размеру, чем карбиды, образовавшиеся при кристаллизации из жидкой фазы (см. рис. 311, *а, б*). Сталь с такой дисперсной карбидной фазой обладает лучшими технологическими и механическими свойствами, карбиды легче переходят в твердый раствор, а последние обеспечивают высокие режущие свойства.

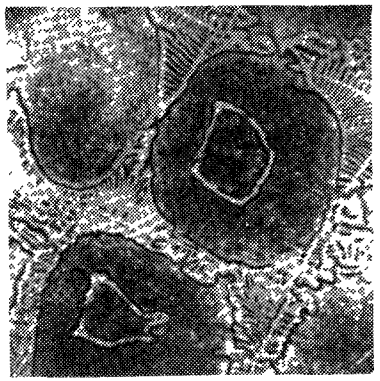


Рис. 310. Структура литой быстрорежущей стали, изготовленной по обычной технологии

Чтобы получить высокую красностойкость необходимо полнее растворить, насытить γ-твердый раствор углеродом и легирующими элементами — вольфрамом, молибденом и ванадием, что достигается применением высокой температуры закалки.

Из рис. 312 видно, что чем выше температура закалки, тем больше в раствор переходит этих элементов и тем выше красностойкость. Отсюда рекомендация нагревать при закалке как можно выше, вплоть до начала оплавления. Теперь от этой рекомендации отказались, так как при таком излишне высоком нагреве происходит рост зерна и ухудшаются механические свойства. В настоящее время рекомендуется нагревать при закалке как можно выше, но не выше начала роста зерна (последнее должно быть не более № 11). В таблице 50 приведены оптимальная температура нагрева под закалку некоторых наиболее распространенных быстрорежущих сталей, состав твердого раствора, красностойкость и количество остаточного аустенита после закалки.

[1] Превращение идет по перетектоидной реакции $A + K_{II} \rightarrow \Phi + K_{III}$. Перетектоид (обычно называемый эвтектоид) представляет собой смесь феррита и карбида хрома ($M_{23}C_6$) или железа (M_3C) в небольшом количестве (обозначают K_{III}).

Из табл. 50 следует, что несмотря на сильное различие в общем химическом составе, состав твердого раствора очень близок во всех сталях, сумма W + Mo + V, определяющая красностойкость, равна

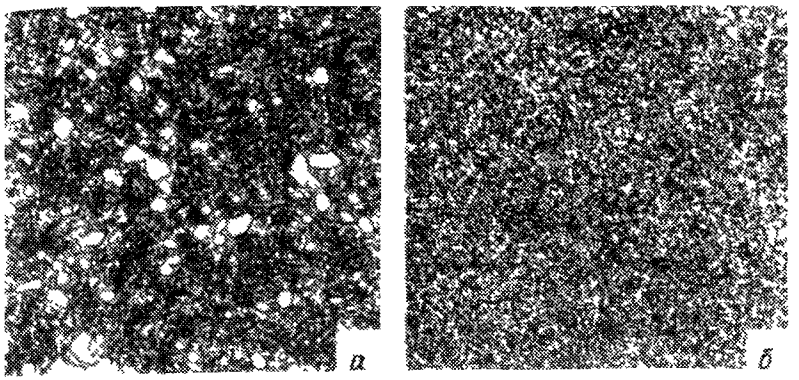


Рис. 311. Структуры кованой и отожженной быстрорежущей стали, изготовленной по обычной технологии (*а*) и методом порошковой металлургии (*б*)

примерно 4 % (атомн.), отсюда красностойкость и режущие свойства у разных марок быстрорежущих сталей близки.

Быстрорежущая сталь, содержащая кобальт, превосходит по режущим свойствам остальные стали (он повышает красностойкость), но кобальт очень дорогой элемент.

Разные марки быстрорежущей стали различаются главным образом по технологическим свойствам, например, плохо шлифуются, если высокий процент ванадия, образуются высокотвердые карбиды VC, и они крупного размера; стали склонны к обезуглероживанию, если высокий процент молибдена. В табл. 50 указывается процент остаточного аустенита, в закаленной стали, это показывает, что мартенситная реакция не идет до конца, из-за высокой легированности твердого раствора, точка $M_н$ лежит ниже точки комнатной температуры.

Остаточный аустенит — нежелательная структурная составляющая в инструментальных сталях. Он снижает твердость, уменьшает теплопроводность (поэтому при прочих равных условиях режущая кромка инструмента нагревается до более высокой температуры).

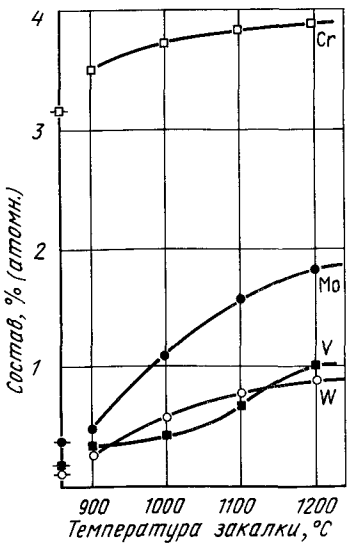


Рис. 312. Влияние температуры закалки на состав твердого раствора (сталь Р6М5)

Выдержка при температуре закалки, способствуя переводу карбидов в раствор, действует аналогично повышению температуры закалки.

Охлаждение при закалке быстрорежущей стали следует производить в масле. В результате медленного охлаждения с высоких температур (например, на воздухе) могут выделиться карбиды, что ухудшает режущие свойства.

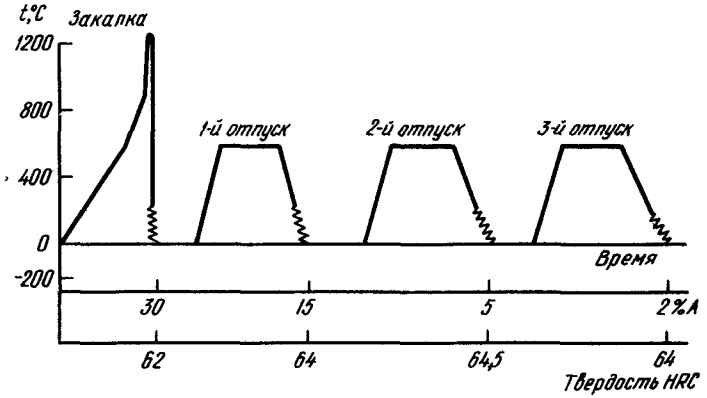


Рис. 313. Обычный режим термической обработки

Весьма хорошие результаты (в смысле уменьшения закалочной деформации) дает ступенчатое охлаждение.

Для превращения остаточного аустенита в мартенсит производят обработку холодом или отпуск.

При обработке холодом продолжается мартенситная реакция и после охлаждения до —70÷+80 °С, все же его сохраняется примерно 10 % (допустимо более глубокое охлаждение вплоть до температуры жидкого азота (—196 °С), но это не ведет к уменьшению количества остаточного аустенита [1], его сохраняется примерно еще

Таблица 50. **Температура закалки, состав γ-твердого раствора и красностойкость некоторых быстрорежущих сталей**

Сталь	Температура закалки, °С	Состав твердого раствора, % (атомн.)					$K^4_{р\ 58\ °С}$	Остаточный аустенит, %
		W	Mo	V	Cr	Co		
Р18	1280	3	—	1	4	—	620	30
Р9	1230	2,5	—	1,5	4	—	620	25
Р6М5	1220	1	2	1	4	—	620	30
Р6М5К5	1220	1	2	1	4	5	635	30
Р0М2Ф3	1200	—	2	2	4	—	620	25
Р3М3Ф2	1200	1	2	1	4	—	620	25

[1] При прямом погружении в жидкий азот возникают дополнительные эффекты, кроме превращения аустенита в мартенсит (выделения из мартенсита карбидов, микропластическая деформация и др.), что показано А. Н. Попандопуло.

10 %. Для уменьшения напряжения и отпуска мартенсита и после обработки холодом дается отпуск при 560 °С.

Без обработки холодом остаточный аустенит может быть превращен в мартенсит отпуском. Для этого закаленную сталь нагревают до 560 °С, при этом из аустенита выделяются карбиды типа M_2C. Для более полного превращения операцию отпуска повторяют два или три раза (так называемый «*многократный отпуск*»).

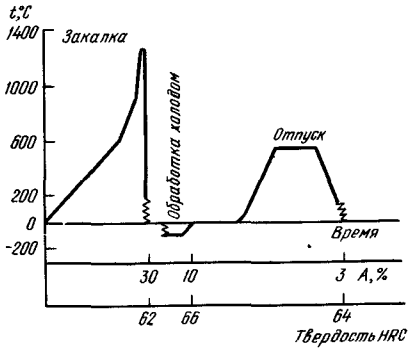


Рис. 314. Режим термической обработки инструментов из быстрорежущей стали с обработкой холодом

Графики термообработки быстрорежущей стали с обработкой холодом или многократным отпуском приведены на рис. 313 и 314. Исследование структуры хорошо иллюстрирует сказанное изменение в строении. На рис. 315 показана структура стали Р6М5 после закалки от разных температур. На рис. 315, *а*—недогрев; видно большое количество нерастворимых карбидов; на рис. 315, *в* — перегрев, крупное зерно, на рис. 315, *б* структура правильно закаленной стали [1]. На рис. 316 показана структура отпущенной

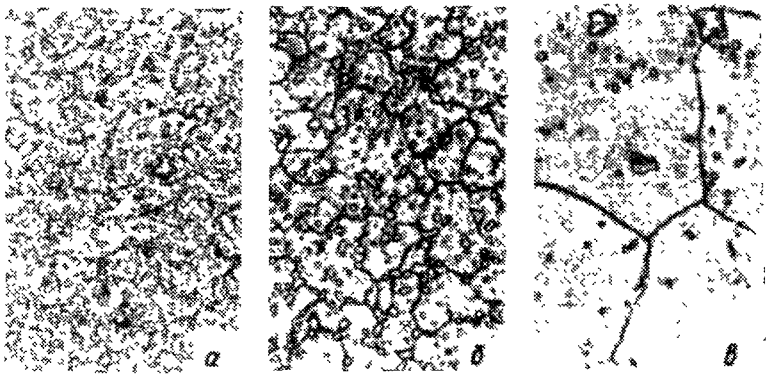


Рис. 315. Структура (×500) закаленной быстрорежущей стали Р6М5 при температуре закалки, °С:
а — 1150; *б* — 1200; *в* — 1250

стали. Низкий отпуск против оптимального нагрева не вызвал способности превращения аустенита в мартенсит. На рис. 316, *а* белые поля — остаточный аустенит; после многократного отпуска остаточного аустенита нет (рис. 316, *б*).

[1] Ввиду одинаковой травимости аустенит и мартенсит в закаленной стали не разделяются. При отпуске происходит распад мартенсита и он травится сильнее, чем аустенит. В отпущенной стали эти структурные составляющие при микроисследовании различаются.

Температурные режимы термической обработки быстрорежущей стали разных марок представлены в табл. 51.

Для инструментов некоторых видов применяют низкотемпературное цианирование, которое улучшает их режущие свойства.

В этом случае термически обработанный (закаленный и отпущенный) инструмент дополнительно обрабатывают в жидких цианистых солях при 520—580 °С в течение непродолжительного времени.

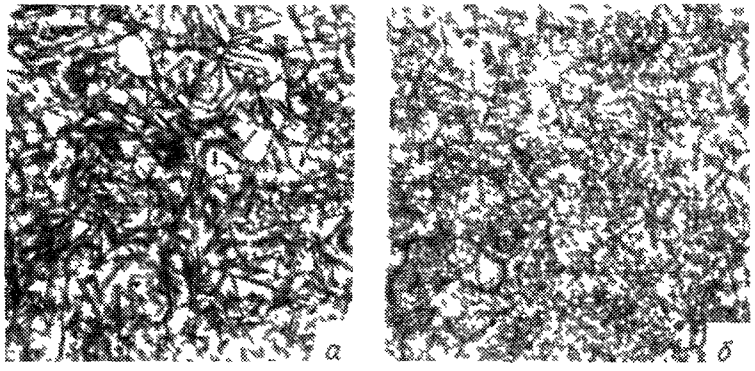


Рис. 316 Структура (×500) отпущенной быстрорежущей стали Р6М5 при температуре отпуска, °С
а — 500, *б* — 600

В результате такого низкотемпературного цианирования на поверхности инструмента образуется слой, насыщенный азотом и углеродом. Несмотря на небольшую толщину этого слоя (всего несколько микрон), он значительно повышает износоустойчивость инструмента.

Часто для той же цели на специальных установках («Булат») инструмент покрывают тонкой золотистой пленкой нитрида титана.

Перед термической обработкой быстрорежущая сталь должна быть хорошо отожжена.

Обычно проводят изотермический отжиг, так как это ускоряет процесс. В этом случае сталь нагревают до 860—900 °С и после выдержки охлаждают до 700—750 °С. В этом интервале температур сталь выдерживают до окончания превращения аустенита, которое заканчивается за 1,5—2 ч.

Таблица 51. Температурные режимы термической обработки инструментов из быстрорежущих сталей

Марка стали	Закалка			Отпуск		
	температура, °С	твердость HRC	количество аустенита, %	температура °С	число отпусков	твердость HRC
Р18	1270—1290	62—64	25	560	3	63—65
Р12	1240—1260	62—64	25	560	3	63—65
Р9	1220—1240	62—64	30	560	3	63—65
Р6М5	1210—1230	62—64	25	550	2—3	63—65
Р6М2Ф3	1190—1220	62—63	30	560	2	63—65

Твердость после такой обработки должна составлять 207—255 НВ. Структура состоит из сорбита с включениями первичных и вторичных карбидов (см. рис. 311).

В плохо отожженной быстрорежущей стали после закалки наблюдается особый вид брака: при нормальной твердости и нормальном количестве остаточного аустенита сталь оказывается очень хрупкой, а ее излом — грубозернистый, чешуйчатый, напоминает нафталин (рис. 317). Этот вид брака быстрорежущей стали обычно называется *нафталиновым изломом*.

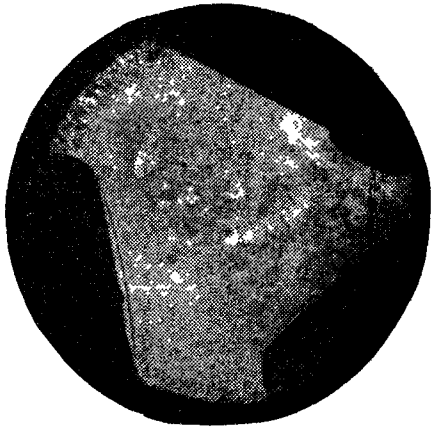


Рис 317 *Нафталиновый излом в быстрорежущей стали*

Качество быстрорежущей стали в значительной степени определяется также степенью ее проковванности. При недостаточной проковке наблюдается так называемая карбидная ликвация (рис. 318), представляющая собой остатки участков ледебуритной эвтектики, не разбитых ковкой. Чем резче выражена карбидная ликвация,

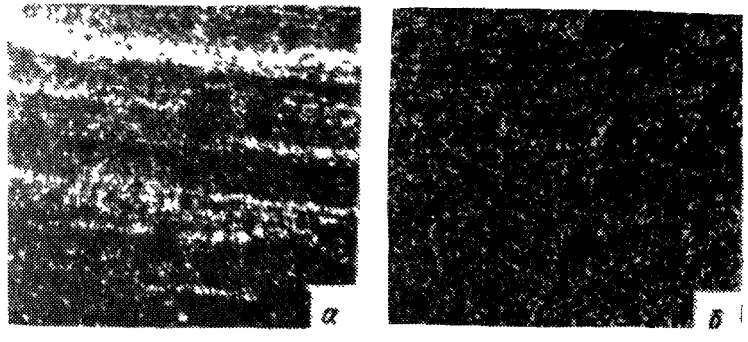


Рис 318 Карбидная ликвация быстрорежущей стали, полученной по обычной технологии (*а*) и методом порошковой металлургии (*б*)

тем ниже качество быстрорежущей стали (понижается стойкость инструмента в работе, увеличивается его хрупкость и т. д.).

Разумеется в быстрорежущей стали, изготовленной методами порошковой металлургии, карбидная ликвация отсутствует.

5. Штамповые стали

Для обработки металлов давлением применяют инструменты — штампы, пуансоны, ролики, валики и т. д., деформирующие металл. Стали, применяемые для изготовления инструмента такого рода, называют *штамповыми сталями* (по виду наиболее распространенного инструмента).

Штамповые стали делятся на две группы: деформирующие металл в холодном состоянии и деформирующие металл в горячем состоянии. Условия работы стали при различных видах штамповки сильно различаются между собой.

При штамповке в горячем состоянии штампуемый металл под действием сближающихся половинок штампа деформируется и заполняет внутреннюю полость штампа. В работе внутренняя полость штампа («фигура»), которая деформирует металл, соприкасается с нагретым металлом, поэтому штамповая сталь для горячей штамповки должна обладать не только определенными механическими свойствами в холодном состоянии, но и достаточно высокими механическими свойствами в нагретом состоянии. Особенно желательно иметь высокий предел текучести (упругости), чтобы при высоких давлениях штамп не деформировался. Для кузнечных штампов большое значение имеет и вязкость, чтобы штамп не разрушился во время работы при ударах по деформируемому металлу. Устойчивость против износа во всех случаях очень важна, так как она обеспечивает сохранение размеров «фигуры» — долговечность работы штампа.

Для прессового инструмента, работающего без ударов, большое значение имеет износостойкость в горячем состоянии и относительно меньшее — вязкость. Поэтому для молотовых штампов и для прессового инструмента применяют стали различных марок.

Для штамповки в холодном состоянии сталь, из которой изготавливают штампы, обычно должна обладать высокой твердостью, обеспечивающей устойчивость стали против истирания, хотя и вязкость, особенно для пуансонов, имеет также первостепенное значение.

Сталь для «горячих штампов» должна иметь как можно меньшую чувствительность к местным нагревам. В недостаточно вязкой (пластичной) стали, например в плохо отпущенной, местный нагрев может привести к образованию трещин.

Еще в более тяжелых условиях работы находится сталь в штампах (прессформах) для литья под давлением. Нагрев рабочей поверхности формы расплавленным металлом и охлаждение водой внутренних частей формы вызывают значительные напряжения. Сталь, применяемая для прессформ, должна быть также достаточно износостойкой, иметь высокие механические свойства в нагретом состоянии и хорошо сопротивляться разъеданию поверхности формы расплавленным металлом.

Кроме перечисленных свойств, от стали, из которой изготавливают штампы больших размеров, требуется повышенная прокаливаемость. Сталь, применяемая для штампов и пуансонов сложных конфигураций, должна мало деформироваться при закалке.

Ввиду многочисленных и разнообразных требований, предъявляемых к штампам в зависимости от их назначения, применяют стали различных марок, начиная от простых углеродистых и кончая сложнолегированными.

Рассмотрим отдельно стали для холодных и для горячих штампов.

Инструмент для деформирования металла в холодном состоянии должен иметь высокую твердость (практически >58 HRC). В ряде случаев высокая твердость (>62 HRC) обеспечивает и более высокую стойкость в работе. Поэтому для такого рода инструмента применяют стали с содержанием углерода не менее 1 % в состоянии низкоотпущенного мартенсита. Для таких инструментов применяют такие стали, с которыми мы познакомились в п. 1 и 2 этой главы.

Из углеродистой стали марок У10, У11, У12 изготавливают штампы небольших размеров и простой конфигурации; ввиду неглубокой прокаливаемости их следует применять для относительно легких условий работы (малая степень деформации, невысокая твердость штампуемого материала).

Для более сложных конфигураций штампов и более тяжелых условий работы применяют легированные закаливаемые в масле (глубоко прокаливающиеся) стали — чаще всего сталь Х (ШХ15).

Валки станов холодной прокатки, которые тоже можно считать инструментом, деформирующим металл в холодном состоянии, изготавливают из хромистых сталей с 1 или 2 % Cr (9Х: 0,95 —1,10 % С, 1,4—1,7 % Cr; 9Х2: 0,85—0,95 % С, 1,7—2,1 % Cr). Ввиду большого сечения валки закаливают в воде и затем подвергают низкому отпуску при 100—120 °С. Это делают для того, чтобы поверхность валка (на глубине от 10—15 мм) имела максимально высокую твердость (64—66 HRC), так как это наряду с другими условиями (отсутствием перегрева, равномерностью распределения карбидов и т. д.) обеспечивает высокую стойкость в работе.

Наоборот, для инструмента некоторых видов, деформирующего металл в холодном состоянии, но с ударом (например, клейма, инструмент для пневматических молотков, зубила и т. д.), твердость должна быть ограничена некоторым верхним пределом порядка 52—58 HRC (в зависимости от вида инструмента и условий работы).

При относительно легких условиях работы (легкие удары, малая деформация металла, например ручные клейма, ручные зубила) применяют углеродистую сталь У7, У8, У9. Необходимая твердость (58 HRC) получается путем закалки и отпуска при 250—350 °С. Хорошие результаты в смысле стойкости получаются при так называемой «градиентной закалке» или закалке с самоотпуском (см. с. 271). Степень разогрева при самоотпуске контролируется или строго регламентированными по времени условиями охлаждения, или по цветам побежалости. При этих способах термической обработки получается неравномерная твердость — высокая в рабочей части и постепенно снижающаяся к нерабочей; это обстоятельство и обеспечивает большую стойкость в работе такого инструмента. Состав штамповых сталей наиболее распространенных марок приведен в табл. 52. Закалку этих сталей проводят в масле.

Широкое применение для холодных штампов и других инструментов, деформирующих металл в холодном или относительно невысоко нагретом состоянии (накатные плашки, ролики, фильеры для волочения и др.) получили высокохромистые стали (12 % Cr при 1—1,5 % С), обладающие высокой износоустойчивостью, повышенной теплопроводностью, малой деформируемостью при термической обработке и некоторыми другими особыми свойствами.

Состав 12 %-ных хромистых инструментальных сталей приведен в табл. 53.

Все высокохромистые штамповые стали содержат в среднем 12 % Cr (о стали Х6ВФ со средним содержанием 6 % Cr будет сказано ниже) и высокий процент углерода. Это приводит к образованию большого количества хромистых карбидов (Cr_7C_3).

Таблица 52. **Состав, свойства и термическая обработка сталей для инструментов ударного деформирования в холодном состоянии (ГОСТ 5950—73)**

Сталь	Содержание элементов, %				Закалка		Отпуск	
	C	Si	Cr	W	температура, °C	твердость HRC (не менее)	температура, °C	твердость HRC
4ХС	0,35—0,45	1,2—1,6	1,3—1,6	—	880—890	47	240—270	51—52
6ХС	0,60—0,70	0,6—1,0	1,0—1,3	—	840—860	56	240—270	52—54
4ХВ2С	0,35—0,45	0,6—0,9	1,0—1,3	2,0—2,5	860—900	53	240—270	50—52
5ХВ2С	0,45—0,54	0,5—0,8	1,0—1,3	2,0—2,5	860—900	55	240—270	51—53
							420—440	45—47
6ХВ2С	0,55—0,65	0,5—0,8	1,0—1,3	2,0—2,5	860—900	57	240—270	53—55
							420—440	46—48

Примечания: 1. Во всех сталях 0,2—0,4 % Mn; <0,3 % Ni, >0,03 % S и P. 2. Твердость после закалки — гарантируемая, твердость после отпуска — в пределах обычных колебаний.

Таблица 53. **Состав сталей для штампов холодного деформирования, % (ГОСТ 5950—73)**

Сталь	C	Cr	Mo	W	V
Х12	2,0—2,3	11,5—13,0	—	—	—
Х12М	1,45—1,7	11,0—12,5	0,4—0,6	—	0,15—0,3
Х12Ф1	1,2—1,45	11,0—12,5	—	—	0,7—0,9
Х6ВФ	1,05—1,14	5,5—7,0	—	1,1—1,5	0,5—0,7

Примечание. Во всех сталях: <0,4 % Si, <0,35 % Mn, <0,35 % Ni, <0,03 % P и S.

Именно большое количество избыточной карбидной фазы (при всех режимах термической обработки) и делает сталь высокоизносоустойчивой. Способность этих карбидов переходить в раствор и в тем большей степени, чем выше нагрев под закалку, позволяет, изменяя температуру закалки, изменять свойства стали и ее поведение при термической обработке.

По своей природе стали типа Х12 похожи на быстрорежущие, так как в них совершаются те же превращения, что и у быстрорежущих сталей.

На рис. 319 дана диаграмма, показывающая твердость (HRC) и количество аустенита (А %) в стали Х12Ф1 в зависимости от температуры закалки. Сначала с повышением температуры закалки твердость возрастает.

Наибольшая твердость в стали Х12Ф1 получается при закалке с 1075 °С. Дальнейшее повышение температуры приводит к снижению твердости вследствие еще большего растворения хромистых карбидов и увеличения количества остаточного аустенита.

Необходимую высокую твердость стали типа Х12 можно получить, закаливая ее от высоких температур (1150 °С) в масле и получая, следовательно, большое количество остаточного аустенита, а затем путем обработки холодом и отпуска добиваться разложения остаточного аустенита и получать высокую твердость (>60 HRC). Но чаще сталь типа Х12 закаливают с температур, дающих наибольшую твердость после закалки (от 1050—1075 °С) и последующего низкого отпуска (при 150—180 °С). Твердость в обоих случаях одинаковая (61—63 HRC), но в первом случае сталь обладает более высокой красностойкостью, а во втором — большей прочностью.

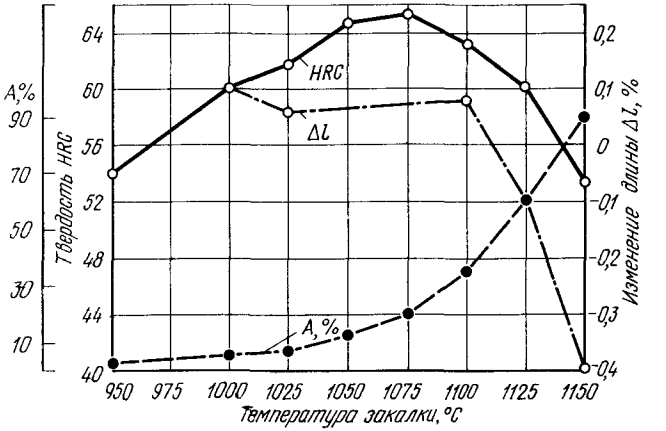


Рис. 319. Влияние температуры закалки на твердость стали Х12Ф1, количество остаточного аустенита и изменение длины (Δl)

Применяемые режимы термической обработки для сталей Х12Ф1—Х12М (обе эти стали практически равноценны), получаемые при этом свойства и некоторые данные о строении (количество аустенита) приведены в табл. 54.

Таблица 54. **Режимы термической обработки стали Х12Ф1 (Х12М)**

Режим	Температура, °C	Среда охлаждения	Твердость HRC (после закалки)	Количество аустенита, %	Температура отпуска, °C	Число отпусков	Твердость HRC (после отпуска)
I	1070±10	Масло (селитра)	62—64	20—25	160	1	62—64
II	1070±10	То же	62—64	20—25	200	1	58—60
III	1170±10	Масло (селитра) + обработка холодом при —70 °С	51—53	30—35	520	2—3	60—62
IV	1120±10	Масло (селитра)	57—59	35—45	Термическая доводка		57—59

Примечание. I — обычный режим, II — применяют, если обработка по режиму I не обеспечивает необходимой вязкости; III — для режущих инструментов, когда требуется износостойкость, IV — используют тогда, когда требуется неизменность размеров.

Так как в стали типа Х12 количество остаточного аустенита изменяется в широких пределах (почти от 0 до 100 %), то естественно, что и изменение объема, которое наблюдается при закалке, также сильно изменяется. При закалке на мартенсит сталь приобретает объем больший, чем исходный, а при закалке на аустенит — меньший (см. кривую Δl на рис. 319). При некоторой температуре соотношение получаю-

щегося аустенита и мартенсита таково, что объем закаленной стали точно равен исходному. Как следует из графика, приведенного на рис. 319, это будет происходить при закалке с 1120 °С, когда фиксируется около 40 % остаточного аустенита при твердости 58 HRC (в этом случае $\Delta l = 0$). Однако возможные колебания в температуре закалки, условиях охлаждения и других деталях термического режима, как правило, приводят к тому, что размеры штампа не окажутся точно равными исходным.

Если размеры штампа уменьшились [1], то дается отпуск при 520 °С. В результате такого отпуска остаточный аустенит превратится частично в мартенсит и размеры штампа увеличатся. Если размеры штампа при закалке увеличились (штамп «вырос»), то проводят отпуск при 350 °С. Аустенит при этих температурах отпуска остается, а тетрагональный мартенсит превращается в отпущенный и размеры штампа уменьшаются.

Эта операция носит название *термической доводки*. В результате термической доводки можно довести размеры штампов до требуемого значения с точностью ±0,1 мм.

Стали Х12Ф1, Х12М и им подобные мало деформируются при закалке, а при применении термической доводки деформацию можно свести практически к нулю. Поэтому эти стали следует рекомендовать для инструмента сложной формы, для которого деформация при закалке недопустима.

Существенным недостатком стали Х12 является пониженная механическая прочность, обусловленная наличием в этой стали большого количества карбидной фазы. А так как этой фазы будет тем больше, чем больше углерода в стали, то в силу этой причины сталь Х12 (с 2,0—2,3 % С) применяют лишь для неответственных назначений и для простого по конструкции инструмента [2].

Для быстрорежущих сталей и для сталей типа Х12 большое значение имеет распределение карбидной фазы. Строчечное распределение карбидов, скопление карбидов, т. е. все то, что называется «карбидной ликвацией», сильно ухудшает прочность стали. Чем больше уков, а следовательно, чем меньше сечение металла (заготовки, прутка), тем сильнее раздробляются скопления карбидов, тем лучше качество стали (рис. 320, *а*, *б*). Поэтому основательную проковку следует рекомендовать в тех случаях, когда штамп имеет крупные размеры. Уковка в этом случае достигается попеременной осадкой и вытяжкой. Однако и в этом случае не всегда удается устранить в необходимой степени «карбидную ликвацию».

Кардинальным решением вопроса является применение порошковых сталей, не имеющих крупных первичных карбидов — следствие эвтектической кристаллизации в слитках (см. рис. 318). Следствием этого является повышение механических свойств.

Сталь рассматриваемого класса, но с меньшим содержанием углерода и хрома и менее склонная к карбидной ликвации, представлена в табл. 54. маркой Х6ВФ$_3$ Сталь Х6ВФ содержит меньше карбидов, чем сталь типа Х12 (12—14 % карбида M_7C. в отожженной стали Х6ВФ против 15—17 % в стали Х12Ф1 и 25—30 % в стали Х12), и при прочих равных условиях карбидная ликвация у нее меньше (рис. 322, *б*).

Переходим теперь к рассмотрению сталей, применяемых для изготовления горячих штампов, деформирующих металл в горячем состоянии. Металл, применяемый для горячих штампов, должен иметь определенный комплекс свойств. Рассмотрим их.

Жаропрочность. Металл горячих штампов должен обладать высоким пределом текучести и высоким сопротивлением износу при высоких температурах, чтобы замедлить процессы истирания и деформирования элементов фигуры штампа, разогревающихся от соприкосновения с горячим металлом.

[1] Как говорят, штамп «сел».

[2] Прочность этих сталей повышается при изготовлении их методами порошковой (гранульной) металлургии из-за диспергирования карбидной фазы.

Теплостойкость. Высокие жаропрочные свойства не должны снижаться под длительным воздействием температуры, металл горячих штампов должен устойчиво сопротивляться отпуску.

Термостойкость. Циклический нагрев и охлаждение поверхности штампа во время работы и, следовательно, чередующееся расширение и сжатие поверхностных слоев приводят к появлению так называемых разгарных трещин. Материал штампа должен обладать высокой разгаростойкостью или, как чаще называют, термостойкостью или высоким сопротивлением термической усталости.

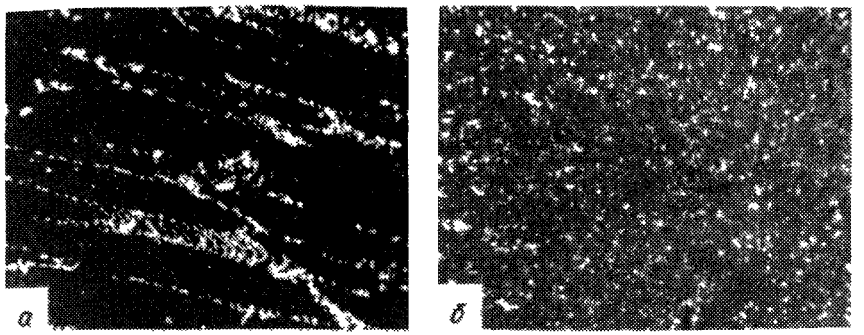


Рис. 320. Микроструктура сталей, ×100
а — Х12; *б* — Х6ВФ

Вязкость. Деформирование металла при штамповке сопровождается ударными воздействиями этого металла на штампы, поэтому металл штампов должен обладать известной вязкостью — особенно при штамповке на молотах, когда приходится достигать нужного повышения вязкости даже за счет некоторого снижения жаропрочности.

Прокаливаемость. Многие штампы имеют весьма большие размеры (например, кубики ковочных штампов имеют размеры 500×500×1000 мм и т. п.). Для получения хороших свойств по всему сечению, в частности достаточной вязкости, сталь штампов должна глубоко прокаливаться.

Отпускная хрупкость. Так как быстрым охлаждением штампов крупных размеров нельзя устранить отпускную хрупкость, то сталь должна быть минимально чувствительной к этому пороку.

Слипаемость. При значительном давлении горячий металл может как бы прилипать к металлу штампа (явление адгезии), и когда штампуемое изделие отдирается от штампа, то оно всякий раз частично разрушает его поверхность. Это явление разрушения будет тем сильнее выражено, чем сильнее адгезионное взаимодействие штампуемого металла и металла штампа. Поэтому подобное взаимодействие штамповой стали с металлом изделия должно быть минимальным.

Для штампов, работающих в легких условиях [1], применяют угле-

[1] К легким условиям работы следует отнести штамповку с малыми удельными давлениями на поверхность штампа, например штамповку при малых степенях деформации, штамповку деталей из мягких и пластичных сплавов.

родистые стали с содержанием углерода от 0,6 до 1,0 %, т. е. стали марок У7, У8 и У9. Наибольшее применение при изготовлении штампов имеет сталь У7.

Следует, однако, отметить, что в современных условиях углеродистая сталь мало применима для штампов, так как штамповку проводят с большой интенсивностью, и штампы из углеродистой стали не будут обладать достаточной стойкостью в работе.

Для более тяжелых условий работы применяют легированные стали [1].

Состав легированных сталей для молотовых штампов приведен в табл. 55.

Таблица 55. **Состав стали для молотовых штампов, % (ГОСТ 5950—73)**

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo, W
5ХНМ	0,5—0,6	0,5—0,8	0,15—0,35	0,5—0,8	1,4—1,8	0,15—0,30 Mo
5ХГМ	0,5—0,6	1,2—1,6	0,25—0,65	0,6—0,9	—	0,15—0,30 Mo
5ХНСВ	0,5—0,6	0,3—0,6	0,6—0,9	1,3—1,6	0,8—1,2	0,4—0,7 W

Типичной наиболее распространенной и, пожалуй, наилучшей является сталь 5ХНМ. Остальные представляют собой стализаменители, в которых никель (или молибден) заменен другими элементами, что несколько ухудшает качество.

Механические свойства штамповых сталей при комнатной температуре могут быть оценены следующими цифрами (после закалки и отпуска при 550 °С) $\sigma_в = 1200—1300$ МПа, $\delta = 10—13$ %, $\psi = 40—45$ %, $a_1 = 400 \div 500$ кДж/м². Такими свойствами обладают все стали, указанные в табл. 55, кроме стали 5ХГМ.

Сталь 5ХГМ имеет пониженные пластичность ($\psi = 30$ %) и вязкость ($a_1 = 300 \div 400$ кДж/м²) — естественное следствие замены никеля марганцем.

Механические свойства молотовых сталей при 600 °С приведены в табл. 56 и 57.

Таблица 56. **Механические свойства штамповых сталей при 600 °С**

Марка стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ, %	a_1, кДж/м²
5ХНМ	350	250	65	800
5ХГМ	430	400	85	400
5ХНСВ	400	300	40	500

Таблица 57. **Ударная вязкость штамповых сталей после отпуска при 500 °С, кДж/м²**

Марка стали	Охлаждение после отпуска		Степень охрупчивания [1]
	быстрое	медленное	
5ХНМ	700	6,20	0,8
5ХНСВ	500	4,70	0,3

[1] Разница в ударной вязкости после отпуска с быстрым и медленным охлаждением.

[1] К тяжелым условиям работы штампа следует отнести штамповку с большой производительностью, штамповку изделий больших размеров, а также те случаи, когда выемка в штампе, образующая фигуру, глубока и имеет сложную конфигурацию.

Из сталей этих марок изготавливают так называемые кубики, т. е. поковки большого размера призматической формы (на одной из плоскостей которых вырезается фигура). После ковки кубики отжигают по изотермическому режиму [1].

После правильно проведенного отжига твердость должна составлять 3,9—4,3 мм отпечатка Бринеля.

Закалка и отпуск штампа — весьма ответственные и сложные операции, особенно если принять во внимание большой размер изделия.

Нагрев для закалки проводят на 20—40 °С выше точки Ac_3 (850 °С) с медленным прогревом, что в общей сложности, принимая во внимание большие размеры штампа, составляет несколько часов, закалка производится в масле и затем длительное время штамп отпускается при ~600 °С.

Прессовый инструмент, а также штампы для горизонтально-ковочных машин изготавливают из более легированных сталей, так как ввиду более спокойной работы здесь можно несколько поступиться вязкостью за счет более высокой жаропрочности.

Составы сталей для штампов горизонтально-ковочных машин и прессов указаны в табл. 58.

Таблица 58. **Состав стали для штампов горизонтально-ковочных машин и прессов, % (ГОСТ 5950—73 и ТУ)**

Сталь	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V
30Х2В8Ф	0,3—0,4	0,15—0,4	0,15—0,4	2,2—2,7	7,5—9,0	—	0,2—0,5
4Х5В2ФС (ЭИ958)	0,35—0,45	0,15—0,5	0,8—1,1	4,5—5,5	2,6—2,4	—	0,8—1,2
4Х2В5ФМ (ЭИ959)	0,35—0,45	0,15—0,4	0,15—0,35	2,0—3,0	4,5—5,5	0,6—1,0	0,6—1,0
4Х3В2М2Ф2 (ЭП1)	0,35—0,45	0,3—0,5	0,15—0,35	3,0—3,7	2,0—2,7	2,0—2,5	1,5—2,0

Приведенные в табл. 58 стали похожи на быстрорежущие (например, 3Х2В8 похожа на Р9), но имеют пониженное содержание углерода, что делает их более вязкими.

Наиболее распространенной является сталь 3Х2В8. Сталь 4Х3ВФ2М2 показала в испытаниях повышенную стойкость в работе, сталь 4Х5В2ФС равноценна стали 3Х2В8.

Прочность, как и твердость стали 3Х2В8Ф и других сталей этого типа, мало изменяется до температуры отпуска 600—650 °С (как и у быстрорежущих сталей). Это указывает на высокую красностойкость сталей (рис 321, *а*), обусловленную легированием вольфрамом и молибденом, образующими карбиды M_6C, которые коагулируют лишь при температурах выше 600 °С Поэтому сталь обладает высокой прочностью и твердостью при повышенных (до 600—650 °С) температурах (рис 321, *б*).

Механические свойства некоторых сталей для прессового инструмента при повышенных температурах характеризуются данными, приведенными в табл. 59.

[1] Аустенизация 850—880 °С, охлаждение до 600—650 °С, выдержка до окончания распада аустенита.

Не следует думать, что для всех деталей прессового инструмента применяют только стали, приведенные в табл 59 и им подобные.

Матрицы, прошивные и формующие пуансоны небольшой длины и большого диаметра, меньше нагревающиеся в работе и воспринимающие меньшие давления, чем другие части прессового инструмента, изготавливают из уже знакомой стали 5ХНМ или из конструкционной стали 30ХГС

Для пуансонов и матриц, работающих при больших удельных давлениях и высоких температурах, следует применять сталь 3Х2В8 и ей подобные. Когда по условиям работы возникают удары, то вместо стали 3Х2В8 следует применять сталь типа 5ХНМ или 4Х5В2ФС, обладающую большей вязкостью, чем 3Х2В8, и большей красностойкостью, чем 5ХНМ

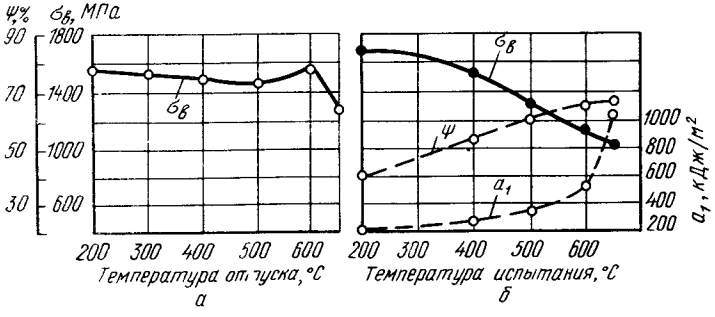


Рис 321. Влияние отпуска (*а*) и температуры испытания (*б*) на свойства стали 3Х2В8

Следовательно, для прессового инструмента следует применять:

1) сталь 3Х2В8 или ее заменители, поскольку она очень дефицитна из-за высокого содержания вольфрама (см табл 58) для частей, наиболее нагруженных в тепловом отношении;

Таблица 59. Механические свойства сталей для прессового инструмента при 600 °С

Марка стали	Термическая обработка, °С		$\sigma_в$, МПа	ψ, %	a_1, кДж/м²	Твердость НВ
	закалка	отпуск				
30Х2В8Ф	1100	600	1100	50	450	300
4Х5В2ФС	1050	550	1150	45	500	345
4Х2В5ФМ	1050	550	1200	40	300	360
4Х3В2Ф2М2	1100	600	1100	35	400	300

Примечание Более высокая прочность стали 4Х5В2ФС и 4Х2В5ФМ обусловлена низкой температурой отпуска

2) сталь типа 5ХНМ (см табл 55) для деталей подвергаемых ударным нагрузкам при относительно умеренной тепловой нагрузке;

3) сталь 4Х5В2ФС для деталей, подвергающихся сравнительно высоким рабочим температурам и динамической нагрузке;

4) конструкционные стали типа 30ХГС, 40ХН — для частей штампа, испытывающих только значительные механические нагрузки при слабом разогреве (до 300 °С).

Термическая обработка деталей штампов горизонтально-ковочных машин и прессов (матрицы, пуансоны и т. д.), изготовленных из стали 3Х2В8 и др., состоит в закалке (в масле) и отпуске.

Таблица 60. Режимы термической обработки сталей для прессового инструмента

Марка стали	Отжиг		Закалка		Отпуск	
	температура, °С	твердость НВ	температура, °С	твердость HRC	температура, °С	твердость HRC
3Х2В8	750—780	187—220	1050—1100	48—50	600—620	38—44
4Х5В2ФС	840—880	207—229	1020—1060	—	580—620	44—50
4Х2В5ФМ	840—880	207—229	1050—1100	—	600—650	44—50
4Х3В2М2Ф	860—890	207—229	1050—1100	51—53	600—620	38—42

Основные параметры режима термической обработки этих сталей приведены в табл. 60.

Кроме перечисленных, применяют еще сталь 7Х3 (0,6—0,75 % С, 3,2—3,8 % Cr, остальные элементы в обычных пределах), обладающую более высокой износоустойчивостью благодаря более высокому содержанию углерода, чем в остальных сталях, но значительно уступающую сталям типа 3Х2В8 и 5ХНМ по вязкости и красностойкости Применяется сталь 7Х3 для штампов, работающих в условиях невысокого нагрева (400—500 °С)

Температурные режимы работы деталей прессформ для литья под давлением и горячих штампов похожи. Поэтому для прессформ применяют те же стали: 3Х2В8 для наиболее нагруженных деталей и для менее нагруженных в тепловом отношении деталей — более простые стали (7Х3, 30ХГС и даже углеродистые стали 40 и У7), а также нержавеющие стали типа 3Х13, с которыми познакомимся ниже.

6. Твердые сплавы

Как видно из диаграммы, приведенной на рис. 308 рабочая температура резания инструмента из твердых сплавов может быть увеличена до 800—1000 °С, тогда как для инструмента из быстрорежущей стали разогрев режущей кромки выше 650 °С недопустим.

Значит, имея инструмент из твердых сплавов, можно работать на более высоких скоростях резания, чем с инструментом из быстрорежущей стали, хотя при меньшей подаче.

В настоящее время для скоростного резания металлов применяют инструмент, оснащенный твердыми сплавами.

Твердый сплав изготовляется методами порошковой металлургии Для изготовления твердых сплавов порошки карбидов вольфрама и титана смешивают со связующим веществом (кобальтом) прессуют в формах и тем самым придают изделию соответствующую внешнюю форму, затем подвергают спеканию при высокой температуре (1500—2000 °С) В результате получается изделие, состоящее из карбидных частиц, связанных кобальтом. Такая технология не обеспечивает получения совершенно плотного изделия, в нем имеются поры, занимающие объем до 5 %.

Твердость металлокерамических твердых сплавов очень высокая, так как эти сплавы состоят из 90—95 % карбидов (остальное — кобальтовая связка) — обладающих исключительно высокой твердостью, поэтому спеченные детали из твердых сплавов нельзя подвергать никакой другой механической обработке, кроме шлифования. Инструмент не изготавливают целиком из твердого сплава — из него изготавливают лишь режущую часть; пластинку из твердого сплава прикрепляют к державке из обычной конструкционной или инструментальной стали.

Подобным образом сейчас изготавливают резцы и многие другие металлорежущие инструменты высокой производительности (фрезы, сверла и т. д.).

При высокой твердости твердый сплав обладает повышенной хрупкостью и малой прочностью в отношении растягивающих напряжений. Придавая соответствующую форму инструментам, подбирая режимы резания, этот недостаток твердого сплава хотя и устраняется, но не полностью. При работе с ударами и толчками твердый сплав выкрашивается и в таких условиях не обладает высокой стойкостью.

Таблица 61. Свойства некоторых твердых сплавов (гарантируемые)

Группа сплава	Марка сплава	Состав, %			Сопротивление изгибу, МПа	Плотность, г/см³	Твердость HRA
		WC	TiC	Co			
ВК	ВК2	98	—	2	1000	15,0—15,4	90
	ВК3	97	—	3	1000	14,9—15,3	89
	ВК6	94	—	6	1200	14,6—15,0	88
	ВК8	92	—	8	1300	14,4—14,8	87,5
ВТК	Т5К10	85	5	10	1150	12,3—13,2	88,5
	Т14К8	78	14	8	1150	11,2—12,0	89,5
	Т15К6	79	15	6	1100	11,0—11,7	90
ТК	Т30К6	66	30	4	900	9,5—9,8	92
	Т60К6	36	60	6	750	6,5—7,0	90

[1] По исходной шихте (соотношение количества порошков перед спеканием), но это не характеризует соотношения фаз в спеченном сплаве

В табл 61 приведены составы и некоторые свойства стандартных твердых сплавов

По структуре и природе карбидных фаз современные твердые сплавы могут быть разделены на три группы

К первой группе относятся однокарбидные твердые сплавы, состоящие из карбида вольфрама (так называемая группа ВК) Внутри группы сплавы подразделяются на марки (ВК3, ВК6, ВК8, ВК10), различающиеся содержанием кобальта (в сплаве ВК8, 8 % Co, в сплаве ВК6 6 % и т д) Чем больше в сплаве кобальта тем он менее тверд и размягчается при более низкой температуре [1], но и менее хрупок Прочность твердых сплавов из за хрупкости меньше прочности быстрорежущей стали

Сплав следует выбирать с учетом этих особенностей, а также условий работы.

Структура однокарбидного сплава группы ВК приведена на рис 322, *а* Светлые угловатые зерна и являются кристаллами карбида WC Кобальтовая прослойка располагается по границам зерна и на оптических микрофотографиях протравленных шлифов четко не выявляется Темные участки на шлифе — преимущественно поры

Карбид вольфрама (WC) почти не растворяет титана, тогда как карбид титана (TiC) ведет себя по отношению к вольфраму совсем иначе Согласно исследованию Я С Уманского и др , в карбиде титана может раствориться до 70 % W, а при высокой температуре — до 90 %

Диаграмма состояния [2] карбидной системы показана на рис 323

[1] Следовательно, может применяться при меньших скоростях резания

[2] Точнее это псевдобинарный разрез тройной системы W—Ti—C от химического соединения WC до химического соединения TiC.

Ко второй группе твердых сплавов относят двухкарбидные сплавы — группа ВТК Наиболее типичным представителем этой группы сплавов является сплав Т15К6 Хотя перед спеканием порошок состоит из 15 % карбида титана и 79 % карбида вольфрама, но при спекании вследствие процессов диффузии и растворения

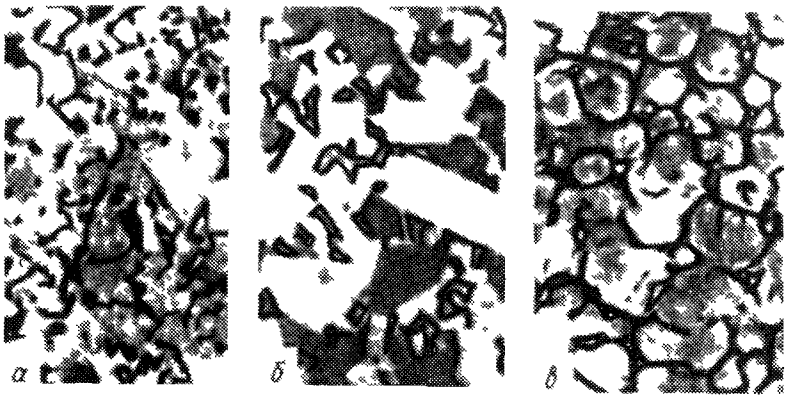


Рис 322 Микроструктура твердых сплавов ×100
а — ВК3, *б* — Т15К6 *в* — Т30К4

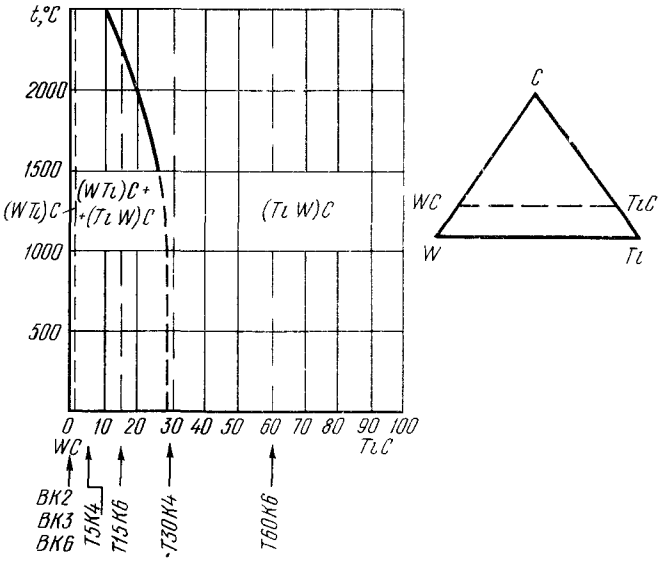


Рис 323 Псевдобинарный разрез системы W—Ti—C

вольфрама и углерода в карбиде титана структура состоит более чем из 50 % карбида титана (Ti, W) C (темные крупные карбидные частицы см рис 322) Из диаграммы состояния видно, что вертикаль, соответствующая сплаву Т15К6, как и сплаву Т5К10 (т е когда исходная шихта сплава состоит из 15 или 5 % карбида титана), находится в двухфазной области

К третьей группе относятся однокарбидные сплавы, состоящие из карбида (Ti, W) C группа ТК. Это сплавы Т30К4 и Т60К6 При таком количестве карбида

титана в шихте (т. е. 30 и 60 %) в нем полностью растворен весь вольфрам. Вертикали, соответствующие этим сплавам, находятся в однофазной области твердого раствора на базе карбида титана. Структура такого сплава состоит из округлых зерен карбида (Ti, W) C.

Карбид титана отличается от карбида вольфрама не только более высокой твердостью, но и повышенной хрупкостью. Практика показала, что для обработки стали лучше применять сплавы группы ВТК, для обработки хрупких материалов — сплавы группы ВК. Сплавы группы ТК имеют применение при обработке горных пород, бурении нефтяных скважин.

В качестве режущих элементов инструмента применяют и другие здесь не описанные высокотвердые неметаллические материалы — начиная от алмаза (самый твердый материал в природе) и приближающиеся к алмазу по твердости соединения типа боридов и более сложные.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Гуляев А. П. Свойства и термическая обработка быстрорежущей стали. М.: Машгиз, 1939. 153 с.

Минкевич Н. А., Иванов А. Г., Иванов О. С. Новые малолегированные быстрорежущие стали. М.—Л. «Металлургиздат, 1940. 205 с.

Кооп С. Г. Термическая обработка быстрорежущей стали. Пер. с англ. М., Металлургиздат, 1956. 120 с.

Самсонов Г. В., Уманский Я. С. Твердые соединения тугоплавких металлов. М.: Металлургиздат, 1957. 388 с.

Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с нем. М.: Металлургиздат. Т. I, 1959. 952 с. с ил. Т. II, 1960. 1638 с.

Гуляев А. П., Малинина К. А., Саверина С. М. Инструментальные стали: Справочник. М.: Машиностроение, 1975. 270 с.

Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975. 583 с.

Чапорова И. Н., Чернявский К. С. Структура спеченных твердых сплавов. М.: Металлургия, 1975. 247 с.

Инструментальные стали: Справочник М.: Металлургия, 1977. 165 с.

Позняк Л. А., Скрынченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. М., Металлургия, 1980. 243 с.

Глава XVIII

ЖАРОСТОЙКИЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Под *жаростойкими* (окалиностойкими) сталями и сплавами понимают стали и сплавы, обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах при температурах выше 550 °С и работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии.

Под *жаропрочными* сталями и сплавами понимают стали и сплавы, обладающие повышенными механическими свойствами при высоких температурах.

В последние годы в технике широко применяют повышенные температуры, высокие давления и напряжения.

Установлено, что при высоких температурах металл ведет себя во многих отношениях иначе, чем при нормальных, или даже при 300—350 °С.

Естественно поэтому, что в металловедении особое внимание стали уделять жаростойким и жаропрочным сталям и специальным сплавам, предназначенным именно для работы при высоких температурах.

1. Жаростойкость. Жаростойкие сплавы

Жаростойкость (окалиностойкость) характеризует сопротивление металла окислению при высоких температурах.

Как происходит окисление? Начальная стадия окисления стали — чисто химический процесс. Но дальнейшее течение окисления — уже сложный процесс, заключающийся не только в химическом соединении кислорода и металла, но и в диффузии атомов кислорода и металла через многофазный окисленный слой. При плотной оксидной пленке скорость нарастания окалины определяется скоростью диффузии атомов сквозь толщину окалины, что в свою очередь зависит от температуры и строения оксидной пленки.

С повышением температуры скорость окисления возрастает (рис. 324) и резко при 570 °С, когда вместо плотных оксидов типа Fe_2O_3 и Fe_3O_4 образуется рыхлый оксид FeO (рис. 325).

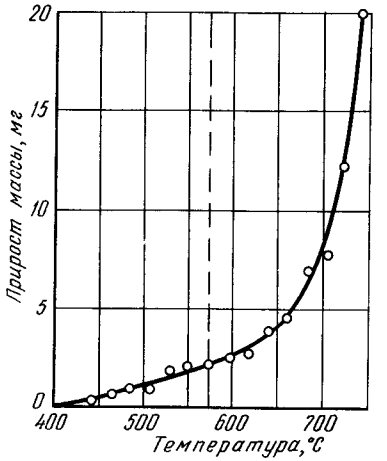


Рис. 324. Влияние температуры на скорость окисления железа

Железо с кислородом образует ряд химических соединений: FeO (вюстит), Fe_3O_4 (магнетит) и Fe_2O_3 (гематит). Как указывалось, строение диффузионного слоя соответствует изотермическим разрезам соответствующей диаграммы состояния (рис. 325) при температуре диффузии.

При температурах ниже эвтектоидной (570 °С) окисленный слой состоит из двух зон оксидов Fe_2O_3 и Fe_3O_4. Кристаллическая структура этих оксидов сложна, скорость диффузии в них мала.

При температурах выше 570 °С, структура окалины состоит из трех оксидов Fe_2O_3, Fe_3O_4 и FeO, причем основным слоем окалины является окись FeO. Скорость окисления возрастает при переходе через эвтектоидную температуру (570 °С), что является следствием более ускоренной диффузии атомов (рис. 324) сквозь простую кристаллическую решетку вюстита, кристаллизующегося, как и фазы внедрения, с дефицитом в неметаллических атомах (кислорода).

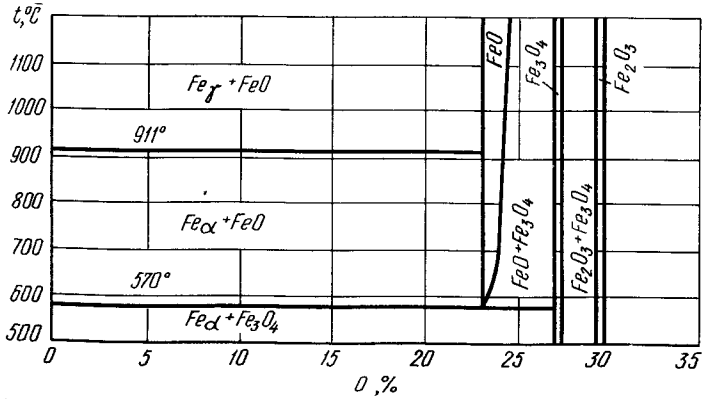


Рис. 325. Диаграмма состояния Fe—O_2

Для повышения окалиностойкости сталь легируют элементами, которые благоприятным образом изменяют состав и строение окалины. Так, в результате введения в сталь соответствующих количеств хрома, алюминия или кремния, обладающих большим сродством к кислороду, чем железо, в процессе окисления на поверхности образуются плотные окислы Cr_2O_3, Al_2O_3 или SiO_2, диффузия сквозь которые происходит с трудом. Образовавшаяся тонкая пленка из этих оксидов затрудняет процесс дальнейшего окисления.

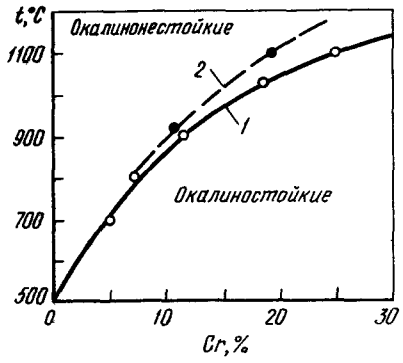


Рис. 326. Влияние хрома на окалиностойкость сталей:
1 — ферритных; *2* — аустенитных

Чем выше содержание хрома, алюминия или кремния в стали, тем выше окалиностойкость стали и тем выше может быть рабочая температура.

Минимальное содержание хрома, обеспечивающее окалиностойкость при разных температурах, можно определить из рис. 326. При рабочей температуре 900 °С для достаточной окалиностойкости сплав (сталь) должен содержать не менее 10 % Cr, а при рабочей температуре 1100 °С — не менее 20—25 % Cr.

Важно, что окалиностойкость, столь существенно зависящая от состава стали или сплава, не зависит от его структуры, т. е. это свойство структурно нечувствительное. Так, окалиностойкость ферритных (чисто хромистых) и аустенитных (хромоникелевых) сплавов, как видно из рис. 326 практически одинакова. [1]

В табл. 62 приведены составы сталей и сплавов, применяемых как жаростойкие. Предельная температура эксплуатации указана в таблице и показывает температуру, выше которой сплав не должен нагреваться при работе во избежание быстрого окисления. Поскольку повышение предельной температуры эксплуатации создается за счет дорогого легирования, то следует точно определять температурные условия работы металла и выбирать в соответствии с этой таблицей и другими справочными данными жаростойкий сплав.

2. Жаропрочность

Жаропрочность — это способность материала противостоять механическим нагрузкам при высоких температурах.

Напряжение, которое вызывает разрушение металла при повышенных температурах, сильно зависит от продолжительности приложения нагрузки. Оно может быть велико при кратковременном приложении нагрузки и мало, если нагрузка действует длительное время.

Вместе с тем чем выше температура металла, тем ниже и разрушающие напряжения при данной продолжительности воздействия

[1] Однако, по данным А. И. Ляпунова, сплавы с предельно высокой жаростойкостью (до 1300 °С) содержат всего лишь 15—17 % Cr (сплав ХН45Ф, табл. 62) при повышенном содержании алюминия (2,9—3,9 %).

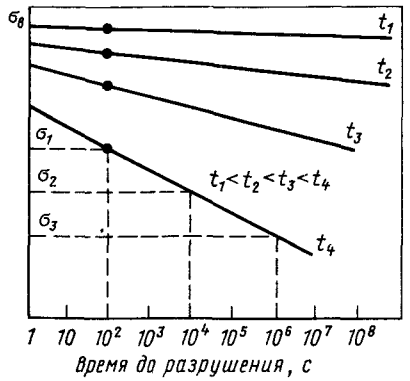
Таблица 62. Составы и применение некоторых жаростойких сталей (ГОСТ 5632—72)

Марка стали	Окалиностойкость, °С	Содержание элементов, %					Прочие	Применение
		C	Si	Mn	Cr	Ni		
		не более						
12Х17	900	0,12	0,8	0,8	16,0—18,0	—		Лист, пруток
15Х25Т	1050	0,15	1,0	0,8	24,0—27,0	—	Ti 5·C—0,90	Лист, пруток, трубы
12Х18Н9	850	0,12	2,0	2,0	17,0—19,0	8,0—10,0	—	То же
10Х23Н18	1050	0,10	1,0	2,0	22,0—25,0	17,0—20,0	—	Лист, пруток
12Х25Н16Г7АР	1100	0,12	1,0	7,0	23,0—26,0	15,0—18,0	0,30—0,45 N 0,010 B	То же
ХН32Т	1100	0,05	0,7	0,7	19,0—22,0	30,0—34,0	0,25—0,60 Ti	Лист, пруток, трубы
ХН45Ю	1300	0,10	1,0	1,0	15,0—17,0	44,0—46,0	2,9—3,9 Al	То же
ХН78Т	1150	0,12	0,8	0,7	19,0—22,0	Основы	0,15—0,35 Ti 0,15 Al	Лист, пруток
15Х25ТЛ	1050	0,1—0,2	0,5—1,2	0,5—0,8	28,0—27,0	—	0,40—0,80 Ti	Литые детали
30Х24Н12СЛ	1050	0,4	0,5—1,5	0,3—0,8	22,0—26,0	11,0—13,0	—	То же
15Х25Н19С2Л	1150	0,2	2,0—3,0	0,5—1,5	23,0—27,0	18,0—20,0	—	»

Примечание. Основа всех сплавов — железо, кроме сплава ХН78Т, основа которого — никель (<6,0 % Fe)

нагрузки. Следовательно, в общем случае при повышенных температурах прочность металла определяется двумя факторами — температурой и временем.

На рис. 327 приведена зависимость прочности от продолжительности приложения нагрузки при разных температурах. Такого вида диаграммы справедливы для многих металлов и сплавов, так что представленную зависимость следует рассматривать в принципе как общую для металлов. Как видно из диаграммы, при пониженной температуре t_1^* прочность металлов мало зависит от продолжительности



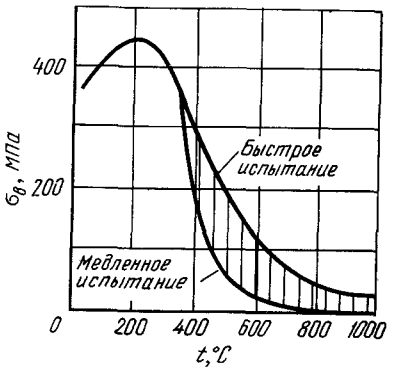


Рис 327. Зависимость прочности от продолжительности испытания

Рис. 328. Предел прочности железа в зависимости от температуры испытаний (заштрихована область напряжений, вызывающих ползучесть)

воздействия нагрузки и при напряжении ниже $\sigma_в$ разрушение практически никогда не произойдет. При более высоких температурах зависимость прочности от времени воздействия нагрузки становится сильнее (что видно по возрастанию угла наклона прямых).

Выше некоторых температур прочность так быстро снижается с увеличением продолжительности испытания, что указание одного значения прочности без одновременного указания продолжительности воздействия нагрузки уже лишено технического смысла. Действительно, при t_4 (см. рис. 327) напряжение σ_3 вызовет разрушение через 10^6 с, а напряжение σ_1 вызовет разрушение уже через 10^2 с, т. е. в 10 000 раз быстрее.

Из изложенного следует, что при низких температурах влиянием фактора времени можно пренебречь [1], а при высоких — он имеет решающее значение.

При высоких температурах для оценки прочности металла надо учитывать фактор времени. В этом случае прочность характеризуют *длительной прочностью.*

* Для сталей такой температурой является комнатная.

[1] Разумеется, в данном случае не подразумеваются очень быстрые, ударные приложения нагрузки (время разрушения менее секунды), когда запаздывает пластическая деформация.

Длительная прочность — это предел прочности для данной температуры, разрушение будет иметь место после определенного времени воздействия.

Длительная прочность обозначается греческой буквой σ (сигма) с индексом, показывающим продолжительность воздействия напряжений в часах (например, σ_{100} — напряжение, вызывающее разрушение металла за 100 ч).

На рис. 328 приведена температурная зависимость прочности для железа.

Для железа и его сплавов прочность при 200—300 °С выше прочности при комнатной температуре, а пластичность и вязкость ниже (на рис. 328 не показано). Явление это носит название *синеломкости* [1], так как одновременно с повышением прочности при этих температурах наблюдается и снижение вязкости.

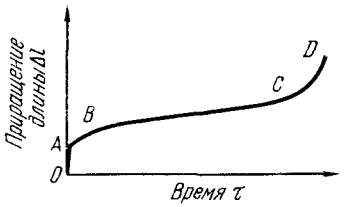


Рис. 329. Кривая ползучести

Нижняя кривая, которая начинается от 350 °С, показывает прочность железа при чрезвычайно малой скорости испытания; верхняя кривая приведена для скоростей, обычных при испытании на разрыв металлических образцов (скорости деформирования 3—5 мм/мин). Следовательно, температура 350 °С для железа является температурой, выше которой металл приобретает заметную чувствительность к скорости испытания.

Если нагрузка может превзойти величины, указанные верхней кривой, то разрушение произойдет в процессе возрастания нагрузки.

Если величина напряжения будет меньше величины указанной нижней кривой, то разрушение при данном напряжении не произойдет. Наконец, если напряжения лежат внутри заштрихованной области, то разрушение произойдет через промежуток времени тем меньший, чем ближе значение напряжения находится у верхней кривой.

Напряжение, величина которого находится в заштрихованном интервале, деформирует металл во времени. Это явление, т. е. деформация металла во времени под действием напряжения, постоянного по величине, называется ползучестью.

Процесс ползучести исследуют на специальных установках, на которых автоматически записывается так называемая кривая ползучести, характеризующая деформацию образца во времени под действием постоянного напряжения. Типичная кривая ползучести представлена на рис. 329. На кривой ползучести отметим несколько участков.

Участок ОА — упругая и пластическая деформации, возникшие в момент приложения нагрузки.

[1] Температура возникновения синеломкости соответствует появлению на поверхности синих цветов побежалости. Удовлетворительного объяснения явление синеломкости не имеет.

Участок AB — так называемый неустановившийся участок на кривой ползучести. Металл деформируется с неравномерной (замедляющейся) скоростью.

Участок BC — так называемый участок установившегося режима ползучести. Металл деформируется с постоянной скоростью. Тангенс угла наклона прямой характеризует скорость ползучести.

Участок CD — последний этап ползучести, которая происходит при непрерывном ускорении процесса и заканчивается разрушением в точке *D*.

Явления, происходящие в металле и связанные с процессами ползучести, можно кратко описать так.

Пластическая деформация (наклеп) вызывает упрочнение металла. При высокой температуре, когда подвижность атомов достаточно велика, происходит снятие упрочнения (наклепа), вызванного пластической деформацией, т. е. *динамическая рекристаллизация*. Таким образом, в процессе ползучести происходят два конкурирующих процесса: упрочнение металла пластической деформацией и снятие упрочнения под воздействием повышенной температуры.

Ниже температуры, при которой с заметной скоростью протекает процесс разупрочнения (для железа 350 °С), явление ползучести практически не наблюдается. Следовательно, температура разупрочнения определяет температурную границу, выше которой металл «ползет».

Если при данной температуре (может быть, и лежащей выше температуры рекристаллизации) значение напряжения ниже предела упругости металла при данной температуре, то очевидно, что напряжение вызовет только упругие деформации. Если нет пластической деформации, то нет упрочнения, разупрочнения и ползучести.

Следовательно, явление ползучести будет обнаруживаться в следующих случаях; а) при температурах выше температуры рекристаллизации [1]; б) при напряжениях выше предела упругости.

Из этого следует, что скорость ползучести будет тем больше, чем быстрее разупрочняется металл под действием рекристаллизационных процессов (определяемых силой межатомных связей) и чем ниже прочность при кратковременных испытаниях.

Чтобы полностью устранить явления ползучести, необходимо температуру рекристаллизации металла поднять выше рабочей температуры или увеличить предел упругости выше рабочего напряжения при данной температуре.

Однако осуществить эти условия не всегда возможно, и часто в конструкциях не удается полностью устранить ползучесть, и поэтому ее только замедляют. Поскольку скорость ползучести зависит от состава и строения металла, стремятся уменьшить ее соответствующим легированием или термической обработкой. При этом уменьшается скорость процессов разупрочнения при заданных температурах, что достигается тогда, когда возрастают атомные связи в металле и уменьшается величина пластической деформации, вызванной данным напряжением, путем повышения прочности сплава при данной температуре.

[1] Точнее, выше температуры, при которой наблюдаются процессы разупрочнения наклепанного металла, т. е. когда наблюдаем динамическую рекристаллизацию.

Ранее уже отмечали, что чем выше температура плавления металла, тем выше и температура его рекристаллизации. Поэтому для изготовления жаропрочных деталей применяют металлы с высокой температурой плавления. Так как даже кратковременная прочность

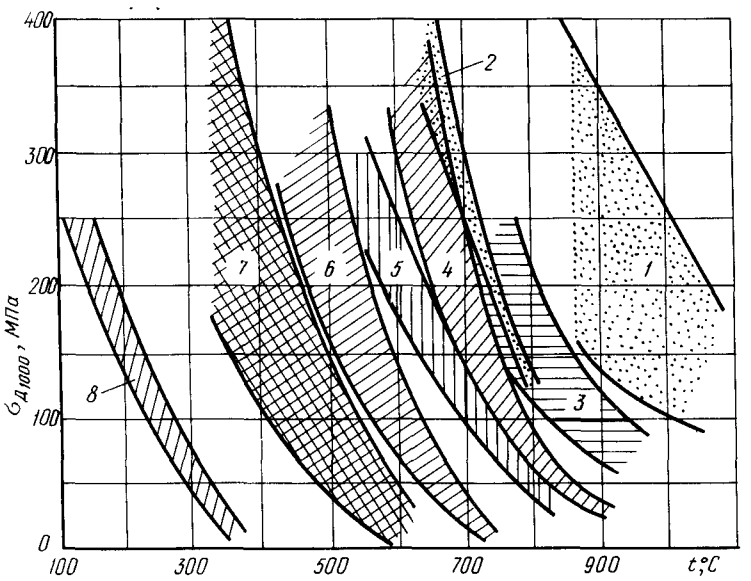


Рис. 330. Зависимость длительной прочности (1000 ч) от температуры сплавов: *1* — молибдена; *2* — никеля; *3* — кобальта; *4* — сплава типа ХН35; *5* — аустенитные стали; *6* — теплоустойчивые стали; *7* — титана; *8* — алюминия

быстро падает при приближении к температуре плавления, то практически максимальная абсолютная рабочая температура не может превосходить значений, равных 0,7—0,8 от абсолютной температуры плавления. В связи с этим жаропрочные алюминиевые сплавы предназначаются для рабочих температур не выше 250 °С (для алюминия $t_{пл}$ = 657 °С), сплава на основе железа — не выше 700 °С (для железа $t_{пл}$ = 1539 °С), а сплавы на основе молибдена (для молибдена $t_{пл}$ = 2600 °С) — не выше 1200—1400 °С.

На рис. 330 приведены жаропрочные свойства сплавов, основой которых являются различные металлы. Наиболее жаропрочными являются сплавы молибдена, что обусловлено в первую очередь высокой температурой плавления основного металла этих сплавов (молибдена), наименее жаропрочными — сплавы алюминия, имеющие низкую температуру плавления.

Однако температура плавления не дает точного указания на предельную рабочую температуру. Для одних сплавов эта температура

составляет 0,7—0,8 от абсолютной температуры плавления, для других она меньше 0,5.

Жаропрочность сплавов каждой группы можно варьировать в известных пределах, что характеризуется полосами разброса, определяемыми легированием сплава и его структурным состоянием (см. рис. 331, *в*).

Итак, жаропрочные свойства в первую очередь определяются природой основного компонента сплава, затем его легированием и, наконец, режимами предшествовавшей термической обработки, приводящей сплав в то или иное структурное состояние. Как видно из рис. 330, полосы жаропрочности сужаются с повышением температуры: это значит, что влияние легирования и термической обработки (структурного состояния) уменьшается с повышением температуры.

Рассматривая в историческом аспекте развитие жаропрочных сплавов, можно прийти к заключению, что для каждой группы сплавов уже достигнут предел и, тем не менее, все же есть пути совершенствования жаропрочных сплавов.

1. Освоен ряд новых процессов, обеспечивающих получение металла не только повышенной чистоты в отношении вредных примесей, но и повышенной плотности путем формирования направленного фронта кристаллизации.

2. Появились и осваиваются новые процессы деформирования; и некоторые сплавы весьма высокой степени легирования и жаропрочности, считавшиеся ранее *непригодными для применения в деформированном состоянии*, теперь могут использоваться.

3. Элементы, которые ранее считались «экзотическими» и недопустимыми для применения, теперь могут, разумеется, в ограниченном масштабе, использоваться и как легирующие компоненты, и как основа сплавов (тантал, рений, гафний, ниобий и др.).

4. Появились принципиально новые идеи создания изделий из жаропрочных сплавов (из композиционных, монокристальных, порошковых материалов и др.).

5. *Значительно расширились и углубились представления о природе* металлических материалов, о природе прочности и жаропрочности; совершенствуется методика испытаний.

Не следует думать, что одно только изменение технологии само по себе приведет к повышению жаропрочности. Применение новых технологических процессов производства и обработки сплавов дает повышение жаропрочности лишь при одновременном изменении химического состава.

Так, например, при одинаковом составе по основным легирующим компонентам жаропрочность *более чистого, вакуумного металла* не повышается, а даже несколько понижается, но большая пластичность более чистого металла позволяет увеличить объем упрочняющей дисперсной фазы и тем самым достичь большей жаропрочности. То же надо сказать и об изготовлении сплавов методом порошковой металлургии. Надо полагать, что это обстоятельство обусловлено более высокой растворимостью упрочняющей фазы в чистом металле и образованием большого объема дисперсных включений, повышающих жаропрочность.

3. Оценка жаропрочных свойств

Жаропрочные свойства материала нельзя характеризовать каким-либо одним параметром, так как требования, которые предъявляются к жаропрочным материалам, разнообразны.

В настоящее время приняты следующие характеристики жаропрочности.

Предел ползучести ($\sigma_{пл}$) — напряжение, вызывающее заданную скорость деформации при данной температуре. Например, предел

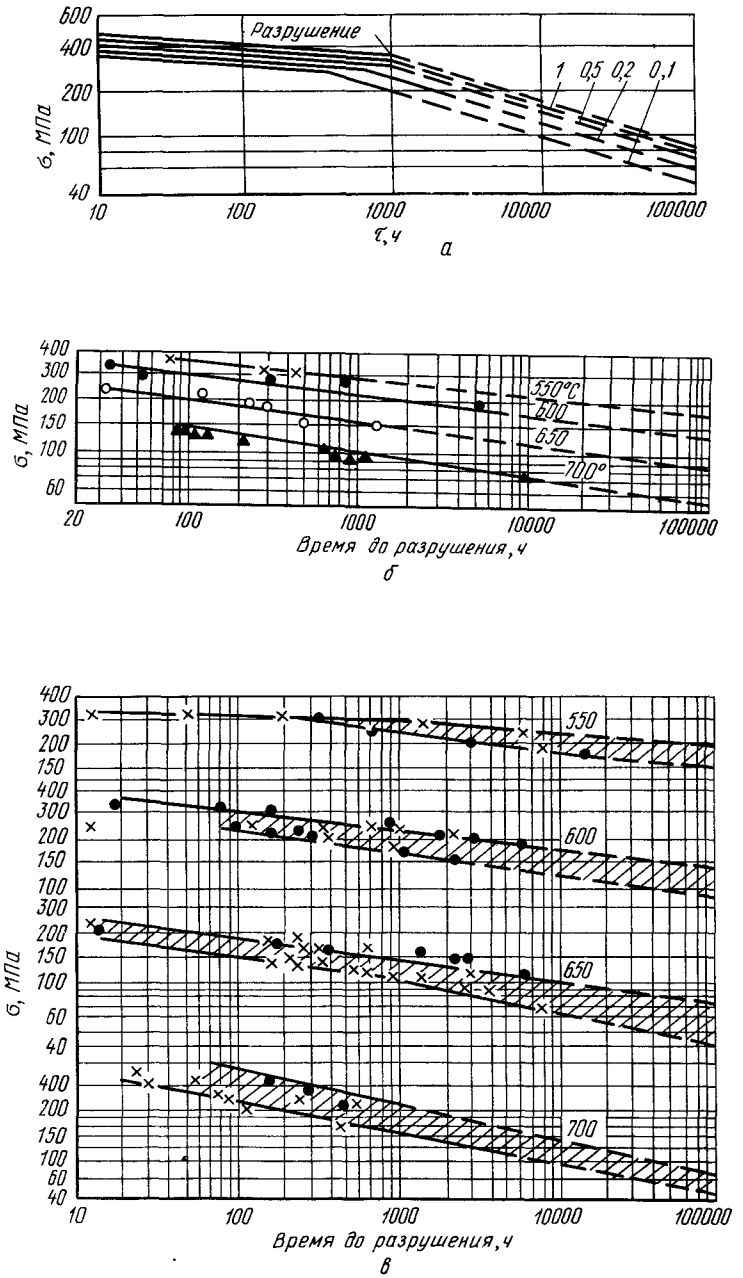


Рис. 331 Графики жаропрочности

а — допустимая степень деформации (%), сплав нимоник, температура испытания 700 °С; *б* — длительная прочность стали Х14Н14В2М; *в* — полоса длительной прочности стали 12Х18Н9Т

ползучести может характеризоваться напряжением, вызывающим суммарную деформацию в 1 % за 300 ч.

Длительная прочность ($\sigma_д$) — напряжение, вызывающее разрушение при определенной температуре за данный отрезок времени.

Если принять это время равным 100 ч, то напряжение, вызывающее разрыв за указанный промежуток времени, и есть 100-ч длительная прочность. Напряжение, вызывающее разрушение за 300 ч, очевидно, будет меньше напряжения, вызывающего разрушение за 100 ч.

Более полно, чем какой-нибудь один показатель, например $\sigma_{пл}$ или $\sigma_{}$ жаропрочность материала характеризуют сводные графики разных видов, представленные на рис. 331.

Графики эти строятся в координатах $\lg \sigma$ — $\lg \tau$ и показывают деформацию образца при данной температуре при определенном напряжении и за определенный отрезок времени (рис. 331, *а*).

Другая форма графика (рис. 331, *б*) указывает время до разрушения (длительную прочность) в зависимости от напряжения и температуры.

Разные плавки одной марки стали имеют несколько отличный состав, в пределах установленных допусков, а это отражается и на величине длительной прочности. Поэтому характеристикой жаропрочности данной марки стали является не определенная линия (см. рис. 331, *б*), а полоса (рис. 331, *в*).

4. Влияние структуры и состава на жаропрочность

Как было отмечено, жаропрочность тем выше, чем выше силы межатомных связей и прочность (кратковременная) при данной температуре.

В соответствии с этим очевидно, что чем выше температура плавления сплава (которая в первую очередь определяет силы межатомных связей), тем больше должна быть жаропрочность сплава.

Из данных диаграммы, приведенной на рис. 330, можно заключить также, что чем выше температура плавления, тем выше жаропрочность металла [1].

Температура плавления определяет, как указывалось ранее, температуру рекристаллизации и процессы рекристаллизации и происходящие при этом разупрочнения определяют скорость ползучести и жаропрочность.

Температуры плавления и рекристаллизации функционально связаны уравнением

$$T_{рекр} = aT_{пл},$$

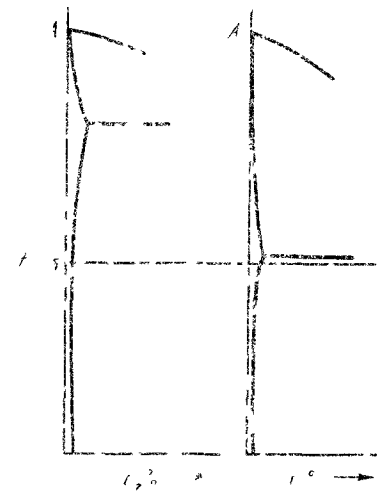
где a — коэффициент, зависящий от состава и структуры сплава. Для очень чистых металлов $a \approx 0{,}2$, для металлов обычной чистоты $a \approx 0{,}4$, а для концентрированных твердых растворов $a = 0{,}7$—$0{,}8$.

[1] Это положение справедливо в случае значительной разницы в температурах плавления.

Отсюда следует, что в качестве жаропрочных сплавов следует применять твердые растворы, в первую очередь с элементами, которые повышают температуру рекристаллизации.

Подобное легирование сплава в пределах образования твердого раствора повышает общий уровень прочности при всех температурах и это, как правило, повышает жаропрочность [1] (в пределах полосы, указанной на рис. 330).

Однако этим роль легирования не исчерпывается. Существенное значение имеет не только получение высококонцентрированного твердого раствора элементов, повышающих $T_{рекр}$, но и получение пересыщенного раствора, способного к дополнительному упрочнению за счет дисперсионного твердения.



Однако рост, а коагуляция выделившихся частиц при работе длительное время при высокой температуре снимает эффект старения.

Отсюда можно сделать выводы: 1) если сплав предназначен для сравнительно кратковременной службы, желательно иметь в нем высокодисперсное распределение второй фазы, получаемое обычной термической обработкой закалка и старение при температуре, близкой к рабочей температуре. В данном случае важное значение приобретает скорость коагуляции второй фазы, приводящей к разупрочнению: чем быстрее протекает этот процесс, тем короче срок службы сплава и тем ниже его рабочая температура. Более сложный состав сплавов, особенно выделяющихся фазы, обеспечивает высокое значение жаропрочности, 2) если сплав предназначен для длительной службы, то большую роль получает так называемая структурная стабильность. Для длительной службы следует выбрать сплав, не склонный к дисперсионному твердению.

Мы рассмотрели легирование элементами, обладающими значительной растворимостью в основном металле. В случае внесения в сплав элементов, малорастворимых в основном металле, упрочнения, обусловленного легированием твердого раствора и процессами дисперсионного твердения, не наблюдается.

При легировании значение приобретает температура плавления эвтектик. Так на рис. 332 оба компонента (B и C) мало растворяются в металле A, но сплав с компонентом B образует эвтектику с температурой плавления значительно превышающей рабочую температуру, тогда как сплав с компонентом C образует эвтектику плавящуюся вблизи рабочей температуры. Очевидно наличие компо

[1] Если при этом не происходит заметного снижения температуры плавления.

нента С отрицательно влияет на жаропрочность сплава и этот компонент следует рассматривать как вредную примесь

Поэтому очистка сплава (соответствующими металлургическими приемами, а также использованием чистой шихты) от вредных примесей, образующих легкоплавкие фазы и эвтектики, — важное средство повышения жаропрочности сплава. Такими вредными примесями являются примеси легкоплавких металлов, например олово, свинец, сурьма, а также сера и примеси других элементов, образующих легкоплавкие эвтектики или соединения, которые располагаются по границам зерен и резко снижают жаропрочность. Некоторые элементы устраняют влияние вредных примесей, вступая с ними в химическое соединение и образуя более тугоплавкие соединения. Таково, например, действие церия в никелевых сплавах.

Если основа жаропрочного сплава имеет несколько аллотропических модификаций, то существенное значение приобретает получение основы модификации с более высокой температурой рекристаллизации. Известно, что сплав с гранецентрированной кубической решеткой (г. ц. к.), обладает более высокой температурой рекристаллизации, чем сплав, близкий по составу с объемноцентрированной кубической решеткой (о. ц. к.), т. е. аустенитная структура обладает большей жаропрочностью, чем ферритная. По-видимому, это связано с большой плотностью гранецентрированной решетки. В соответствии с этим сплавы на основе Ti_α (решетка г. ц. к.) являются более жаропрочными, чем сплавы на основе Ti_β (решетка о. ц. к.).

Наконец, жаропрочность зависит от размера зерна. Более крупное зерно повышает жаропрочность (А. М. Борздыка), хотя при этом часто пластичность снижается.

5. Классификация жаропрочных материалов

Следует помнить, что механические свойства разных сплавов при данной температуре могут не сохраняться в том же соотношении при других температурах. Конструктор, выбирая материал, должен знать, что данный сплав является оптимальным по прочностным свойствам в рабочем интервале температур.

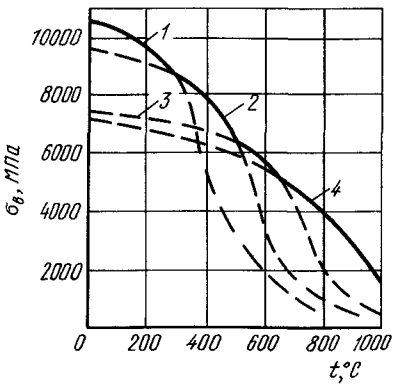


Рис. 333. Кратковременный предел прочности различных материалов в зависимости от температуры:

1 — хромоникелевая конструкционная сталь; *2* — ферритная жаропрочная (теплоустойчивая) сталь; *3* — аустенитная жаропрочная сталь; *4* — никелевый жаропрочный сплав

На рис. 333 приведена кратковременная механическая прочность (предел прочности) сплавов нескольких групп при различных температурах.

Ниже 300 °С наибольшую прочность имеют простые конструкционные стали, обработанные на высокую прочность. Явления ползучести при температурах ниже 350—300 °С не наблюдается, так что при рабочих температурах ниже 300 °С нет необходимости в применении каких-либо специальных жаропрочных сталей и сплавов.

Для работ в интервале 350—500 °С оптимальными по свойствам являются сравнительно слаболегированные стали перлитного и ферритного классов. С повышением температуры до 500—650 °С прочность сталей этого типа резко падает, уступая сталям аустенитного класса, а при 650—900 °С стали аустенитного класса, уступают

первое место высоколегированным кобальтовым и никелевым сплавам. При температурах выше 900 °С на первом месте сплавы тугоплавких металлов (молибдена, хрома и т. д.).

Указанные пределы являются ориентировочными. Снижая рабочее напряжение, можно расширить области применения сплавов, обычно используемых при более низких температурах, до более высоких температур, что иногда выгодно по технологическим и экономическим соображениям [1].

Дальше будут рассмотрены сплавы для котлостроения (обычные рабочие температуры 350—580 °С), турбостроения и других отраслей техники (рабочие температуры преимущественно 500—650 °С) газовых турбин (температура выше 650 °С).

6. Перлитные и мартенситные жаропрочные стали

Рассмотрим стали, применяемые главным образом в котлостроении для изготовления паропроводов, пароперегревателей, крепежных и других деталей, подвергаемых длительным механическим воздействиям при умеренно высоких температурах — не выше 500—600 °С. Это стали перлитного, а также мартенситного (бейнитного) и ферритного классов. Общим для всех сталей является то, что их основой является феррит, а избыточной фазой — карбиды разной структуры и происхождения.

Поскольку детали котельных установок работают длительное время без смены (десятки тысяч часов) и не должны за это время заметно подвергаться деформации, то предел ползучести с деформацией 1 % за 10 000 ч или даже за 100 000—200 000 ч (10—20 лет) является для них основной характеристикой.

Состав наиболее распространенных сталей рассматриваемого типа приведен в табл. 63.

Все стали, приведенные в табл. 63, содержат менее 0,15—0,18 % С, так как из них изготавливают преимущественно трубы, подвергаемые стыковой сварке [2].

В сталях перлитного класса введение молибдена в небольшом количестве повышает температуру рекристаллизации феррита и тем самым повышает жаропрочность. Аналогично, но слабее, действует хром.

Стали перлитного класса являются сравнительно малолегированными сталями, которые при 0,12 % С содержат 0,5—1, % Cr и 0,3—0,5 % Mo.

Присадка ванадия измельчает зерно, а также повышает жаропрочность. После охлаждения изделий на воздухе получается перлитная структура с карбидом M_3C после закалки в масле — мартенсит—бейнит. Обычный режим термической обработки — закалка в масле или нормализация с последующим отпуском при 720—750 °С (Ac_1 = 760 °С). Стали перлитного класса, как не содержащие большого количества хрома, естественно, не обладают высокой жаростойкостью и их нельзя применять при температурах выше 550—580 °С.

Увеличение содержания хрома повышает жаростойкость и переводит стали в мартенситный класс. Для сталей этого класса возможна закалка на воздухе или в масле в равной степени. После закалки необходим высокий отпуск при температуре, превышающей рабочую.

Благодаря высокому содержанию хрома в стали повышается не только окалиностойкость, но и жаропрочность, вследствие повышения температуры рекристалли-

[1] Например, применение при 1000 °С никелевых сплавов вместо хотя и более жаропрочных, но технологически трудных и дорогих сплавов тугоплавких металлов.

[2] Увеличение содержания углерода, как известно, ухудшает свариваемость.

Таблица 63. Состав (%) котельных жаропрочных сталей

Содержание хрома, %	Марка	C	Cr	Mo	W	V	Стандарт
			Перлитный				
1	12ХМ	0,09—0,15	0,4—0,6	0,4—0,6	—	—	ГОСТ 5520—79
	15ХМ	0,11—0,18	0,8—1,1	0,4—0,6	—	—	ГОСТ 4543—71
	12Х1МФ	0,08—0,15	0,9—1,2	0,25—0,35	—	0,15—0,30	ГОСТ 20072—74
			Мартенситный				
2	12Х2МФСР	0,08—0,15	1,6—1,9	0,5—0,7	—	0,20—0,35	ТУ 14-3-460—75
	12Х2МФБ	0,08—0,12	2,1—2,6	0,5—0,7	—	0,20—0,35	ТУ 14-3-460—75
5	Х5ВФ	<0,15	4,0—6,0	—	0,4—0,7	0,4—0,6	ТУ 14-3-460—75
			Мартенсито-ферритный				
12	15Х11МФ	0,12—0,19	10—11,5	0,6—0,8	—	0,25—0,40	ГОСТ 5632—72
	1Х12ВНМФ	0,12—0,18	11—13	0,5—0,7	0,7—1,1	0,15—0,30	ГОСТ 5632—72

Примечание. Во всех сталях: <0,04 % S; <0,04 % P; 0,4—0,7 % Mn; 0,17—0,37 % Si (кроме марки 12Х2МФСР, содержащей 0,4—0,7 % Si и 0,002—0,005 % B); <0,3 % Ni (кроме сталей с 12 % Cr), сталь 15Х12ВНМФ содержит 0,4—0,8 % Ni.

зации и образования специальных карбидов ($M_{23}C_6$) медленнее коагулирующих, чем цементит (M_3C).

Присадка вольфрама, молибдена, ванадия в стали с 12 % Cr повышает жаропрочность, но до известного предела, так как при более высоком содержании этих элементов сталь становится полуферритной, в которой превращение $\alpha \rightleftarrows \gamma$ будет протекать не полностью, а это может отрицательно повлиять на свойства.

Основные показатели жаропрочных свойств рассматриваемых сталей приведены в табл. 64 и 65.

Таблица 64. Жаропрочные свойства перлитных, мартенситных и аустенитных сталей

Содержание элементов	Длительная прочность $\sigma_{д}/100\,000$ МПа, при температуре, °С					
	400	450	500	550	600	650	700
			Перлитный				
1 % Cr; 0,5 % Mo	160	100	50	—	—	—	—
	—	—	150	70	—	—	—
			Мартенситный				
12 % Cr; 1 % Mo, V, W	—	—	—	200	150	60	—	—
			Аустенитный				
16 % Cr; 13 % Ni; 0,5 % Nb	—	—	—	—	160	110	80	40

Таблица 65. Жаропрочные свойства перлитных и мартенситных сталей, МПа

Марка стали	520 °С	550 °С	600 °С
12МХ	180/120	—	—
12ХМФ	190/100	—	—
15ХМ	180—200/—	—	—
12ХНМФ	—	—	—
12Х2МФСР	—	130/90	85/—
15Х12ВМФ	—	115/75	95/70
12Х12В2МФ	—	150—190/—	140—160/—
12Х13	—	170/—	150/—
	220/95	—	—

Примечание. Числитель — $\sigma_{д}$; знаменатель — $\sigma_{пл}$ за 10000 ч.

Самыми низкими жаропрочными свойствами обладает перлитная углеродистая нелегированная сталь. Легирование 1 % Cr и 0,5 % Mo заметно повышает жаропрочность при 500 °С. Более высокой жаропрочностью, чем перлитная сталь, обладает сталь мартенситного класса (с 12 % Cr), но при 600 °С и выше она уступает аустенитной стали.

Более подробные сведения о жаропрочных свойствах котельной стали одной из марок (12ХМФ) можно получить из данных, приведенных на рис. 334.

Хотя после закалки и отпуска все стали приобретают строение, близкое к равновесному (феррит + карбиды), тем не менее продолжительный нагрев может при-

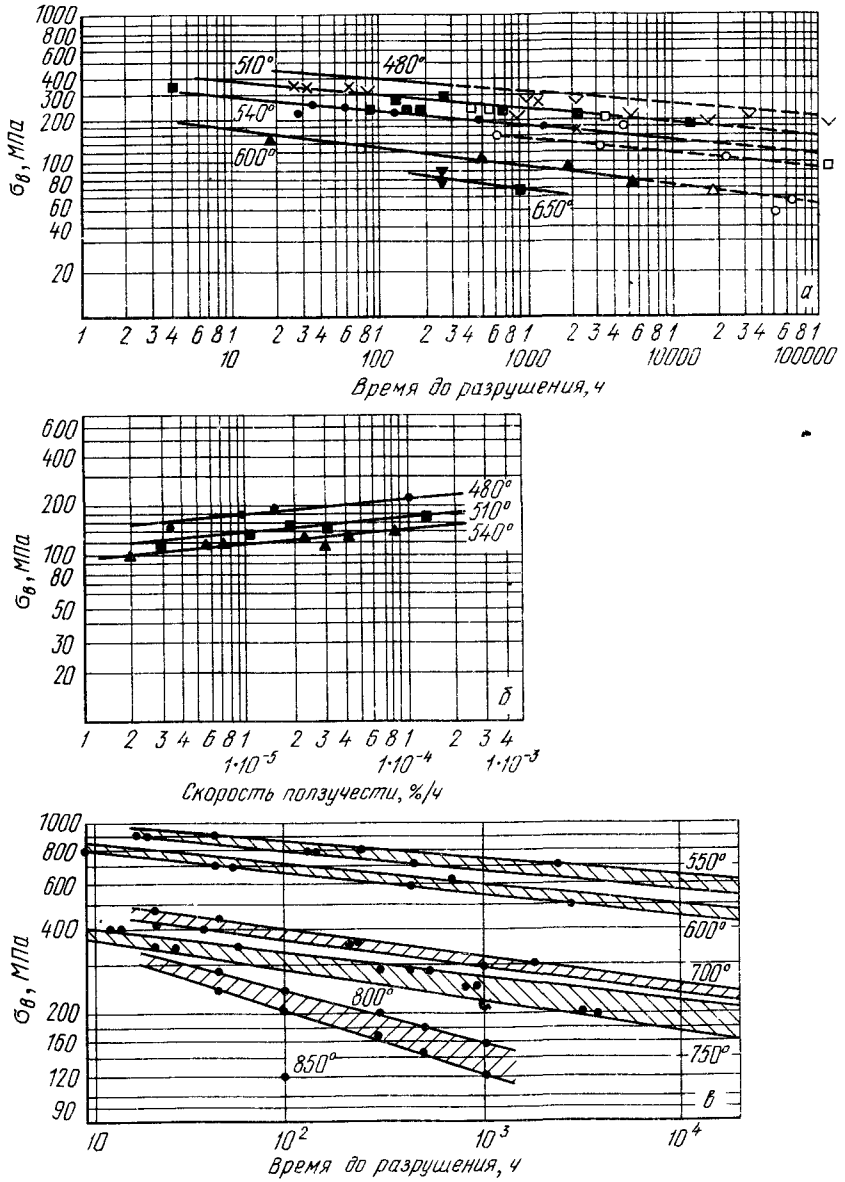


Рис. 334. Жаропрочные свойства стали 12ХМФ (*а*, *б*) и стали Х11Э5ВТЮ (*в*)

вести к нежелательным дополнительным изменениям, ухудшающим жаропрочность и пластичность. Сюда относятся процессы сфероидизации карбидов и графитизация (что снижает жаропрочность), а также выделение избыточных фаз по границам зерна (приводящее к развитию так называемой *тепловой хрупкости*). Эти явления можно устранить правильным подбором термической обработки (в том числе и после некоторого срока службы для восстановления свойств — опыты П А. Антикайнена) Хромистые 12 %-ные стали в основном используют как нержавеющие, но в отдельных случаях — и как жаропрочные (для турбинных лопаток), жаропрочные свойства этих сталей приведены в табл. 65 Простая 12 %-ная хромистая сталь уступает по жаропрочности более сложным по составу сталям того же типа.

На рис. 335 приведена длительная прочность (100 000 ч) различных жаропрочных сталей, предназначенных для продолжительной работы, которая показывает, что жаропрочность котельных сталей возросла от 500 до 700 °С (при $\sigma_{100\,000} = 120$ МПа) за 40 лет (см. также табл. 65).

Стали, приведенные в табл. 65 в основном являются котельными и главным образом их применяют в виде труб. Если к свариваемости не предъявляют особых требований, то можно применять высокохромистые стали с высоким содержанием кремния, так называемые **сильхромы.**

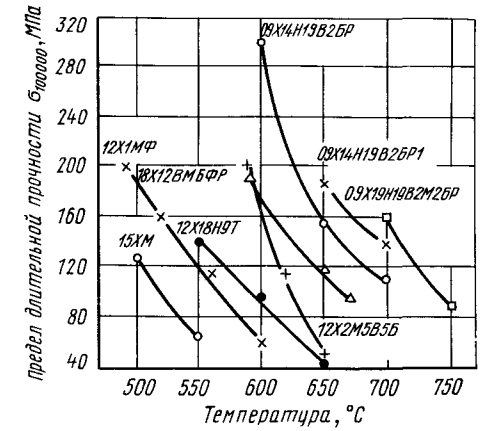


Рис 335. Зависимость длительной прочности (100 000 ч) котельных сталей от температуры

Составы сильхромов приведены в табл. 66.

Сильхромы — это стали, применяемые для клапанов выпуска тракторных, мотоциклетных и автомобильных двигателей. Сопротивление окислению у сильхромов обеспечено высоким содержанием хрома и кремния. Температура начала интенсивного окисления у сталей различна:

Сталь . . .	Х6С	Х6СМ, Х7СМ	Х9С2	Х10С2М	Х13Н7С2
t, °С . . .	750	800	850	900	1000

Жаропрочные свойства сильхромов растут с увеличением степени легированности (в табл. 66 марки сильхромов расположены в порядке возрастания жаропрочных свойств).

Термическая обработка сильхромов заключается в закалке и отпуске. Так как хром и кремний сильно повышают критические точки, то закалку и отпуск проводят при более высоких температурах, чем для обычных конструкционных сталей; закалка с 1000—1050 °С, отпуск 750—780 °С.

Таблица 66. Состав сильхромов, % (ГОСТ 5362—72)

Марка	C	Cr	Si	Mo	Ni
Х6С	<0,15	5,0—6,5	1,5—2,0	—	<0,6
Х9С2	0,35—0,50	8,0—9,0	2,0—3,0	—	<0,6
Х6СМ	<0,15	5,0—6,5	1,5—2,0	0,45—0,60	<0,6
Х7МС	<0,15	6,5—8,0	1,5—2,0	0,45—0,60	<0,6
Х10С2М	0,35—0,55	9,0—10,5	1,9—2,6	0,70—0,90	<0,6
Х13Н7С2	0,25—0,37	11,0—14,5	2,0—3,0	—	6,0—7,5

Примечание. Mn < 0,7 %; S и P < 0,03 %.

7. Аустенитные жаропрочные стали

Аустенитные жаропрочные стали применяют для изготовления клапанов двигателей, лопаток газовых турбин и других «горячих» деталей реактивных двигателей — в основном для работы при 600—700 °С.

Все аустенитные жаропрочные стали содержат большое количество хрома и никеля, а также добавки других элементов.

Аустенитные жаропрочные стали обладают рядом общих свойств— высокой жаропрочностью и окалиностойкостью, большой пластичностью, хорошей свариваемостью, большим коэффициентом линейного расширения. Тем не менее по сравнению с перлитными и мартенситными сталями они менее технологичны: обработка давлением и резанием этих сплавов затруднена; сварной шов обладает повышенной хрупкостью; полученное вследствие перегрева крупнозернистое строение не может быть исправлено термической обработкой, так как в этих сталях отсутствует фазовая перекристаллизация. В интервале 550—600 °С эти стали часто охрупчиваются из-за выделения по границам зерна различных фаз.

Аустенитные стали могут быть разделены на две группы:

1) не упрочняемые термической обработкой, т. е. не склонные к дисперсионному твердению (условно назовем их гомогенными, хотя на самом деле они содержат вторые фазы, но в количествах, не вызывающих сильного эффекта старения);

2) упрочняемые термической обработкой и применяемые после закалки + отпуск. Упрочнение создается благодаря выделению карбидных, карбонитридных или интерметаллидных фаз. Способность к старению обусловлена наличием некоторых элементов (кроме хрома и никеля) в количествах, превосходящих предел растворимости.

Хром и никель — основные легирующие компоненты этих сталей. Первый определяет окалиностойкость, а никель — устойчивость аустенита. При недостатке никеля возможно частичное образование α-фазы, что ухудшает жаропрочность.

Состав наиболее важных аустенитных жаропрочных сталей приведен в табл. 67. Стали первой (гомогенной) группы применяют как жаропрочные и как нержавеющие, поэтому более подробно о них будет изложено в следующей главе, здесь же мы ограничимся данными об их окалиностойкости и жаропрочности (см. табл. 68, 69).

Продолжительная выдержка при рабочих температурах (500—700 °С) охрупчивает сталь из-за выделения избыточных фаз по границам зерен (рис. 336) и образования так называемой σ-фазы (*сигматизация*), представляющей собой интерметаллид типа FeCr. Эти превращения протекают весьма медленно.

Стали второй группы, в отличие от первой, нестабильны и склонны к упрочнению вследствие распада твердого раствора (вязкость при этом снижается).

Термическая обработка этих сталей заключается в закалке при 1050—1100 °С в воде и отпуске — старении при 600—750 °С. Этот отпуск — старение вызывает повышение твердости вследствие дис

Таблица 67. Состав аустенитных жаропрочных сталей (ГОСТ 5632—72), %

Марка	C	Cr	Ni	Дополнительное легирование
		Гомогенные		
09Х14Н16Б (ЭИ694)	0,07—0,12	13—15	14—17	0,9—1,3 Nb
09Х14Н19В2БР	0,07—0,12	13—15	18—20	2,0—2,8 W 0,9—1,3 Nb
08Х18Н10Т	<0,12	17—19	9—11	0,5—0,7 Ti
08Х18Н12Б	<0,08	17—19	11—13	8·C—1,2 Nb
08Х23Н18	<0,20	22—25	17—20	—
		Дисперсионно твердеющие		
37Х12Н8Г8МФБ (ЭИ481)	0,34—0,40	11,0—13,5	7—9	1,1—1,4 Nb 0,25—0,45 Nb 1,2—1,5 V
09Х14Н19В2БР	0,07—0,12	13—15	18—20	2,0—2,8 W 0,9—1,3 Nb
4Х14Н14В2М (ЭИ69)	0,4—0,5	11—13	13—15	2,0—2,8 W 0,2—0,4 Mo
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	<0,08	14—16	33—37	2,8—3,5 W 2,4—3,2 Ti 0,7—1,4 Al

Примечание. Стали содержат 1—2 % Mn (кроме 4Х12Н8Г8МФБ и Х25Н16Г7АР, у которых 7,5—9,5 и 5—7 % Mn); до 0,08 % Si (кроме стали Х25Н20С2, в которой 2—3 % Si); менее 0,02 % S и 0,035 % P. Стали с буквой Р в марочном обозначении содержат 0,002 % B.

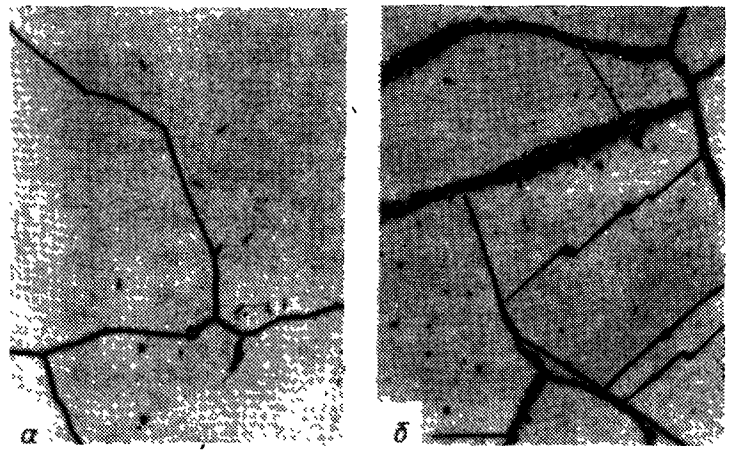


Рис. 336. Микроструктура аустенитной жаропрочной стали, ×500· *а* — после закалки; *б* — после старения при 650 °С

персионного твердения: избыточные фазы при старении выделяются преимущественно по границам зерен (см. рис. 336).

Конечно, цель такой термической обработки — повышение жаропрочности; аустенитные стали второй группы обладают жаропроч-

ностью более высокой, чем гомогенные аустенитные стали, что объясняется тонким распределением второй фазы, однако это является преимуществом только при кратковременных сроках службы; при длительных сроках службы ($\tau > 100$ ч) избыточная упрочняющая фаза скоагулирует, и тогда гомогенные сплавы могут превзойти по жаропрочности дисперсионно твердеющие.

Это видно из сопоставления данных, приведенных в табл. 68 и 69.

Таблица 68. **Свойства некоторых аустенитных сталей (гомогенных)**

Марка стали	Окалиностойкость [1], °С	Кратковременная прочность, МПа			Длительная прочность, МПа			
					σ_{100}		σ_{1000}	
		600 °С	700 °С	800 °С	600 °С	700 °С	600 °С	700 °С
08Х18Н10Т	800	350	300	250	250	120	200	100
08Х18Н12Б	800	380	330	280	280	150	220	120
1Х14Н18В2БР	750	450	420	—	350	240	280	170
1Х14Н18В2Б	750	450	380	—	350	240	300	180

[1] Температура начала интенсивного окисления.

Таблица 69. **Жаропрочные свойства некоторых дисперсионно твердеющих аустенитных сталей**

Марка стали	Кратковременная прочность, МПа			Длительная прочность, МПа	
	600 °С	700 °С	800 °С	600 °С	700 °С
4Х14Н14В2М (ЭИ69)	500	350	230	230	130
4Х12Н8Г8МФБ (ЭИ481)	600	500	—	450	300
Х12Н20Т3Р (ЭИ696)	850	700	400	550	400

Кроме этих сталей более или менее широкого назначения, имеются аустенитные жаропрочные стали более узкого применения: для литых деталей высокой окалиностойкости (детали печей, например реторты), листовой обшивочный материал, подвергаемый нагреву и т. д.

Составы некоторых из этих специальных жаропрочных и окалиностойких сплавов с указанием их окалиностойкости приведены в табл. 62.

8. Никелевые и кобальтовые жаропрочные сплавы

В современных турбинах и реактивных двигателях важнейшей деталью является лопатка турбины. Мощность реактивного двигателя в большой степени зависит от максимальной температуры рабочего

тела (газа), при которой длительное время могут работать лопатки. В современных реактивных двигателях лопатки турбин разогреваются до 700—900 °С, и имеется тенденция повышения этой температуры.

Для лопаток турбин применяют аустенитные стали и сплавы на основе никеля и кобальта.

Преимущественное применение имеют сплавы никеля, содержащие, как правило, хром (в количестве около 15—20 %) и другие довольно многочисленные присадки, правда, уже в значительно меньших количествах (алюминий, титан, вольфрам, молибден, ванадий и др.).

Как и аустенитные стали, сплавы на основе никеля могут быть разделены на гомогенные (так называемые *нихромы* и *инконели*) и стареющие (так называемые *нимоники*).

Первые, т. е. нихромы, представляют собой сплавы никеля и хрома или никеля, хрома и железа с минимальным содержанием углерода и других элементов, которые могли бы образовывать вторые фазы. Структура этих сплавов представляет собой твердый раствор этих элементов в никеле (решетка г. ц. к.). Гомогенный твердый раствор не обладает высокой прочностью и жаростойкостью. Сплавы этого типа, как правило, не используют для нагруженных деталей, т. е. не применяют как жаропрочный материал, а используют как материал высокой жаростойкости, а также как материал для электрических нагревательных элементов сопротивления, о чем будет сказано в гл. XXIV, где приведены составы нихромов и некоторые их свойства

Широко распространены высокожаропрочные (стареющие никелевые) сплавы — нимоники. Появление их было вызвано развитием реактивной авиации, требовавшей жаропрочные сплавы для лопаток. Известные до того времени жаропрочные сплавы, в основном аустенитные стали, не удовлетворяли новым возросшим требованиям в отношении жаропрочности.

Нимоник основного, «классического» состава представляет собой четверной сплав Ni—Cr—Ti—Al (приблизительно 20 % Cr, 1 % Al и 2 % Ti, остальное никель) Закалка с 1050—1150 °С приводит к образованию твердого γ-раствора с гранецентрированной кубической решеткой ($a = 0{,}357$ нм).

Нагрев такого закаленного (пересыщенного) твердого раствора приводит к его распаду, происходящему в несколько стадий.

Прежде всего внутри твердого раствора происходит перераспределение атомов алюминия и титана, приводящее к локальным обогащениям этими примесями. Этот процесс наблюдается не только при низких температурах отпуска, но даже в процессе закалочного охлаждения.

Следующая стадия заключается в появлении в местах, где повысилась концентрация атомов алюминия и титана, как бы второй фазы. На какой-то стадии старения можно уже рентгенографически определить наличие двух фаз с одинаковой кристаллической решеткой г. ц. к., но несколько отличающихся друг от друга параметрами

(0,358 и 0,360 нм). Принято называть фазу, обедненную алюминием и титаном, γ-фазой, а обогащенную (выделившуюся) — γ′-фазой.

Если первый процесс, т. е. перераспределение алюминия и титана внутри решетки твердого раствора наблюдается в процессе закалочного охлаждения и в процессе отпуска при 500—600 °С, то при 600—850 °С наблюдается появление γ′-фазы, размер частиц и состав которой зависит от температуры и продолжительности отпуска (старе-

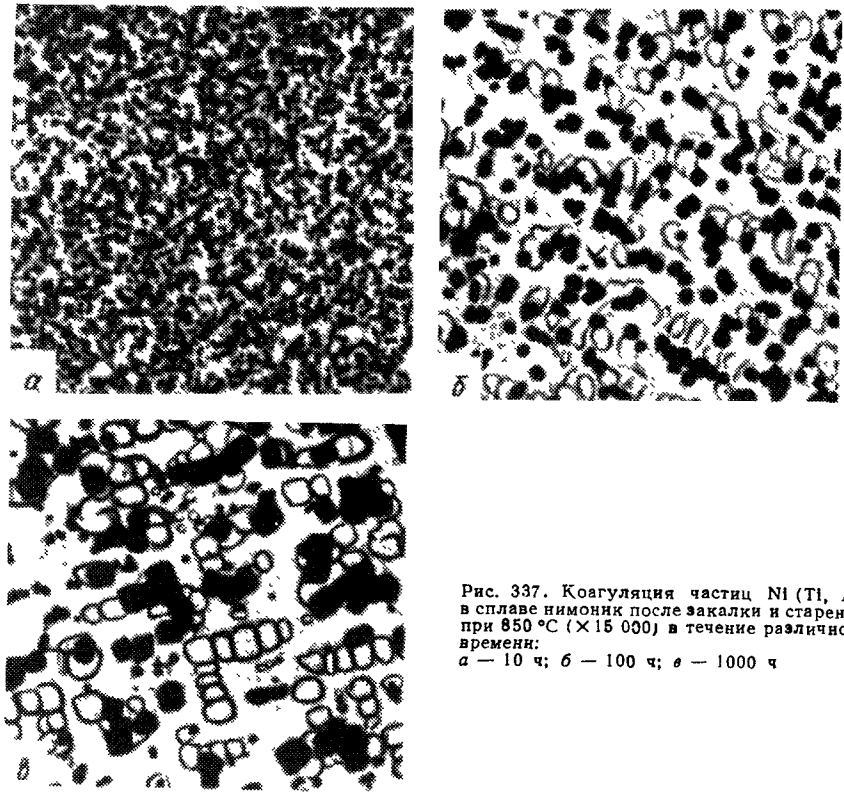


Рис. 337. Коагуляция частиц Ni (Ti, Al) в сплаве нимоник после закалки и старения при 850 °С (×15 000) в течение различного времени:
а — 10 ч; *б* — 100 ч; *в* — 1000 ч

ния) (см. рис. 337). Так, при старении в течение нескольких часов при 700 °С γ′-фаза составляет около 20 % объема сплава (и более), размер частиц γ-фазы — порядка 20—40 нм. Близость решеток γ- и γ′-фаз приводит к тому, что они до высоких температур отпуска сохраняют когерентную связь. При еще более высокой температуре старения возможно превращение γ′-фазы в стабильную при данных температурах η-фазу Ni_3Ti.

Высокая жаропрочность сплавов нимоник обеспечивается их высокой прочностью и малой скоростью разупрочнения. В данном случае у состаренного нимоника высокая прочность связана с образованием большого количества до 40 %, а в некоторых современных высокожаропрочных сплавах и более второй фазы, когерентно связанной

с маточным твердым раствором. Эта когерентная связь в свою очередь вызвала дробление блоков γ-твердого раствора до размера в 150—200 нм. Малая же скорость разупрочнения связана с малой диффузионной подвижностью атомов алюминия и титана при высоких температурах вследствие высоких значений сил межатомных связей в решетках γ- и γ′-фаз.

При температурах 700—800 °С скорость роста частиц второй фазы мала, но при 850—900 °С уже значительна (рис. 337), что и определяет температурный и временной пределы применения этих сплавов.

Термическая обработка сплава нимоник, приводящая его в структурное состояние с мак-

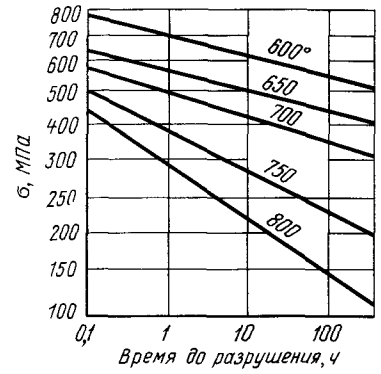




Рис. 338. Жаропрочные свойства сплава нимоник (типа ХН77ТЮР)

Рис. 339. Длительная прочность при 700 °С сплавов:
1 — ХН70ВМТЮ; *2* — ХН77ТЮР; *3* — ХН77ТЮ

симальной жаропрочностью, заключается в воздушной закалке с 1100—1200 °С и отпуске (старении) при 700—750 °С в течение 10—16 ч. Максимальная жаропрочность соответствует однородной крупнозернистой структуре и однородным, равномерно распределенным дисперсным образованием γ′-фазы (рис. 337, *а*).

Разнозеренность (т. е. наличие крупных и мелких зерен), преимущественное выделение фаз по границам зерен, сохранение наклепа (например, наклепанного слоя, полученного при обработке резанием) приводит к снижению жаропрочности.

Жаропрочные свойства сплава типа ХН77ТЮ (0,2 % деформации за разное время) показаны на рис. 338.

Составы наиболее распространенных марок никелевых дисперсионно твердеющих сплавов приведены в табл. 70.

Основные жаропрочные свойства некоторых никелевых жаропрочных сплавов приведены также в табл. 71 и рис. 339.

Первый, «старый» сплав ХН77ТЮ обладает наиболее низкой жаропрочностью в данной серии сплавов (табл. 71). Улучшение этого сплава в первую очередь достигается добавлением в малых количествах бора и церия (сплав ХН77ТЮР, см. также рис. 339) что приводит к «очищению» границ зерен. Главная функция этих добавок — связать вредные примеси в тугоплавкие соединения.

Дальнейшее повышение жаропрочности достигается введением элементов, упрочняющих твердый раствор, — кобальта, молибдена, вольфрама (сплавы нимоник 90 и 100).

Приведенные в табл. 70 сплавы являются основными для «горячих» деталей газовых турбин (лопатки, диски и т. д.).

Таблица 70. Состав дисперсионно твердеющих никелевых жаропрочных сплавов (нимоник), % (ГОСТ 5632—72)

Марки	Cr	Ti	Al	Fe	C	Прочие
ХН77ТЮ (ЭИ437А)	19—22	2,3—2,7	0,55—0,95	4,0	0,06	⩽0,01 Ce
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	19—22	2,3—2,7	0,55—0,95	4,0	0,06	⩽0,01 Ce
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	13—16	1,8—2,3	1,7—2,3	5,0	0,12	5—7 W, 2—4 Mo, 0,1—0,5 V, ⩽0,02 B, ⩽0,02 Ce
Нимоник 90	18—21	2,0—2,8	0,8—1,2	1,0	0,10	15—21 Co
Нимоник 100	10—12	1—2	4—6	2,0	0,3	18—22 Co, 4,5—5,5 Mo

Таблица 71. Жаропрочные свойства некоторых никелевых жаропрочных сплавов

Марка сплава	Кратковременная прочность, МПа			Длительная прочность, МПа					
				σ_{100}			σ_{1000}		
	600 °С	700 °С	800 °С	600 °С	700 °С	800 °С	600 °С	700 °С	800 °С
ХН77ТЮ (ЭИ437)	880	680	550	580	360	140	—	280	100
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	950	850	560	680	420	200	—	350	120
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	990	900	750	—	500	290	—	380	—
Нимоник 90	1000	800	630	—	430	210	—	340	140
Нимоник 100	1150	1050	750	—	500	290	—	420	200

Таблица 72. Составы железоникелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов, % (ГОСТ 5632—72, ТУ 14-1-402—72)

Марка сплава	C	Cr	Ni	Mo	Al	W	Ti
Железоникелевые (основа железо)							
ХН35ВТ (ЭИ612)	0,12	14—16	34—38	—	—	2,8—3,5	1,1—1,5
ХН35ВТЮ (ЭИ787)	0,08	14—16	33—37	—	0,7—1,4	2,8—3,5	2,4—3,2
Кобальтовые (<2 % Fe)							
ЭИ416	0,35—0,45	18—21	18—22	3,5—5,8	—	3,8—5,8	—
Виталлиум (ЛКУ)	0,20—0,35	25—30	1,5—3,5	4,5—6,5	—	—	—

Наряду с никелевыми дисперсионно твердеющими сплавами, некоторое применение имеют железоникелевые [1] и кобальтовые сплавы.

Составы некоторых из этих сплавов приведены в табл. 72.

По жаропрочным свойствам железоникелевые сплавы и кобальтовые примерно равноценны сплавам на основе никеля (нимоникам). Однако железоникелевые сплавы малопластичны, склонны к образованию трещин и других дефектов; сплавы же на основе кобальта очень дорогие, а превосходство их по сравнению с лучшими сортами никелевых сплавов в отношении жаропрочных свойств не так уж велико.

Практически «потолок» для применения никелевых сплавов — 950—1000 °С, для работы при более высоких температурах следует применять сплавы на другой основе. Данные о развитии жаропрочных сплавов и повышении в связи с этим рабочих температур основных деталей турбореактивных двигателей приведены в табл. 73 (составлена по данным Г. В. Эстулина и С. Б. Масленкова).

Таблица 73. **Развитие жаропрочных сплавов**

Год	σ = 350 МПа (для дисков)		σ = 200 МПа (для лопаток)		σ = 200 МПа (для лопаток)	
	марка сплава	рабочая температура, °С	марка сплава	рабочая температура, °С	марка сплава	рабочая температура, °С
	Деформируемые				*Литые*	
1946	0ХН3М	510	ЭИ69	650	—	—
1947	ЭИ415	590	ЭИ388	710	ЖС3	850
1948	—	—	—	—	—	—
1949	ЭИ395	650	ЭИ437	750	—	—
1950	ЭИ434	650	—	—	—	—
1951	ЭИ481	660	—	—	—	—
1952	ЭИ481Б	660	ХН77ТЮ	780	—	—
1953	ХН77	730	ХН77ТЮР	790	—	—
1954	—	—	ЭИ617	850	АНВ	900
1955	—	—	—	—	—	—
1956	—	—	ЭИ826	880	ЖС6	970
1958	—	—	ЭИ867	920	—	—
1960	ЭИ698	750	ЭИ929	920	—	—
1962	—	—	ЭП109	940	—	—
1963	ЭИ766	780	ЭП220	950	—	—
1966	—	—	—	—	ЖС6К (НК)	990
1972	ЭП454	900	—	—	—	—
1974	—	—	ЭП885	960	—	—

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Сагли А. Ползучесть металлов и жаропрочных сплавов. М.: Оборонгиз, 1953. 290 с.

Беттеридж Ц. Жаропрочные сплавы типа нимоник. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1961. 381 с.

Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1965. 428 с.

Ланская К. А. Жаропрочные стали. М. «Металлургия», 1969. 245 с. Окисление металлов. М.: Металлургия, т. I, 1968. 498 с. с ил.; т. II. 1969. 447 с.

Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1969. 748 с.

[1] По своей природе близкие к сплавам типа нимоник, в которых никель примерно наполовину заменен железом.

Приданцев М. В. Жаропрочные стареющие сплавы. М.: Металлургия, 1973. 183 с.

Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы/Пер. с англ. М.: Металлургия, 1976. 566 с.

Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы: Справочник. М.: Металлургия, 1983. 190 с.

Глава XIX

КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ (НЕРЖАВЕЮЩИЕ) СТАЛИ И СПЛАВЫ

Поверхностное разрушение металла под воздействием внешней среды называется *коррозией*. Чистое железо и низколегированные стали неустойчивы против коррозии в атмосфере, в воде и во многих других средах, так как образующаяся пленка окислов недостаточно плотна и не изолирует металл от химического воздействия среды. Некоторые элементы повышают устойчивость стали против коррозии, и таким образом можно создать сталь (сплав), практически не подвергающуюся коррозии в данной среде.

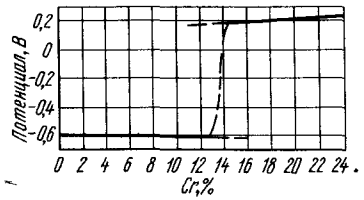


Рис. 340. Потенциал железохромистых сплавов

При введении таких элементов в сталь (сплав) происходит не постепенное, а скачкообразное повышение коррозионной стойкости. Не вдаваясь в подробности явлений, связанных с процессами коррозии и коррозионным разрушением, укажем, что введение в сталь >12 % Cr делает ее . коррозионностойкой в атмосфере и во многих других промышленных средах. Сплавы, содержащие меньше 12 % Cr, практически в столь же большой степени подвержены коррозии, как и железо. Сплавы, содержащие более 12—14 % Cr, ведут себя как благородные металлы: обладая положительным потенциалом (рис. 340), они не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде, в ряде кислот, солей и щелочей.

1. Хромистые нержавеющие стали

Хромистые нержавеющие стали применяют трех типов: с 13, 17 и 27 % Cr, причем стали с 13 % Cr в зависимости от требований имеют различное содержание углерода (от 0,1 до 0,04 %).

Стали с 17—18 и 25—28 % Cr имеют иногда небольшие добавки титана и никеля. Титан вводят для измельчения зерна, а никель для улучшения механических свойств.

Составы хромистых нержавеющих сталей приведены в табл. 74.

Для классификации хромистых нержавеющих сталей по равновесной структуре воспользуемся диаграммой тройной системы железо—углерод—хром (рис. 341). Прямоугольники показывают положение той или иной марки в этой системе.

Таблица 74. **Состав хромистых нержавеющих сталей, % (ГОСТ 5632—72)**

Класс	Тип стали (Cr, %)	Марка стали	C	Cr
Ф		08Х13	≤0,08	12—14
М—Ф		12Х13	0,09—0,15	12—14
М	13	20Х13	0,16—0,25	12—14
М		30Х13	0,26—0,35	12—14
М		40Х13	0,36—0,45	12—14
Ф		12Х17	≤0,12	16—18
Ф	17	08Х17Т	≤0,08	16—18
М		14Х17Н2 *	0,11—0,17	16—18
Ф	25—28	15Х25Т	≤0,15	24—27
Ф		15Х28	≤0,15	27—30

Примечание. Во всех сталях Si и Mn 0,6—0,8 %, S < 0,025 % и P < 0,030 %. Содержание титана от не менее чем пятикратного содержания углерода до не более чем 0,8—1,0 %. М — мартенситный, Ф — ферритный классы стали

* Содержит 1,5—2,5 % Ni

Как видим, в зависимости от содержания углерода хромистые стали могут относиться к разным структурным классам, что и отражено в табл. 74.

Сталь типа Х28 и Х17 относятся к сталям ферритного класса, их структура — феррит и нет у них фазовых превращений.

Иное положение у сталей с 12—14 % хрома.

Сталь 08Х13 при минимальном содержании углерода и максимальном хрома — ферритная, а при минимальном содержании хрома испытывает $\gamma \rightleftarrows \alpha$ превращение. В зависимости от конкретного состава сталь 40Х13 может быть доэвтектоидной и заэвтектоидной.

Из сказанного можно заключить, что эти стали не стабильны по свойствам и небольшие отклонения в химическом составе переводят сталь из одного класса в другой, что резко меняет свойства.

В сталях 20Х13, 30Х13 и 40Х13 из-за высокого содержания хрома охлаждение на воздухе приводит к получению мартенсита, твердость которого существенно зависит от содержания углерода (рис. 342) и температуры нагрева под закалку, обеспечивающей растворение карбидов.

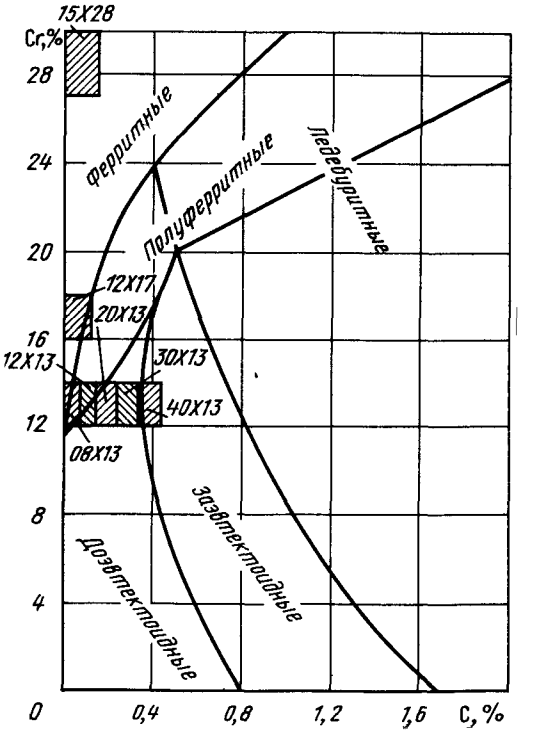


Рис 341 Система Fe—C—Cr и положение в ней промышленных хромистых нержавеющих сталей

Для малоуглеродистых (С < 0,1 %) высокохромистых сталей типичная структура — феррит (рис. 343).

Режимы термической обработки (обычно применяемые) хромистых нержавеющих сталей и получаемые при этом механические свойства приведены в табл. 75.

Стали типа Х13 — распространенные и наиболее дешевые нержавеющие стали; их применяют для бытовых назначений и в технике (лопасти гидротурбин, лопатки паровых турбин). Стали с низким содержанием углерода (08Х13, 20Х13) пластичны,

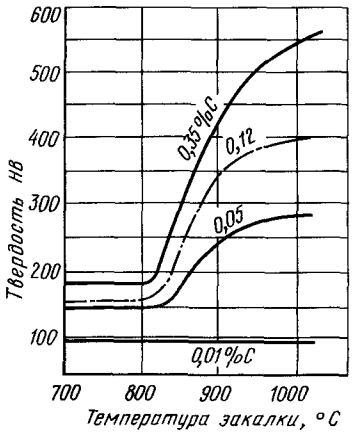




Рис. 342. Влияние температуры закалки на твердость хромистых сталей (13 % Cr) с различным содержанием углерода

Рис. 343. Структура ферритной нержавеющей стали Х25Т, ×400

из них хорошо штампуются различные детали; стали 20Х13 и 40Х13 обладают высокой твердостью и повышенной прочностью, из них изготавливают детали повышенной прочности и износоустойчивости при высокой коррозионной стойкости [1].

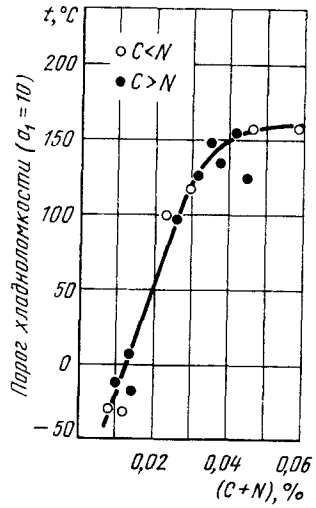
Таблица 75. Режимы термической обработки и механические свойства хромистых нержавеющих сталей

Марка стали	Температура, °С		Механические свойства					
	закалки	отпуска (отжига)	твердость HRC	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	a_1, кДж/м²
12Х13	1000	700	—	600	400	20	60	900
20Х13	1050	700	—	850	650	10	50	600
30Х13	1050	250	40	1600	1300	—	—	—
40Х13	1050	200	50	—	—	—	—	—
12Х17	1050	750	—	450	300	15—25	40—50	200—500
08Х17Т								
14Х17Н2	1050	300	—	1100	900	10	35	500
15Х25Т	—	750	—	450	300	20	45	—
15Х28	—	750	—	450	300	20	—	—

[1] Различный инструмент, в том числе хирургический, подшипники, пружины и другие детали, работающие в активной коррозионной среде.

Стали с 17 % Cr обладают более высокой коррозионной стойкостью. Ввиду высокого содержания хрома стали типа Х17 можно применять и как жаростойкие (окалиностойкие) при рабочих температурах не выше 900 °С.

Присадки никеля к сталям с 17 % Cr и повышение в них содержания углерода приводят к появлению $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращений. Однако подобное превращение в этой стали протекает не до конца, что тем не менее дает заметное упрочнение. В группе сталей с 17 % Cr сталь Х17Н2 является высокопрочной и применяется там, где требуется повышенная прочность при коррозионных свойствах, присущих сталям с 17 % Cr.



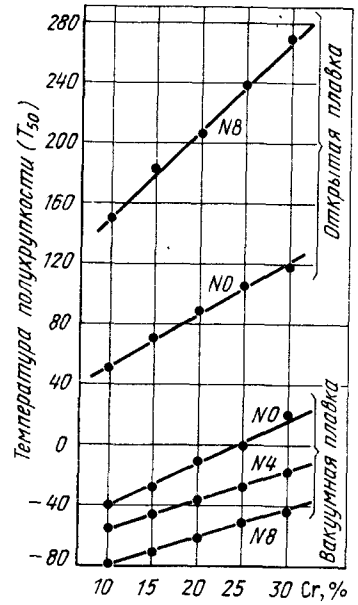


Рис. 344 Влияние углерода и азота (суммы) на положение порога хладноломкости (определено по значению ударной вязкости 1000 кДж/м²)

Рис 345 Влияние хрома на температуру полухрупкости (T_{50})

Стали с 25—28 % Cr применяют для деталей печей (муфели, чехлы термопар, реторты) при температурах 1050—1150 °С

Большим недостатком этих сталей ферритного класса является то, что возникающая при перегреве (например, при сварке) крупнозернистость не может быть устранена термической обработкой, так как в этих сталях нет фазовых превращений. Крупнозернистость же создает повышенную хрупкость стали (порог хладноломкости повышается и переходит в область положительных температур)

Явление охрупчивания наблюдается в этих сталях и при мелкозернистой структуре как результат выдержек в области 450—550 °С из-за процессов упорядочения (для этого требуется лишь незначительная выдержка вблизи 450—550 °С) или из-за выделения карбидов по границам зерен (происходит обычно при более высоких температурах порядка 600—700 °С). В сталях типа Х17 и в особенности Х28 наблюдается образование хрупкой σ-фазы при продолжительных выдержках в области 700 °С.

Достижения металлургической технологии позволили изготовлять хромистые стали (с 17 и более % Cr) с содержанием углерода менее 0,005 %. Эти стали не имеют указанных выше недостатков, т. е. не охрупчиваются и могут применяться и для свариваемых изделий.

Обусловлено это тем, что порог хладноломкости в существенной степени зависит от содержания углерода, точнее от суммы С + *N*. Как показано на рис. 344 при содержании С + N = 0,025 и более % порог хладноломкости лежит при +100

и выше °С, т. е. они хрупки при комнатной температуре и только суммарное содержание этих элементов менее 0,01 % (т. е. % С и % N каждого менее 0,005 %) опускает порог хладноломкости ниже комнатной температуры и делает эти стали при этой температуре пластичными. Эти низкоуглеродистые и низкоазотистые ферритные нержавеющие стали получили название *суперферриты* и изготовляются металлургической промышленностью.

Подробное исследование этих высокочистых сталей и сравнение с ферритными сталями обычной чистоты показало (рис. 345), что порог хладноломкости зависит не только от содержания С и N, но и от содержания хрома и от размера зерна; однако высокочистые стали (т. е. суперферриты) и при крупном зерне и любом (от 10 до 30 %) содержании хрома пластичны (низкий порог хладноломкости при крупном зерне обеспечивает возможность сварки), что нельзя сказать про ферритные сплавы обычной чистоты.

2. Хромоникелевые нержавеющие стали

Введение достаточного количества никеля в 18 %-ную хромистую сталь делает ее аустенитной, что обеспечивает лучшие механические свойства, меньшую склонность к росту зерна, а также более коррозионностойкой и не хладноломкой.

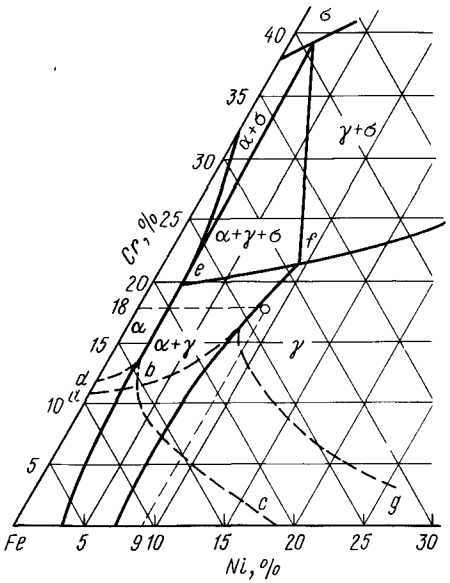


Рис. 346. Железный угол системы Fe—Cr—Ni. Сплошные линии — изотермический разрез при 650 °С

Нержавеющие стали с 18 % Cr и 10 % Ni получили наиболее широкое распространение в машиностроении, в изделиях широкого потребления, а также в архитектуре и скульптуре [1].

Представление об условии образования фаз в нержавеющих хромоникелевых сплавах дает система Fe—Cr—Ni.

На рис. 346 приведен горизонтальный разрез при 650 °С системы Fe—Cr—Ni (сплошные линии). Однофазные γ- и α-области разделены двухфазной $\gamma + \alpha$. При содержании хрома более 20 % появляется σ-фаза (химическое соединение FeCr). Положение двухфазной области $\gamma + \alpha$ зависит от температуры. С понижением температуры ниже 650 °С область $\gamma + \alpha$ уходит вправо и ее крайнее положение при 20 °С показано пунктирными линиями, закончившимися в точках *c* и *g*, а при повышении температуры область уходит влево и ее крайнее положение при 1100 °С показывает пунктирные линии, заканчивающиеся в точках *a*, *d*.

[1] Например, облицовка колонн на станции метро «Маяковская», скульптура В. Мухиной «Рабочий и колхозница» на ВДНХ и др.

Отсюда следует, что сплавы, лежащие ниже линии *abc*, имеют полную $\gamma \rightleftarrows \alpha$-перекристаллизацию со структурой феррита при комнатной температуре. Между линиями *abc* и *defg* заключены полуферритные (или полуаустенитные) сплавы с частичным $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращением. Сплавы, лежащие левее линии *be* — ферритные (с ними мы познакомились в предыдущем параграфе), а правее *fg* — аустенитные, которые будем рассматривать.

Сплав 18-9 изображен на той системе точкой. Нетрудно видеть, что для получения при 18 % Cr аустенитной структуры обязательно должно быть 9 % Ni; с уменьшением содержания никеля сплав становится двухфазным во всем интервале температур, в том числе и при комнатной температуре. Увеличение хрома (сверх 18 % при 9 % Ni) приведет к тем же последствиям. При содержании хрома менее 14—15 % в структуре появляется α-фаза, при температурах ниже 650 °С образование α-фазы протекает по мартенситному механизму [1].

В нержавеющих хромоникелевых сталях наряду с основной аустенитной γ-фазой может встречаться α-фаза в следующих модификациях: α-фаза, образующаяся в результате выделения из жидкости или из аустенита при высоких (выше 600—700 °С) температурах; α'-фаза, образующаяся из аустенита при низких (ниже 600 °С) температурах по мартенситному механизму и наконец α''-фаза так называемый мартенсит деформации, при пластической деформации аустенита ниже некоторой температуры точки M_D.

Структурное состояние сплавов 18 % Cr и 8—15 % Ni в зависимости от колебания состава может быть устойчивым и неустойчивым. Пластическое деформирование при низкой температуре может вызвать в некоторых случаях образование так называемого гексагонального ε-мартенсита (промежуточное состояние), который затем может перейти в обычный α-мартенсит.

Аустенитные стали с 18 % Cr и 8—10 % Ni структурно неустойчивы, охлаждение его в области отрицательных температур или пластическая деформация при комнатной температуре вызовут образование мартенсита. В сплаве с 18 % Cr и 10—12 % Ni образование мартенсита можно вызвать лишь деформацией при температурах ниже 0 °С, сплавы же с 18 % Cr и более 14 % Ni обладают стабильным аустенитом; ни охлаждение, ни деформация при низких температурах не вызовут образования α-фазы. Типичная структура нержавеющей стали (аустенита) приведена на рис. 347, *а*.

Промышленные хромоникелевые стали, естественно, не являются чистыми Fe—Cr—Ni сплавами, а содержат примеси. Эти примеси, растворяясь в основных фазах (γ и α) влияют на условия равновесия и на кинетику $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращения. Если же примеси образуют новые фазы, например карбиды, нитриды, интерметаллиды и др., то они могут существенно изменить свойства стали, хотя их влияние на $\gamma \rightleftarrows \alpha$-превращение в этом случае менее значительно.

[1] Тогда как при высоких температурах образование α-фазы идет обычным диффузионным путем.

Элементы, растворенные в γ- и α-фазах, можно разделить на две категории: способствующие γ →α-превращению (ферритообразующие) и препятствующие этому превращению (аустенитообразующие).

К аустенитообразующим элементам, т. е. действующим аналогично никелю, относятся углерод, азот и марганец, к ферритообразующим, влияющим подобно увеличению хрома, — молибден, вольфрам, титан, ниобий, тантал, кремний. Решить к какой группе по структуре отнести промышленные сложные по составу хромоникелевые стали, содержащие углерод, азот, марганец, кремний, титан и

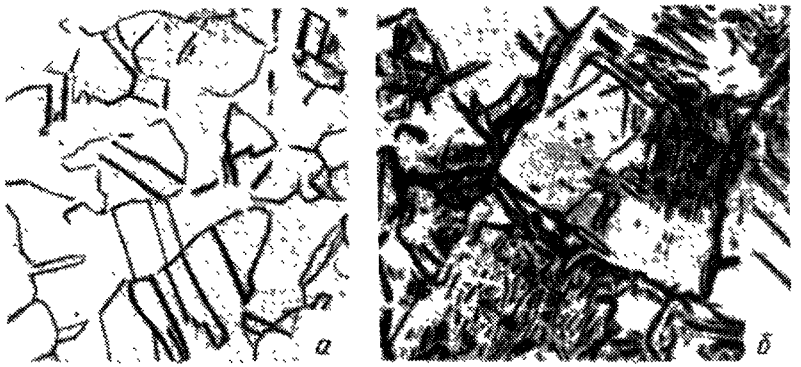


Рис. 347. Типичная микроструктура нержавеющей стали:
а — аустенитного класса (аустенит), ×200; *б* — переходного класса (аустенит+мартенсит), ×500

другие элементы, довольно трудно; тройная система Fe—Cr—Ni (см. рис. 346) уже не дает на это ответа.

Для этих целей можно воспользоваться схематической диаграммой, показывающей структурное состояние сплава при комнатной температуре в зависимости от содержания ферритообразующих и аустенитообразующих элементов (рис. 348). Влияние каждого элемента приведено к влиянию хрома и никеля соответствующим коэффициентом. Так, углерод как аустенитообразующий элемент влияет в 30 раз сильнее никеля, а ниобий — в два раза слабее хрома.

В соответствии с этой диаграммой (рис. 348) сплав, содержащий 0,1 % C, 2 % Mn, 18 % Cr, 12 % Ni, 2 % Mo, является аустенитным (эквивалент никеля 16 %, эквивалент хрома 20 %). В стали с 22 % Cr и таким же содержанием остальных элементов эквивалент хрома повысится до 24 %, и сталь будет содержать примерно 5 % феррита. При снижении эквивалента никеля до 8 %, а эквивалента хрома до 20 % сплав будет состоять из аустенита и двух ферритных фаз: α + α′; первая образовалась при высокой температуре, вторая при низкой.

В соответствии со сказанным об образовании структур в хромоникелевых сталях последние могут быть разделены на три класса:

Аустенитные стали — с устойчивым аустенитом.

Аустенито-мартенситные стали (или стали так называемого переходного класса). В этих сталях при охлаждении на воздухе обычно образуется некоторое количество мартенсита (рис. 347, *б*).

К этому же классу относятся и те стали, аустенит которых при охлаждении до комнатной температуры хотя и не дает признаков γ → α-превращения, но все же неустойчив, так как при обработке холодом или под действием пластической деформации он превращается в мартенсит.

Аустенито-ферритные стали, имеющие структуру α + γ. Аустенит в этих сталях может быть устойчивым и неустойчивым.

Области существования сталей всех этих трех классов представлены на рис. 348.

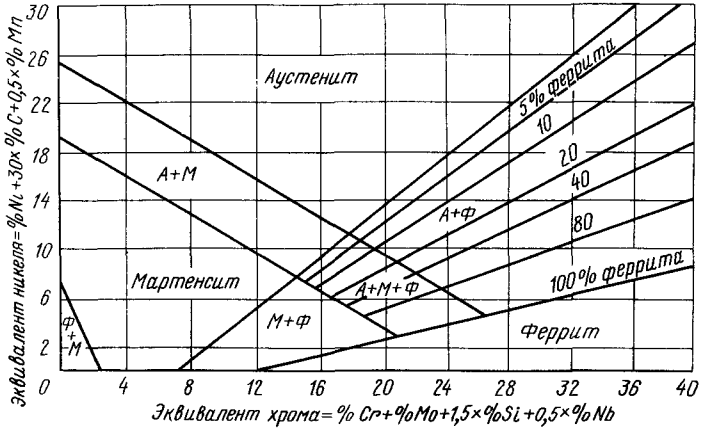


Рис. 348. Структурная диаграмма нержавеющих сталей

Составы промышленных хромоникелевых нержавеющих сталей приведены в табл. 76.

В таблицу включены не только хромоникелевые стали, в том числе и с дополнительным легированием, но и такие, в которых марганец и азот частично и даже полностью заменяют никель (в последнем случае они, разумеется, не являются хромоникелевыми сталями).

В хромоникелевых нержавеющих сталях из-за наличия углерода могут образовываться специальные карбиды, преимущественно типа $M_{23}C_6$.

Количество карбидов $M_{23}C_6$ зависит от содержания углерода. При комнатной температуре и выше вплоть до примерно 700 °С растворимость углерода (карбидов) всего лишь 0,005 % (рис. 349), но выше 800 °С растворимость резко увеличивается и при температуре 1050 °С растворимость достигает 0,05 % С, а при 1150 °С — порядка 0,15 % С (это при содержании 9 % Ni; никель уменьшает растворимость углерода в аустените при высокой температуре). Естественно, что при такой разнице в растворимости карбидов в аустените нагрев до высокой температуры и быстрое охлаждение (закалка) позволит получать пересыщенный твердый раствор, а повторный нагрев (при 500—700 °С) вызовет выделение карбидов.

Выделение карбидов происходит по границам зерен, что при определенных условиях приводит и к охрупчиванию стали и к появ-

Таблица 76. Состав хромоникелевых нержавеющих сталей, % (ГОСТ 5632—72)

№ пп.	Сталь	Класс	Тип	C	Mn	Cr	Ni	Ti (Nb)	Mo	Прочие
1	12Х18Н8 (ЭЯ1)	Аустенитный	18—9	0,12	1—2	17—19	8—10	—	—	—
2	17Х18Н9 (ЭЯ2)			0,13—0,21	1—2	17—19	8—10	—	—	—
3	12Х18Н9Т (ЭЯ1Т)			0,12	1—2	17—19	8—9,5	5·C—0,08	—	—
4	04Х18Н10 (ЭИ842)			0,04	1—2	17—19	9—11	—	—	—
5	08Х18Н10 (ЭЯ0)			0,08	1—2	17—19	9—11	—	—	—
6	12Х18Н10Е (ЭП47)		18—10	0,12	1—2	17—19	9—11	—	—	0,18—0,35 Se
7	08Х18Н10Т (ЭИ914)			0,08	1—2	17—19	9—11	5·C—0,7	—	—
8	12Х18Н10Т (ЭЯ1Т)			0,12	1—2	17—19	9—11	5·C—0,08	—	—
9	06Х18Н11 (ЭИ684)			0,06	1—2	17—19	10—12	—	—	—
10	08Х18Н12Т		18—12	0,08	1—2	17—19	10—13	5·C—0,6	—	—
11	12Х18Н12Т			0,12	1—2	17—19	10—13	5·C—0,07	—	—
12	08Х18Н12Б (ЭИ402)			0,08	1—2	17—19	10—13	(8C—1,2)	—	—
13	10Х14Г14НТ (ЭИ711)		Cr—Ni—Mn	0,10	13—15	13—15	2,8—4,5	(C—0,02) 5—0,6	—	—
15	12Х17Г9АН4 (ЭИ878)			0,12	8—10,5	16—18	3,5—4,5	—	—	0,15—0,25 N
16	15Х17АГ14 (ЭП213)			0,15	13,5—15,5	16—18	0,6	—	—	0,25—0,37 N
17	10Х17Н13М2Т (ЭИ448)		Cr—Ni—Mo	0,10	1—2	16—18	12—14	5·C—0,7	2,0—3,0	
18	10Х17Н13М3Т (ЭИ432)			0,10	1—2	16—18	12—14	5·C—0,7	3—4	
19	09Х16Н15М3Б (ЭИ847)		Cr—Ni—Mo—Cu	0,09	0,8	15—17	14—16	(0,6—0,9)	2,5—3,0	—
20	06Х23Н28М3Д3Т (ЭИ943)			0,06	0,8	22—25	26—29	0,5—0,9	2,5—3,0	2,5—3,5 Cu
21	09Х15Н8Ю (ЭИ904)	Аустенито-мартенситный		0,09	0,8	14—16	8—10,0	—	—	0,7—1,3А Al
22	09Х17Н7Ю (ЭИ973)			0,09	0,8	16—17,5	7,0—8,0	—	—	0,5—0,8А Al
23	08Х22Н6Т (ЭП53)	Аустенито-ферритный	21—5	0,08	0,8	21—23	5,3—6,3	5·C—0,65	—	—
24	12Х22Н5Т (ЭИ81)			0,09—0,14	0,8	20—22	4,8—5,8	0,25—0,5	—	—
25	08Х21Н6М2Т (ЭП54)		Cr—Ni—Mn	0,08	0,8	20—22	5,5—6,5	0,2—0,4	1,8—2,5	
26	03Х18Г8Н2Т (КО3)			0,08	7—9	17—19	1,8—2,5	0,2—0,5		

лению особого вида коррозионного разрушения по границам зерен — очень опасного, называемого *межкристаллитной* (интеркристаллитной) *коррозией* (МКК).

Лист из нержавеющей стали, пораженный интеркристаллитной коррозией, при постукивании не издает металлического звука, при небольшом усилии легко разрушается и может быть превращен в порошок.

Явление интеркристаллитной коррозии связано с понижением коррозионной стойкости границ зерен, вследствие того что в образовании карбидной фазы ($M_{23}C_6$) на границах зерен участвует практически весь углерод, успевающий продиффундировать сюда из глубины зерна), а хром, входящий в состав специального карбида $M_{23}C_6$ поставляется только из приграничных слоев зерен, так как из-за малой скорости диффузии он не успевает поступать из глубины зерен. В результате этого содержание хрома в твердом растворе на границах зерен оказывается менее 12 %, т. е. ниже того предела, который обеспечивает коррозионную стойкость. Именно поэтому коррозионное разрушение распространяется вглубь только по границам зерен, обедненных хромом [1] (рис. 350).

Рис. 349 Растворимость углерода (карбидов) в аустените

Металлографическое исследование показало, что межкристаллитная коррозия наступает тогда, когда выделившиеся по границам зерен карбиды образуют сплошную сетку. Выделившиеся, но не образовавшие еще сплошной сетки карбиды или коагулированные крупные карбиды по границам зерен не вызывают межкристаллитной коррозии.

Рис. 350. Микроструктура нержавеющей стали, пораженной интеркристаллитной коррозией:
а — ×200, б — ×500

Процесс интеркристаллитной коррозии возникает лишь в результате нагрева закаленной аустенитной стали в определенной области температур (500—700 °С). Такой нагрев вызывает выделение карбидов по границам зерен.

Ясно, что нагрев до 500—700 °С вызывает выделение карбидов лишь у пересыщенного аустенита, т. е. у закаленных аустенитных

[1] Сказанное относится к коррозии в слабоокислительных или восстановительных средах. В сильноокислительных МКК развивается по карбидным включениям, так как они не стойки в этой среде.

сталей (при содержании в них углерода более 0,005 %). Склонность к интеркристаллитной коррозии аустенитных нержавеющих сталей можно устранить не только уменьшением содержания углерода (менее 0,005 %), но и введением так называемых элементов — стабилизаторов: титана или ниобия, являющихся сильными карбидообразователями. При введении в сталь титана или ниобия образуются соответственно карбиды типа MC. Эти карбиды (фазы внедрения) мало растворимы в аустените. Титан и ниобий, соединяясь с углеродом, препятствуют тем самым образованию хромистых карбидов и

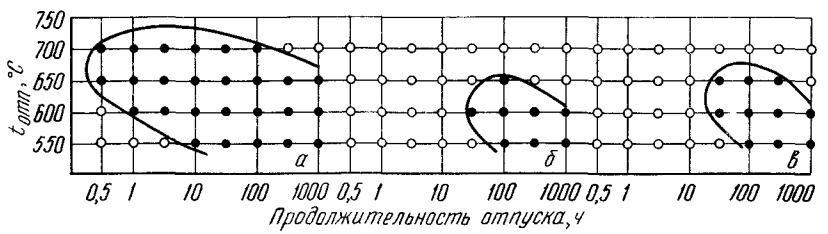


Рис 351 Продолжительность провоцирующего нагрева, вызывающего интеркристаллитную коррозию стали 12Х18Н10:
а — без стабилизаторов, *б* — сталь с 5 % Ti, *в* — сталь с 0,7 % Nb (светлые точки — нет МКК, черные точки — есть МКК)

проявлению интеркристаллитной коррозии. Разумеется, что титан и ниобий следует вводить в достаточных количествах (чтобы они могли связать весь углерод).

Впрочем, более надежно устраняет процессы, приводящие к развитию интеркристаллитной коррозии снижением углерода, тогда как так называемые элементы-стабилизаторы (т. е. титан или ниобий) лишь уменьшают ее.

Высокая стойкость против межкристаллитной коррозии достигается в сталях склонных к ММК применением стабилизирующего отжига (температура стабилизирующего отжига обычно около 850 °С), при котором карбиды полностью выделяются из раствора и присутствуют в скоагулированном виде, а хром равномерно распределяется по объему зерна К сожалению, эта термическая операция дает эффект не для всех сталей и ее необходимо проводить после сварки, что часто затруднено большими размерами сваренных изделий.

Характеристику устойчивости стали к интеркристаллитной коррозии можно выразить своего рода С-образными диаграммами (рис. 351). На них показано, при какой продолжительности так называемый провоцирующий отжиг в опасном интервале температур вызывает появление этой склонности.

Из диаграмм, приведенных на рис 351 видно, что в стали 18—10 без титана и ниобия выдержка в течение 10 мин при 650—700 °С приводит металл в состояние склонности к интеркристаллитной коррозии. Сталь 18—10 с титаном и ниобием более устойчива (*рис. 351, б, в*).

При оценке результатов испытаний на МКК принимается, что сталь практически не склонна к интеркристаллитной коррозии, если после закалки и отпуска в течение часа при 650 °С она не обнаружи-

вается. Такую сталь можно применять в закаленном виде в сварных изделиях, причем после сварки термическая обработка не требуется.

Если сталь оказалась устойчивой к интеркристаллитной коррозии в закаленном состоянии и неустойчивой после провоцирующего отпуска (650 °С, 1 ч), то из нее можно изготавливать либо несварные изделия, либо, если сварка неизбежна, следует применять термическую обработку (повторную закалку) сварных изделий, иначе сварной шов не будет коррозионностойким.

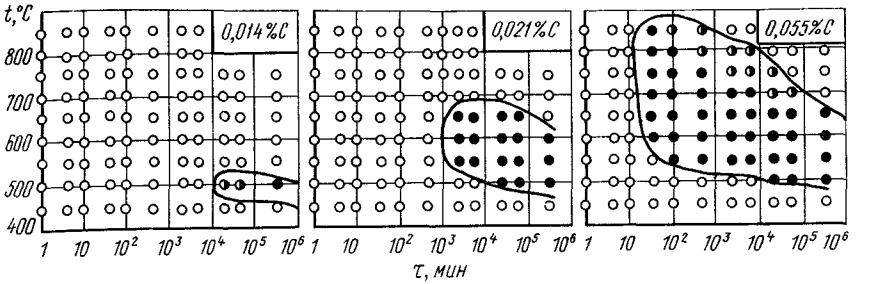


Рис. 352. Склонность к межкристаллитной коррозии аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н9 с различным содержанием углерода (светлые точки — не склонна к МКК; черные точки — склонна к МКК; наполовину светлые — мало склонна к МКК)

Титан и ниобий замедляют процессы, вызывающие МКК, но так как углерод образует карбиды, а их выделение вызывает МКК, то сделать сталь совершенно не чувствительной к МКК — это снизить содержание углерода до величины, когда он полностью в твердом растворе; это значит не более 0,005 % (см. рис. 349). Это сложная металлургическая задача, но разрешимая. Впрочем для стали 18—10 снижение содержания углерода до 0,015—0,020 % делает сталь практически не чувствительной к МКК (рис. 352).

Чисто аустенитные стали склонны также еще к одному виду коррозионного разрушения, к так называемому *коррозионному растрескиванию* или *к коррозии под напряжением*. Это явление заключается в том, что на поверхности образца (изделия), находящегося под нагрузкой или имеющего внутренние остаточные напряжения (например, после наклепа) и погруженного в относительно слабую коррозионную среду, образуются тонкие трещины, проходящие главным образом по телу зерна.

Такому разрушению подвержены (но несколько слабее) и ферритные нержавеющие стали. Двухфазные стали (аустенито-ферритные) обладают наименьшей склонностью к коррозионному растрескиванию.

Можно предположить, что трещина, возникающая в аустените, останавливается, дойдя до второй фазы (феррита). Образование мартенсита под действием напряжений усиливает коррозионное растрескивание. Этим объясняется меньшая стойкость против коррозионного растрескивания сталей с неустойчивым аустенитом. Нечувствительны стали к коррозионному растрескиванию с 30—40 % Ni.

Аустенитные нержавеющие стали применяют очень широко не только из-за высоких антикоррозионных свойств, но и благодаря высоким технологическим и механическим свойствам. Эти стали хо-

рошо прокатываются в горячем и холодном состояниях, в холодном состоянии выдерживают глубокую вытяжку и профилирование, допускают применение электросварки, без охрупчивания околошовных зон.

Термическая обработка нержавеющих сталей аустенитного класса сравнительно проста и заключается в закалке в воде с 1050—1100 °С. Нагрев до этих температур вызывает растворение карбидов хрома ($M_{23}C_6$), а быстрое охлаждение фиксирует состояние пересыщенного твердого раствора. Медленное охлаждение недопустимо, так как при этом, как и при отпуске, возможно выделение карбидов, приводящее к ухудшению пластичности и коррозионной стойкости. Кроме того, при закалке происходят рекристаллизационные процессы, устраняющие последствия пластической деформации, которой часто подвергаются нержавеющие аустенитные стали. В результате закалки твердость этих сталей не повышается, а снижается, поэтому для аустенитных нержавеющих сталей закалка является смягчающей термической операцией.

Механические свойства аустенитных нержавеющих сталей в закаленном (смягченном) состоянии характеризуются низким значением предела текучести, невысокой прочностью и очень высокой пластичностью.

Механические свойства некоторых аустенитных нержавеющих сталей приведены в табл. 77.

Таблица 77. **Механические свойства аустенитных сталей в закаленном состоянии**

Сталь	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	Сталь	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
04Х18Н10	440	180	40	60	10Х14Г14Н3Т	590	245	35	50
08Х18Н10	470	195	40	55	12Х17Г9АН4	640	300	35	50
12Х18Н10	490	195	40	55	15Х17АГ14	785	400	30	45
17Х18Н9	570	210	40	50					

Сталь 04Х18Н10, естественно, обладает наиболее высокой пластичностью и наименьшей прочностью, так как почти не содержит углерода и легирующих элементов выше 18 % Cr и 10 % Ni указанное количество которых необходимо для создания коррозионной устойчивости (хром) и аустенитной структуры (никель).

В результате легирования этой стали повышается прочность (углерод и азот влияют сильнее, чем остальные элементы — металлы). Наиболее прочные аустенитные стали, содержащие азот и углерод, обладают пределом текучести, равным 245—392 МПа, и пределом прочности 590—780 МПа. Однако эти стали склонны к межкристаллитной коррозии и охрупчиванию при высокой температуре.

Радикальный способ упрочнения аустенитных сталей — холодный наклеп; при деформации порядка 80—90 % предел текучести достигает 980—1170 МПа, а предел прочности 1170—1370 МПа при сохранении достаточно высокой пластичности.

Очевидно,что этот способ упрочнения применим лишь для таких видов изделий, как тонкий лист или лента, проволока и т. п

Если термическая обработка в сталях аустенитного класса существенно не изменяет механические свойства и достаточно проста, то в стали переходного, аустенитно-мартенситного класса прочность сильно зависит от режимов термической обработки, так как при этом существенно изменяется структурное состояние. Режимы термической обработки сталей переходного класса отличаются большой сложностью,

Нержавеющие стали этого класса получили применение главным образом как высокопрочные. Наиболее упрочненное состояние получается при структуре аустенит + мартенсит отпуска.

Подобное структурное состояние получается в результате следующей термической обработки: закалка на аустенит + обработка холодом + отпуск (старение). Обработка холодом приводит к превращению приблизительно 40 % аустенита в мартенсит (точка $M_н$ должна быть около 0 °С); отпуск при 450—500 °С повышает прочность за счет дисперсионного твердения, происходящего главным образом в α-фазе.

Проследим за изменением механических свойств стали Х15Н9Ю с изменением структурного состояния по этапам термической обработки.

После закалки с 1000 °С структура состоит из 100 % аустенита. Механические свойства при этом следующие [1]: $\sigma_в$ = 880 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 245 МПа; δ = 30 %; ψ = 65 %; a_I = 300 кДж/м^2.

В результате обработки холодом при —70 °С (после закалки с 1000 °С структура состоит из 40 % мартенсита, 60 % аустенита. Механические свойства при этом следующие: $\sigma_в$ = 1080 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 880 МПа; δ = 25 %; ψ = 60 %; a_I = 1500 кДж/м^2. Отпуск при 500 °С (после закалки и обработки холодом) создает структуру, состоящую из 40 % мартенсита (мартенсит состаренный, однако выделяющаяся фаза не обнаруживается) и 60 % аустенита. Механические свойства при этом следующие: $\sigma_в$ = 1270 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 1080 МПа; δ = 20 %; ψ = 50 %; a_I = 1000 кДж/м^2.

В этой стали можно вызвать мартенситное превращение, кроме обработки холодом, пластической деформацией или закалкой с 800 °С. В последнем случае мартенситная точка повышается от 0° до +80 °С (по сравнению с закалкой от 1000 °С) и при охлаждении до комнатной температуры образуется около 30 % мартенсита. Последующий отпуск — старение здесь также необходимо. Механические свойства при такой обработке заметно ниже, чем при использовании обработки холодом.

Таблица 78. **Механические свойства нержавеющих сталей аустенито-мартенситного класса**

Марка стали	Режим термической обработки, °С			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	a_I, кДж/м^2
	закалка	обработка холодом	отпуск—старение					
08Х15Н8Ю	975	—	—	880	245	30	65	3000
	975	—70	—	1080	880	25	60	1500
	975	—70	500	1270	1080	20	50	1000
09Х17Н7Ю	1050	—	750 + 550	900	700	10	40	5

[1] Свойства, типичные для аустенитного состояния; предел прочности повышен из-за частичного протекания превращения $\gamma \rightarrow \alpha''$ во время растяжения образца при испытании.

Режимы термической обработки и свойства сталей аустенито-мартенситного класса приведены в табл. 78.

Сравнение данных, приведенных в табл. 77 и 78 показывает, что аустенито-мартенситные дисперсионно твердеющие стали обладают существенно более высокими свойствами, чем чисто аустенитные стали, и применение их предпочтительней, разумеется, если нет дополнительных требований в отношении магнитных свойств [1].

Меньшее применение по сравнению с только что рассмотренными двумя классами стали — аустенитным и аустенитно-мартенситным — имеют стали аустенито-ферритного класса (их еще иногда называют двухфазными). Причина заключается в том, что эти стали отличаются нестабильностью свойств — небольшие колебания в составе (внутри марочного содержания элементов) приводят к существенному изменению количественного соотношения γ- и α-фаз и, следовательно, к различию в свойствах

Кроме того, эти стали обладают склонностью к охрупчиванию (при 400—600 °С). По прочности они превосходят чисто аустенитную сталь, но для многих назначений это не является преимуществом.

Из изложенного выше можно заключить, что в нержавеющих сталях может быть три основных вида коррозионного разрушения:

а) общая коррозия, заключающаяся в равномерном по всей поверхности распространении коррозии в глубь металла;

б) межкристаллитная коррозия;

в) коррозионное растрескивание

Скорость общей коррозии измеряется в линейных единицах (мм/год) и делится на пять баллов: [2]

Баллы	I	II	III	IV	V
Скорость коррозии, мм/год	0,1	0,1—1	1—3	3—10	>10

Если скорость коррозии <0,1 мм/год (балл I), то уменьшение толщины нержавеющего листа будет меньше 1 мм за 10 лет. Такой металл можно считать устойчивым в данной среде, так как практически оборудование может работать в течение нескольких лет без смены деталей. При стойкости, равной II баллу, металл можно считать ограниченно стойким, и срок эксплуатации ограничивается обычно одним годом. Металл, характеризуемый стойкостью III—V баллов, следует, как правило, считать неустойчивым, непригодным для эксплуатации в данной среде.

Скорость этих трех видов коррозионных разрушений зависит от состава стали и структурного состояния.

Главным фактором, определяющим стойкость против общей коррозии, является содержание хрома. Большинство нержавеющих аустенитных сталей содержит около 18 % Cr и обладает приблизительно одинаковой стойкостью; им уступают стали с 14 % Cr, но их превосходят двухфазные стали, содержащие 21 % Cr.

[1] Все аустенитные стали немагнитны, а аустенитно-мартенситные стали магнитны.

[2] Применяется также десятибальная шкала. I балл пятибальной шкалы соответствует I—V баллам десятибальной, далее соответственно II балл — VI—VII баллу; III балл — VIII баллу, IV балл — IX баллу и V балл — X баллу.

Межкристаллитная коррозия зависит от содержания углерода, а также от наличия элементов — стабилизаторов. Весьма стойки к межкристаллитной коррозии стали с пониженным содержанием углерода (<0,02 % С) и стали с титаном или ниобием. В этих случаях межкристаллитная коррозия может быть вызвана отпуском при 600—700 °С с выдержкой более часа. В сталях, не содержащих этих элементов или содержащих более 0,02 % С, после отпуска продолжительностью менее часа примерно при 600 °С появляется склонность к межкристаллитной коррозии.

Как отмечалось, процесс межкристаллитной коррозии заключается в выделении карбидной сетки по границам зерен, поэтому даже если металл не работает в среде высокой агрессивности, то все равно выделение карбидов по границам зерен отрицательно влияет на пластичность металла.

Коррозионное растрескивание ускоряется при недостаточной стабильности аустенита в отношении $\gamma \rightarrow \alpha'$-превращения. Поэтому увеличение устойчивости аустенита относительно мартенситного превращения достигается увеличением содержания аустенитообразующих элементов, что приводит к повышению сопротивления коррозионному растрескиванию.

На основе перечисленных соображений выбирают нержавеющую сталь для изделия.

Наиболее распространенные марки стали были приведены в табл. 76.

Стойкость сталей (в отношении равномерного коррозионного разрушения) 1—12 и 15—19 примерно одинакова, пониженной стойкостью обладают стали 13, 14, 21 и 22, а повышенной 20 и 23—25. Высокую стойкость к межкристаллитной коррозии имеют стали 4, 8, 10—12, 14. Остальные стали не обладают высокой стойкостью к межкристаллитной коррозии.

Высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию обладают стали типа 18—12, остальные стали, особенно типа 18—9, в этом отношении уступают им.

Молибден и медь вводят в нержавеющие стали для повышения сопротивления коррозии в кислотах, поэтому стали типа Cr—Ni—Mo и Cr—Ni—Cu—Mo будут рассмотрены в параграфе о кислотостойких сталях.

Селен или теллур вводят в нержавеющие стали для улучшения обрабатываемости резанием. Сталь 6 (Х18Н10Е) — автоматная нержавеющая сталь.

3. Кислотостойкие стали и сплавы

Для производства синтетических неметаллических материалов (пластмассы, стеклопластики, стекловолокно и т. д.), удобрений, а также других химических продуктов аппаратура, установки и машины работают в агрессивных кислотных средах, чаще в серной, соляной, азотной или фосфорной кислотах и их смесях разной концентрации и при разных температурах.

Рассмотренные в предыдущем параграфе нержавеющие стали оказываются недостаточно стойкими в перечисленных средах и других средах высокой агрессивности.

Для эксплуатации в этих средах следует применять более легированные *стали и сплавы, называемые кислотостойкими.*

Увеличение стойкости в кислотах (общая коррозия) дает присадка в аустенитные стали молибдена и особенно молибдена с медью при

одновременном увеличении содержания никеля (стали типа Cr—Ni—Mo и Cr—Ni—Mo—Cu см. табл. 76).

При необходимости иметь и высокую кислотостойкость (на уровне стали 06ХН28МДТ), и высокие механические свойства ($\sigma_в >$ > 1000 МПа) рекомендуется к применению сплав Cr—Ni—Mo—Cu—Ti—Al. Последние два элемента вызывают интерметаллидное упрочнение [выделение дисперсных фаз типа Ni_3 (Ti, Al)].

Более высокую коррозионную стойкость имеют никелевые сплавы, так называемый *хастеллой* типа 80 % Ni + 20 % Mo (их еще иногда называют сплавами НИМО) с дополнительным легированием.

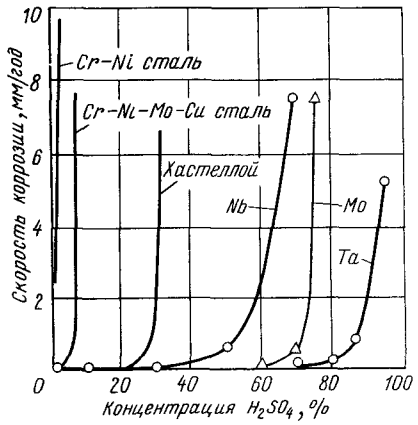


Рис. 353. Склонность к коррозии различных металлов в кипящей серной кислоте

Наиболее высокой стойкостью в кислотах обладают тугоплавкие металлы (молибден, ниобий, тантал).

Сравнительные данные о коррозионной стойкости перечисленных сплавов и тугоплавких металлов приведены на рис. 353.

Рассмотрим коррозионную стойкость разных сплавов в различных средах.

Серная кислота. При комнатной температуре высокой стойкостью в этой кислоте обладают все аустенитные нержавеющие стали (хромистые типа Х17 нестойки). Примерно при 70 °С аустенитные хромоникелевые стали нестойки даже в кислотах слабой концентрации, но примерно до 5 % H_2SO_4 могут работать аустенитные стали с добавлением молибдена и меди (стали ЭИ943, см. табл. 76). В кипящей серной кислоте до концентрации примерно 30 % все стали, в том числе и сталь 06ХН28МДТ, нестойки. В этих случаях следует применять сплавы типа хастеллой, а при концентрации от 30 % до 60—80 % в кипящей серной кислоте могут работать лишь тугоплавкие металлы (рис. 353).

Фосфорная кислота. При комнатной температуре любой концентрации аустенитные стали устойчивы, хромистые нет.

В горячей (70 °С) фосфорной кислоте устойчивы лишь сталь 06ХН28МДТ (до концентрации 25 %), в кипящей — лишь хастеллой (до концентрации 20—50 %), а при более высокой устойчивы лишь тугоплавкие металлы.

Соляная кислота. При комнатной температуре устойчива только сталь ЭИ943, но лишь в разбавленной кислоте (5 %).

В кипящей кислоте концентрацией до 20 % может работать сплав хастеллой и до любой концентрации — тугоплавкие металлы.

Состав некоторых сплавов типа хастеллой приведен в табл. 79.

Таблица 79. Химический состав сплавов типа хастеллой, %

Сплав	C	Si (не более)	Mn (не более)	Mo	Cr	W	V	Co	Fe
Хастеллой B	0,05	1,0	1,0	26—30	1,0	—	0,35	2,5	4—6
Н70МФ	0,05	0,2	0,5	25—29	⩽0,3	—	1,4—1,7	—	⩽4,0
Хастеллой C	0,08	1,0	1,0	15—17	14,5—16,5	3—4	0,35	2,5	4—7
ХН65МВ	0,03	0,15	1,0	15—17	14,5—16,5	3,0—4,5	—	—	⩽1,0

Примечание. Основа — никель.

Все сплавы хастеллой содержат 15—30 % Mo и 60—80 Ni, дополнительно легированы кобальтом, иногда и другими элементами. Эти сплавы должны иметь минимальное содержание углерода, так как он вызывает межкристаллитную коррозию и в этих сплавах, причем других средств борьбы с коррозией в этих сплавах, кроме снижения в них содержания углерода, нет. Вредное влияние оказывает загрязнение сплавов железом и кремнием (Т. В. Свистунова).

Кроме высоких коррозионных свойств, сплавы хастеллой обладают и высокими механическими свойствами ($\sigma_в >$ 880 МПа, $\sigma_{0,2} >$ > 390 МПа) при высокой прочности, что делает их ценным конструкционным материалом.

О применении тугоплавких металлов как кислотостойких см. гл. XXII.

4. Криогенные стали и сплавы

Под криогенными сталями и сплавами подразумевают металлические материалы для машин и оборудования, предназначенные для получения, перевозки и хранения сжиженных газов и, следовательно, эксплуатируемых до температур кипения: кислорода (—183 °С), азота (—196 °С), неона (—247 °С), водорода (—253 °С) и гелия (—269°С), а также сжиженных углеводородов (метила, бутана и др.), температуры кипения которых лежат в интервале —80÷—180 °С.

Стали и сплавы, предназначаемые для работы при низких температурах, делят на металлические материалы для работы при низких климатических температурах (до —60 °С), так называемые стали северного исполнения, и эксплуатируемые при температурах от комнатной до температуры ниже —80 °С почти вплоть до абсолютного нуля (4,2 К — температура кипения жидкого гелия) — так называемые *криогенные стали и сплавы*, которые чаще всего являются одновременно и нержавеющими (аустенитными).

Как и для других конструкционных материалов, основное требование к криогенным материалам — механическая прочность. Однако специфичностью условий работы является широкий интервал температур от комнатной до жидкого гелия, в котором существенно меняются свойства.

В общем можно отметить, что при понижении температуры прочность повышается, а пластичность и вязкость снижаются. Отсюда прочность должна гарантироваться при комнатной температуре (поскольку при низкой температуре она будет заведомо выше), а пластичность и вязкость при низшей температуре эксплуатации.

Понижение температуры само по себе приводит к повышению прочности ($\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$), однако на изменение прочности при понижении

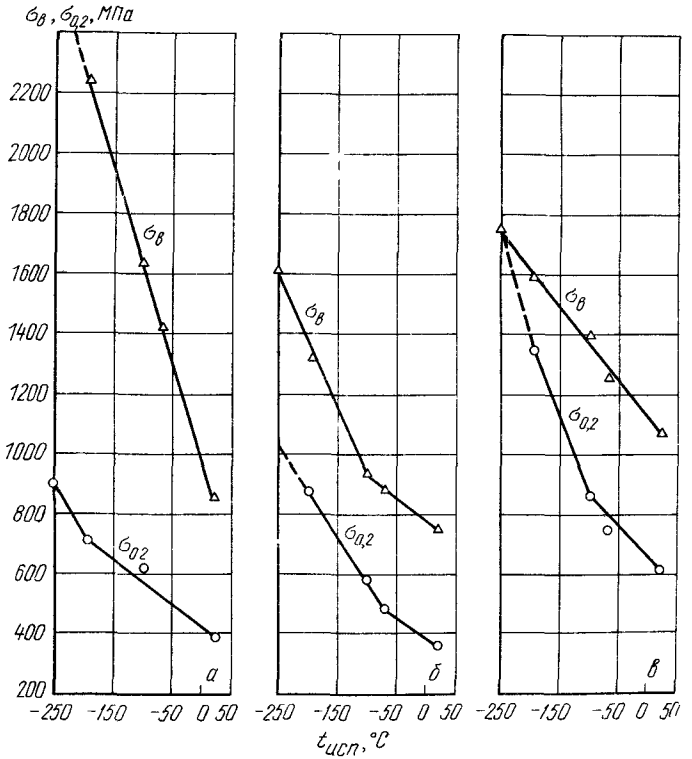


Рис 354 Пределы прочности и текучести аустенитных сталей (образцы с надрезом) при различных температурах испытаний
а — 12Х18Н10 *б* — 12Х18Н20 *в* — 12Х18АГ19

температуры немаловажное влияние оказывают и дополнительные моменты, связанные с фазовыми превращениями или изменением характера разрушения.

На рис 354 показано влияние температуры на прочностные свойства аустенитных сталей Сталь 12Х18Н20 (рис 354, *а*) со стабильным аустенитом, который не претерпевает превращений при низких температурах в процессе деформации и разрушается вязко В этом случае кривые, показывающие значения $\sigma_в^н$ и $\sigma_{0\,2}^н$ идут эквидистантно, при всех температурах отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_в = 0,5$

В стали 12Х18Н10, как было сказано выше (см с. 415), деформация вызывает мартенситное ($\gamma \rightarrow \alpha''$) превращение, которое наступает в результате пластической деформации, т е в области напряжений, превосходящих $\sigma_{0\,2}$. Поэтому $\sigma_{0,2}$ в этой стали изменяется, как и в стали со стабильным аустенитом, а разрушение ($\sigma_в$) происходит не в аустенитном, а аустенито-мартенситном состоянии. Кривые, характеризующие $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ — расходятся (рис. 354, *а*).

Сталь Х18АГ19 не содержит никеля и несмотря на аустенитную структуру в ней при температурах ниже (—80)—(—100) °С появляется в изломе хрупкая составляющая. В этом случае пластичность снижается, предел текучести при снижении температуры быстро повышается, кривые $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ сближаются (рис. 354, *в*).

В табл. 80 приведены свойства трех марок аустенитных сталей, из которой видно, что свойства прочности ($\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$) при +20 и —253 С° сильно различаются и расчет криогенных конструкций на прочность надо вести на свойства при комнатной температуре, когда они минимальны.

Таблица 80. Механические свойства аустенитных криогенных сталей

Марка стали	Температура испытания, °С	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
12Х18Н10	20	685	245
	—253	1860	440
12Х18Н20	20	540	270
	—253	1220	590
12Х13АГ19	20	780	380
	—253	1270	930

Хромоникелевые аустенитные стали имеют высокую ударную вязкость ($a_I > 2000$ кДж/м²) при комнатной температуре и, так как при всех температурах вплоть до температуры кипения жидкого водорода (—253 С°) у них сохраняется вязкий излом, ударная вязкость монотонно снижается, очевидно, за счет монотонного повышения прочности, но сохраняет при —253 °С высокие значения, выше 1000 кДж/м². Вот почему для работы при таких низких температурах (ниже —196 °С) применяют преимущественно аустенитные стали, тогда как для температур выше —196 °С [т. е. для интервала температур (—80)—(—160 °С)] возможно применение и менее дорогих сталей.

Как было показано, никель эффективно понижает порог хладноломкости железа и, следовательно, используя это влияние, можно получать железоникелевые стали (низкоуглеродистые) с разным значением порога хладноломкости (табл. 81).

Таблица 81. Влияние никеля на механические свойства и порог хладноломкости железа (0,05 % С)

Содержание никеля	Порог хладноломкости, °С		Механические свойства		Содержание никеля	Порог хладноломкости, °С		Механические свойства	
	T_{50}	T_{80}	$\sigma_в$, МПа при +20 °С	a_1, кДж/м² при —196 °С		T_{50}	T_{80}	$\sigma_в$, МПа при +20 °С	a_1, кДж/м² при —196 °С
0	0	—40	410	50	6	—100	—180	590	800
1	—20	—60	440	100		—180	—196	560	1200
2	—40	—90	490	150	7	—120	—	590	1200
3	—50	—120	490	230	9	—130	—	640	1200
4	—70	—140	510	310		—180	—	610	2400
5	—90	—150	540	380					

Примечание. При 7—9 % Ni T_{80} ниже —196 °С.

В табл. 81 порог хладноломкости указан по появлению хрупких участков в изломе (90 % В) и по обычной характеристике (T_{50}) для стали в нормализованном состоянии.

Следует иметь в виду, что при этой температуре ударная вязкость всех сталей примерно одинаковая ($a_1 = 2700 \div 3000$ кДж/м²).

Из таблицы видно, что с увеличением содержания никеля повышаются прочностные свойства ($\sigma_в$), понижается порог хладноломкости (T_{50}) и поэтому увеличивается ударная вязкость при —196 °С.

Для сталей с 6 и 9 % Ni, имеющих практическое применение (промышленное обозначение 0Н6 и 0Н9), нижняя строка показывает более высокие свойства, которые относятся к особому режиму термической обработки — двойной нормализации (первая от 900 °С, вторая от 790 °С) и отпуску при 560 °С.

В связи с дефицитностью никеля необходимо бережно выбирать стали, легированные этим элементом. Критерием является порог хладноломкости, который для деталей, не испытывающих ударных нагрузок, устанавливается по T_{50} (допустимо 50 % в изломе хрупкой составляющей) и T_{90} для динамически нагруженных сталей (практически содержание хрупкой составляющей в изломе недопустимо).

Отсюда сталь 0Н6 (6 % Ni) можно применять до —100 °С при динамических условиях нагружения и до —180 °С (практически до —196 °С, т. е. до «кислородных» температур) при отсутствии динамических нагрузок, а сталь 0Н9 (9 % Ni) соответственно до —130 и —196 °С. «Водородная» (—253 °С) и «гелиевая» (—269 °С) температуры, по-видимому, для стали с 9 % Ni (и безусловно для стали с 6 % Ni) слишком низкие.

Надо иметь в виду, что эти стали не являются коррозионностойкими.

В случае требований высокой коррозионной стойкости[1] следует применять хромоникелевые аустенитные стали, описанные в п. 2 этой главы, обладающие к тому же более высокой хладостойкостью, чем стали с ферритной структурой (в том числе и 0Н6 и 0Н9).

Относительно невысокая прочность ($\sigma_{0,2} \approx 245$ МПа) аустенитных нержавеющих сталей привела к разработке высокопрочных криогенных сталей (например,

Таблица 82. Состав и свойства некоторых криогенных сталей

Марка стали	Структура	Порог хладноломкости		Механические свойства	
		T_{90}	T_{50}	$\sigma_в$ (+20 °С), МПа	a_1 (—196 °С), кДж/м²
0Н6	Феррит (мартенсит)	—100	—180	540	800
0Н9	То же	—130	<—196	635	1200
10Х14Г14Н4Т	Аустенит	—196	<—196	635	2000
10Х18Н10Т	»	<—196	<—196	540	2000
07Х21Г7АН5 (ЭП222)	»	<—196	<—196	685	2000
03Х13АГ19	»	50	—196	685	1700
03Х20Н16АГ6	»	<—269	<—269	685	2000
03Х19Г10Н7АМ2 (ЭП731)	»	<—196	<—196	782	1000
03Х13Н9Д2ТМ (ЭП699)	Аустенит + мартенсит	<—196	<—196	1080	600

[1] Указанные выше сжиженные газы не являются агрессивными в коррозионном отношении средами.

сталь 07Х21Г7АН5 с $\sigma_{0,2} = 400$ МПа или 03Х13Н9Д2ТМ с $\sigma_{0,2} = 800$ МПа). Однако высокое содержание в них никеля (около 10 %) привело к разработке малоникелевых сталей, которые оказались пригодными до относительно не очень низких температур. Свойства некоторых из наиболее распространенных криогенных сталей приведены в табл. 82.

Порог хладноломкости — характеристика чрезвычайно чувствительна к чистоте стали. Данные о пороге хладноломкости, приведенные в табл. 81 и 82, относятся к достаточно чистым по примесям внедрения (С, N, О, Н, В) сталям.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Коломбье Л., Гохман И. Нержавеющие и жаропрочные стали. Пер. с франц. М.: Металлургиздат, 1958. 479 с.

Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали. М.: Металлургия, 1967. 798 с.

Приданцев М. В., Талов Н. П., Левин Ф. Л. Высокопрочные аустенитные стали. М.: Металлургия, 1969. 248 с.

Чигал В. Межкристаллитная коррозия нержавеющих сталей. Пер. с чешск. Л., Химия, 1969. 232 с.

Гуляев А. П., Задан Т. А. Новые низколегированные нержавеющие стали. М.: Машиностроение, 1972. 104 с.

Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы. Справочник. М., «Металлургия», 1980. 207 с.

Ульянин Е. А., Сорокина Н. А. Стали и сплавы для криогенной техники: Справочник. М.: Металлургия, 1984. 204 с.

Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющих сталей, сплавов и чистых металлов: Справочник. М.: Металлургия, 1982. 350 с.

Глава XX

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

1. Износостойкость

Возможность продолжительной эксплуатации деталей машин и других изделий, их долговечность во многих случаях связаны с износостойкостью материалов, из которых они изготовлены.

Износ деталей машин и аппаратов может быть вызван трением металлических деталей друг о друга и воздействием рабочей среды — потоком жидкости или газа, царапанием твердых частиц о поверхность деталей и другими поверхностными процессами.

Механизм износа различен и зависит от условий износа, но в основном он состоит в том, что с поверхности металла вырываются мелкие частицы. В случае обычного трения поверхность металла наклепывается и сопротивляемость истиранию возрастает. Следовательно в данном случае способность металла к наклепу в существенной степени определяет его износостойкость. В случае абразивного износа, когда твердые частицы абразива (например, песка) вырывают мельчайшие кусочки металла, стойкость против износа будет определяться сопротивлением металла хрупкому разрушению и его твердостью. При наличии агрессивных сред сопротивление износу зависит и от коррозионной стойкости материала. Поэтому износостойкость сплава (стали) определяется его физико-химическими свойст-

вами и условиями износа, причем в зависимости от условий износа оптимальная структура и свойства металла могут быть различными.

Стойкость против абразивного износа возрастает с увеличением твердости изнашиваемого материала, но для различных материалов в разной степени (рис. 355), поэтому эффективным повышением износостойкости является поверхностная закалка или другие методы повышения поверхностной твердости (цементация, азотирование и т. д.). При одинаковой поверхностной твердости стали со структурой мартенсит + карбиды обладают большей износостойкостью, чем стали с такой же твердостью, но не имеющие избыточных карбидов.

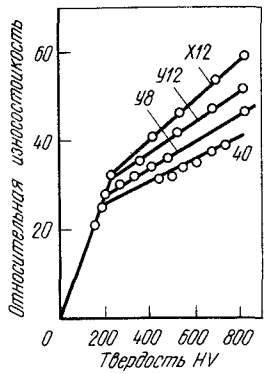


Рис. 355. Износ в зависимости от твердости материала

При одинаковой твердости сталь, имеющая крупнокристаллическую структуру, имеет меньшую износостойкость, чем сталь с мелкокристаллической структурой, так как у первой сопротивление хрупкому разрушению меньше.

Включения графита, ухудшающие механические свойства стали, повышают износостойкость при трении, так как в процессе изнашивания графитные включения выходят на поверхность трения, разрушаются по плоскостям спайности, образуя тончайшие пластинки и заполняют неровности трущихся поверхностей, тем самым предотвращая сухое трение металла о металл и схватывание. Другими словами, графитные включения выполняют роль смазки. Высокая износоустойчивость получена на порошковых пористых материалах, поры которых заполнены маслом, медью.

2. Графитизированная сталь

Графитизированная сталь обладает высокой стойкостью против износа. Графит в структуре получается за счет частичного разложения цементита, поэтому графитизирующиеся стали должны иметь высокое содержание углерода и кремния (в качестве легирующей примеси), который повышает способность стали к графитизации.

Состав некоторых графитизированных сталей приведен в табл. 83.

В литом горячекатаном состоянии эти стали имеют структуру пластинчатого перлита с избыточными (часто в виде сетки) карбидами. Для получения необходимого количества графита проводят графитизирующий отжиг. При этом пластинчатый перлит переводят в зернистый для улучшения обрабатываемости. Режим обработки в общем аналогичен режиму графитизирующего отжига ковкого чугуна и заключается в нагреве до 820—840 °С с выдержкой около 5 ч, охлаждения до 700—720 °С, выдержке 5—15 ч при этой температуре для частичной графитизации избыточного цементита. Дальнейшее охлаждение до 600 °С — с печью, а от 600 °С — на воздухе.

После такой обработки структура стали состоит из зернистого перлита с некоторым количеством мелких округлых (точечных) графитных включений (рис. 356).

Детали из графитизируемой стали можно применять в отожженном состоянии и после закалки с отпуском.

Таблица 83. Состав графитизированных сталей, %

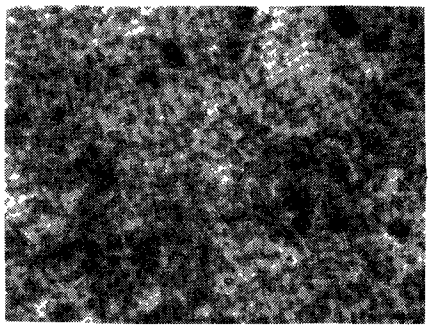
Марка стали	C	Si	Mn	Другие элементы
ЭИ293	1,50—1,75	0,75—0,95	0,20—0,40	—
ЭИ336	1,50—1,70	0,70—1,00	0,15—0,40	0,4—0,7 Cu
ЭИ366	1,30—1,45	1,60—1,25	0,40—0,50	0,2—0,4 Ti

Примечание. Ограничено содержание следующих элементов: Ni < 0,2; Cr < < 0,08, S < 0,025; P < 0,03.

Отожженная графитизированная сталь превосходит по прочности высокопрочный чугун и обычную конструкционную углеродистую сталь (в нормализованном состоянии), уступая последней по пластичности:

	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Графитизированная сталь	800	5
Сталь 50	600	20
Высокопрочный чугун	400	10

Термически обработанную графитизированную сталь применяют для холодных штампов, калибров, траков и других деталей, подвергающихся в работе большим давлениям и износу. В отожженном состоянии графитизированную сталь применяют как заменитель цветных металлов — латуни и бронзы.


Рис. 356. Структура графитизированной стали (зернистый перлит+округлые включения графита), ×500

Из графитизированной стали изготавливают литые коленчатые валы. Наличие графита повышает склонность стали к затуханию колебаний, а ее недостаточная прочность может быть компенсирована конструктивно — более выгодной формой отливок, чем поковки.

3. Высокомарганцовистая сталь

Как отмечалось, устойчивость против износа достигается обычно получением высокой поверхностной твердости. Однако существует аустенитная сталь, которая в условиях обычного трения, сопровождаемого большим удельным давлением (и когда отсутствует чисто абразивный износ), при низкой твердости (всего лишь 200—250 *НВ*) обладает высокой износоустойчивостью. Это так называемая *сталь Гадфильда* [1] (Г13), содержащая 1,2 % С и 13 % Mn.

Сталь применяют в литом и реже — в горячедеформированном виде.

Термическая обработка литых и кованых деталей (механической обработке сталь подвергается с большим трудом) заключается в закалке в воде с 1050—1100 °С. При быстром охлаждении в воде полностью задерживается выделение карбидов и образуется чисто аусте-

[1] Первая легированная сталь разработана Гадфильдом и запатентована в 1883 г.

нитная структура (рис. 357) (что обеспечивается при соотношении Mn : C $\geqslant$ 10).

Сталь обладает типичными для аустенитных сталей высокими вязкостью и пластичностью при достаточно хорошей прочности.

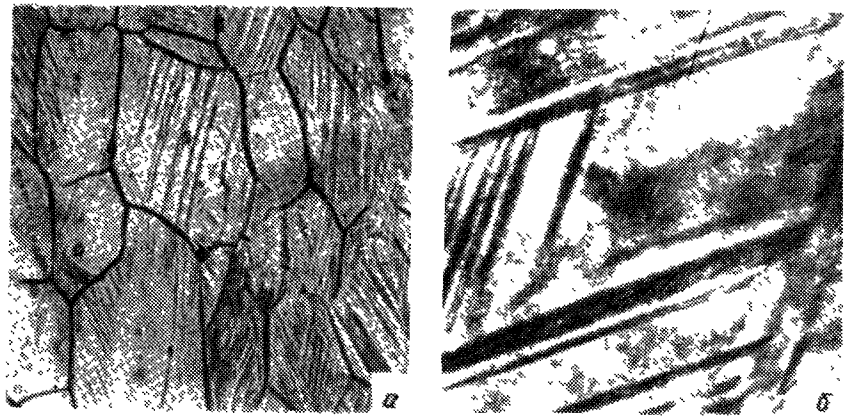
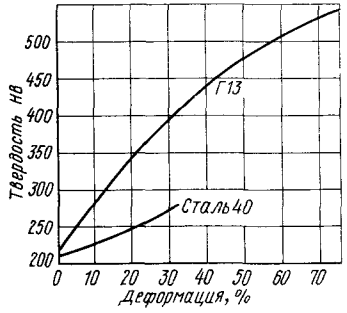


Рис. 357. Структура стали Гадфильда после деформации:
а — световая микроскопия, ×400; *б* — электронная микроскопия, ×30 000

Примерные механические свойства этой литой и закаленной на аустенит стали следующие: $\sigma_в$ = 780÷980 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 255÷390 МПа; δ = 40÷50 %; ψ = 40÷50 %; твердость 180—220 *НВ*.

При низкой твердости сталь Гадфильда обладает необычно высокой износоустойчивостью



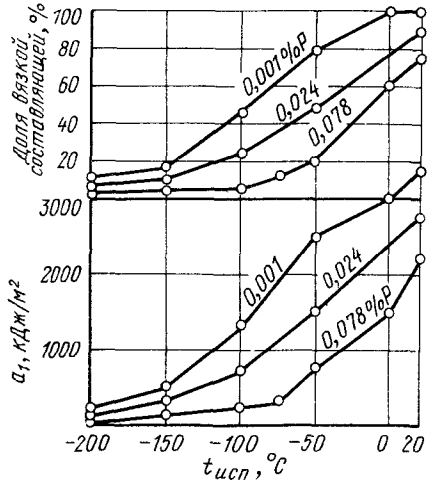


Рис. 358. Влияние наклепа на твердость углеродистой стали 40 и стали Г13

Рис. 359. Ударная вязкость и доля вязкой составляющей в изломе стали Г13 с различным содержанием фосфора

при трении с давлением и ударами. Это объясняется повышенной способностью к наклепу (рис. 358) значительно большей, чем у обычных сталей с такой же твердостью.

Чисто марганцевая аустенитная сталь Г13, в литом, а также кованом состояниях, имеет явно выраженный порог хладноломкости (рис. 359), который повышается с увеличением содержания фосфора.

Раньше считалось, что сплавы с г. ц. к. решеткой не имеют порога хладноломкости и в стали Г13 допускалось высокое содержание фосфора — (до 0,12 %). Новейшие данные (см. рис. 359) показывают, что стали с г. ц. к. так же как с решеткой о. ц. к. склонны к хладноломкости. Поэтому и в стали Г13, используемой для ответственных отливок, следует жестко регламентировать содержание фосфора (не более 0,02 %).

Полагали, что такое высокое упрочнение при пластической деформации связано с образованием мартенсита деформации. Однако тщательные измерения показали, что при самых больших деформациях, в том числе при низких температурах, не образуется больше чем 0,5—1,5 % мартенсита, а такое его количество не может существенно повысить твердость стали.

Высокая упрочняемость стали Гадфильда при пластической деформации обусловлена тем, что деформация осуществляется преимущественно путем механического двойникования аустенита (см. рис. 358). С одной стороны, двойники являются эффективными барьерами для движения дислокаций и поэтому упрочняют сталь. С другой стороны, двойники приводят к релаксации внутренних напряжений, предотвращая локализацию пластической деформации и образование трещин.

Высокая вязкость аустенита наряду с достаточной прочностью и износоустойчивостью делает сталь Гадфильда незаменимым материалом для деталей, работающих на износ и удар одновременно.

Из стали Г13 изготавливают черпаки экскаваторов, траки гусениц тракторов, трамвайные крестовины, детали камнедробилок и другие детали. В этих деталях трение сопровождается ударами и большими давлениями; при абразивном износе, когда давление и, следовательно, наклеп отсутствуют, сталь Гадфильда не имеет существенных преимуществ в отношении износоустойчивости перед другими сталями такой же твердости.

Имеются также стали с высокой кавитационной стойкостью [1].

Обычно это стали с структурно неустойчивым аустенитом. Образование мартенсита при ударе водных струй, как показали опыты И. Н. Богачева, весьма положительно влияет на кавитационную стойкость. Примером кавитационно стойкой стали может служить сталь марки 30Х10Г10 (0,3 % С; 10 % Cr; 10 % Mn).

4. Наплавочные материалы

В целях резкого повышения износостойкости, а также восстановления размеров изношенных деталей проводят наплавку на те поверхности детали, которые подвергают сплошному износу. В этом случае наплавляются заранее заготовленные в виде прутков (трубок) наплавочные сплавы, расплавляются кислородно-ацетиленовым пламенем или вольтовой дугой и в жидком (полужидком) состоянии наносят на поверхность детали.

Однако в качестве наплавок применяют весьма твердые и поэтому очень износоустойчивые сплавы, но не обладающие высокой механической прочностью из-за их хрупкости.

Применяют различные виды наплавочных материалов, например порошковую смесь карбидов $W_2C + WC$ в эвтектической пропорции [2]. Этой смесью заполняют

[1] *Кавитация* — поверхностное разрушение под действием потока жидкости или газа.

[2] 4,5 % С, остальное вольфрам, температура плавления сплава 2525 °С.

железную трубку. Наплавление проводят с помощью расплавления железной трубки. Наплавленный слой состоит из железа с включениями карбидов вольфрама. При высокой твердости и износостойкости, превышающей остальные наплавочные материалы, этот наплавочный материал обладает высокой хрупкостью. Предел прочности при изгибе составляет всего лишь 300—500 МПа (при растяжении — близок к нулю).

Эти наплавочные материалы (трубки) выпускают под общим названием *релит*, и разные марки его отличаются дисперсионностью карбидного порошка (от 20 до 80 меш.).

Кроме того, промышленность изготовляет также прутки из железохромоникелевого сплава, который применяют в качестве наплавочного материала (так называемый «сормайт»). Примерный состав сплава 30 % C; 30 % Cr, 5 % Ni; 3 % Si — сормайт 1; или 1,7 % C; 15 % Cr; 2 % Ni; 2 % Si; остальное железо — сормайт 2. Первый сплав обладает большей твердостью, но и большей хрупкостью (50 и 40 HRC соответственно), что и определяет выбор сплава для наплавки.

Для наплавки используют механическую смесь раздробленных феррохрома, ферромарганца, чугуна и угля. После их расплавления и нанесения на поверхность изделия образуется сплав (названный *сталинит*) состава (примерно): 10 % C; 20 % Cr; 15 % Mn; 3 % Si; остальное железо. Его структура состоит из аустенита и большого количества карбидов. Обладает высокой твердостью (>65 HRC)

Широко применяют электродуговую наплавку, при которой электрод, изготовленный из железа или стали, обмазывают разными компонентами, которые наплавляют на деталь. При этом образуются сплавы разные по составу и структуре.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Марганцовистая сталь. Пер. с англ. М., Металлургиздат, 1959 94 с.

Бунин К. П., Баранов А. А., Погребной Э. Н. Графитизация стали. Киев: Изд-во АН УССР, 1961. 84 с.

Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин. М.: Машиностроение, 1966. 375 с.

Лившиц Л. С., Триберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. М.: Машиностроение, 1969. 186 с.

Хрущев М. М., Бабичев М. А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.

Методы повышения долговечности деталей машин. М.: Машиностроение, 1971. 271 с. Авт.: *В. Н. Ткачев, Б. М. Фиштейн, В. Д. Власенко, В. А. Уланов.*

Тодоров Р. П., Николов М. В. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. М.: Металлургия, 1976. 167 с.

Рыбакова Л. М., Куксенова Л. И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.

Глава XXI

ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ

Необычайно высокие темпы роста производства и потребления титана обусловлены его весьма ценными свойствами: небольшой плотностью, высокой прочностью, высокой коррозионной стойкостью.

Приведем объем мирового производства титана (без СССР):

Год	1948	1953	1966
Производство титана, т	2	2100	22 000

Преимущественное применение титан получил в авиации, ракетостроении и других отраслях техники, где удельная прочность имеет важное значение. Для интервала температур 300—600 °С сплавы

титана имеют самое высокое значение удельной прочности ($\sigma_в/\gamma$), уступая при температурах ниже 300 °С алюминиевым сплавам, а выше 600 °С — сплавам на основе железа и никеля.

Немаловажное значение, обеспечивающее широкое распространение сплавов титана в будущем, является сравнительно большое его содержание в земной коре (0,6 %). По распространенности в земной коре титан уступает только трем металлам — алюминию, железу и магнию.

1. Свойства титана

Титан серебристо-белый металл с малой плотностью (4,5 г/см³) и высокой температурой плавления (1672 °С).

Свойства титана существенно зависят от его чистоты. Так, например, чистоте титана (% Ti) 99,99; 99,8; 99,6; 99,5; 99,4 соответствует твердость (НВ) 100; 145; 165; 195; 225.

Титан имеет две аллотропические модификации: α-низкотемпературную с плотноупакованной гексагональной решеткой ($a = 0{,}29$ нм и $c = 0{,}467$ нм при 20 °С) и β-высокотемпературную с кубической объемноцентрированной решеткой ($a = 0{,}331$ нм при 900 °С).

Температура перехода $\alpha \rightleftarrows \beta$ равна 882 °С.

Металлургические заводы (цветной металлургии) изготавливают так называемую титановую губку, которую на машиностроительных заводах переплавляют, получая технический титан или легируют ее разными элементами, получая тот или иной титановый сплав.

Титановую губку маркируют буквами ТГ, затем следует цифра, показывающая твердость выплавленных из нее эталонных образцов (ТГ100, ТГ110 и т. д.). Очевидно, более высокая цифра показывает на меньшую чистоту металла.

Технический титан — титан, переплавленный из губки и отходов, содержит довольно много примесей (см. табл. 84), а поэтому прочность технического титана после отжига составляет 600 МПа, что в два раза выше прочности чистейшего иодидного титана.

Таблица 84. Химический состав технического титана примеси, % (не более)

Марка титана	Fe	Si	C	O	H
ВТ1-0	0,18	0,10	0,07	0,12	0,010
ВТ1-00	0,12	0,08	0,05	0,10	0,008

Примечание. В сплаве ВТ1-0 содержится остальных элементов не более 0,3 % и 0,04 % N.

Температура рекристаллизации высокочистого титана при различной степени деформации следующая:

$t_{рекр}$, °С	700	550	500
Степень деформации, %	10	25	60

Технический титан технологичный металл. Из него изготавливают разнообразные полуфабрикаты. Он хорошо штампуется, сваривается.

2. Легирование титана

Как и в случае легирования железа, так и в данном случае основное значение имеет способность к растворению легирующего элемента в титане и влияние его на положение критической точки (температура $\alpha \rightleftarrows \beta$-превращения).

В соответствии с этим все элементы разделим на группы *А* и *Б*. К группе *А* отнесем элементы, неограниченно (или значительно) растворимые в титане, а к группе *Б* — ограниченно растворимые в титане, которые при сравнительно небольшом их количестве образуют химические соединения с титаном (*титаниды*).

Кроме того, легирующие элементы повышают температуру перехода $\alpha \rightleftarrows \beta$ (I) или понижают ее (II).

Для общей оценки влияния легирующих элементов на титан важно установить, как они влияют на полиморфные превращения титана и какие химические соединения они с ними образуют (т. е. относятся ли они к группе IA, IБ или IIA, IIБ). Ответ на эти вопросы дают двойные диаграммы состояния титан — легирующий элемент, представленные на рис. 360, *а* в виде классификационной схемы.

На рис. 360, *б* приведены реальные диаграммы состояния систем Ti—Ta, Ti—Fe и Ti—O, относящиеся соответственно к группам IIA, IIБ и IA.

Элементы, атомные радиусы которых не отличаются от атомного радиуса титана более чем на 12—15 %, как правило, образуют неограниченные твердые растворы (группа А). В противном случае значительной растворимости быть не может, и образуются ограниченные твердые растворы и промежуточные химические соединения титана TiX — титаниды (группа Б).

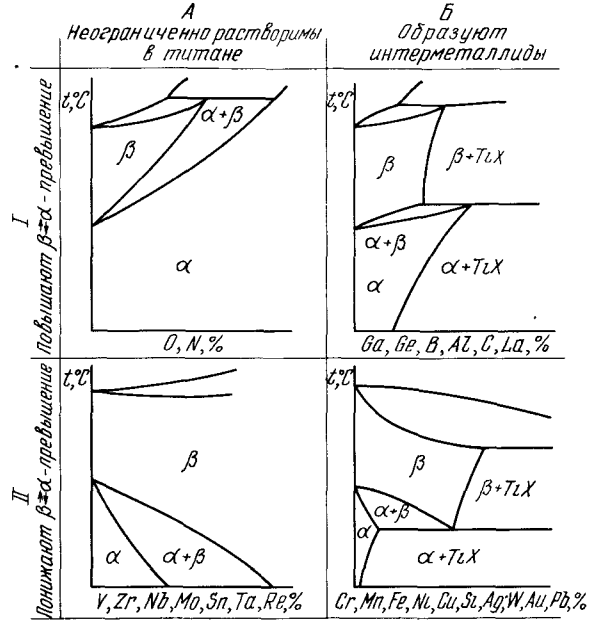
Если элемент изоморфен α-титану, т. е. имеет гексагональную кристаллическую решетку, то он расширяет α-область (I класс) если элемент изоморфен β-титану, т. е. имеет кубическую объемноцентрированную решетку, то он расширяет β-область (II класс), Элементы I класса называют *α-стабилизаторами* (Al, а также O, N, C), элементы II класса — *β-стабилизаторами* (V, Cr, Fe, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, Sn и др.)

3. Фазовые превращения в титановых сплавах

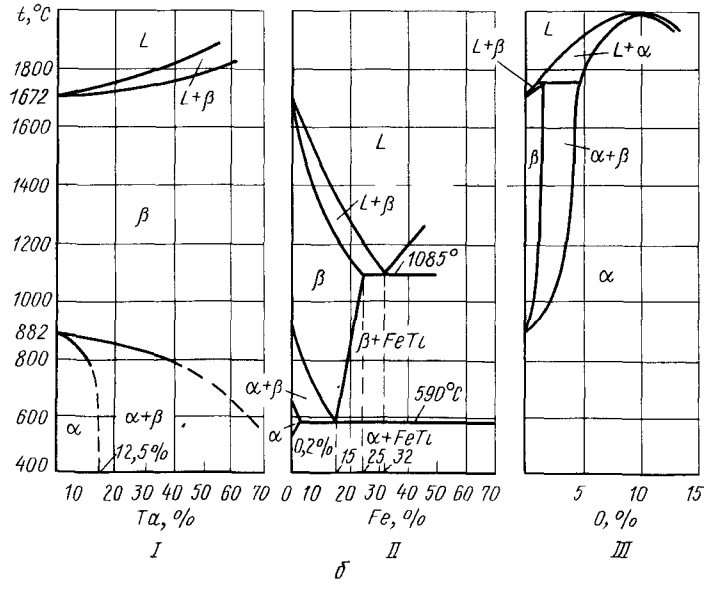
Наличие у сплавов титана высокотемпературной модификации твердого раствора (β), способной к значительному переохлаждению, обусловливает получение разнообразных структур в зависимости от режимов термической обработки (рис. 361).

Полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$-превращение может иметь два различных механизма.

При высоких температурах, т. е. при небольшом переохлаждении относительно равновесной температуры $\beta \rightleftarrows \alpha$-перехода, превращение происходит обычным диффузионным путем, а при значительном переохлаждении и, следовательно, при низкой температуре, когда подвижность атомов мала — по бездиффузионному мартенситному механизму. В первом случае образуется полиэдрическая структура α-твердого раствора (рис. 361, *а*), во втором — игольчатая (пластинчатая) мартенситная структура, обозначаемая обычно как α' (рис. 361, *б*).



а



б

Рис. 360. Диаграммы состояния титановых сплавов:
а — классификационная схема; *б*— реальные диаграммы: *I* — Ti—Ta; *II* — Ti—Fe; *III* — Ti—O

Легирующие элементы, снижающие температуру $\beta \rightleftarrows \alpha$-превращения, естественно, способствуют получению мартенсита, тогда как при малом легировании для этого требуется интенсивное охлаждение. При очень высоком содержании β-стабилизаторов температура $\alpha \rightleftarrows \beta$-превращения снижается до нуля и β-твердый раствор охлаждается до комнатной температуры без превращения.

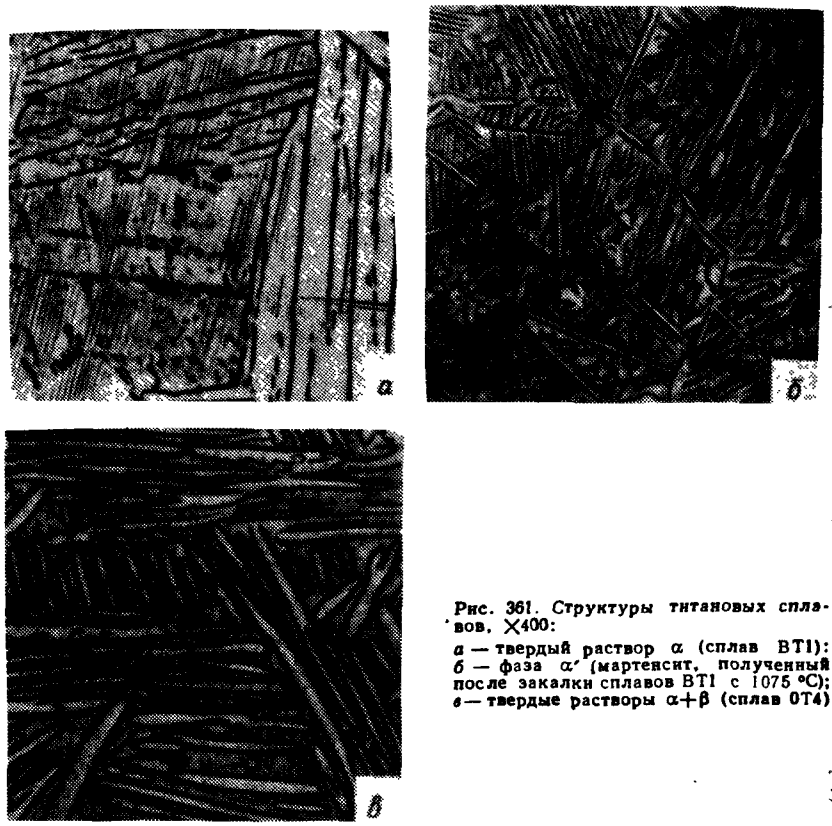


Рис. 361. Структуры титановых сплавов, ×400:
а — твердый раствор α (сплав ВТ1); *б* — фаза α′ (мартенсит, полученный после закалки сплавов ВТ1 с 1075 °С); *в* — твердые растворы α+β (сплав ОТ4)

Как и во всех других случаях, существует температура, при которой начинается образование мартенсита при охлаждении (точка $M_н$). Все β-стабилизаторы понижают точку $M_н$, как показано на рис. 362.

Диаграмма равновесия (рис. 363) с наложенной на ней линией начала мартенситного превращения показывает образование структур при быстром и медленном охлаждении из β-области.

Для сплавов, образующих непрерывные с титаном твердые растворы и снижающих температуру $\alpha \rightleftarrows \beta$-превращения (тип II по рис. 360, *а*, рис. 363, *а*), превращения $\beta \rightarrow \alpha$ при медленном охлаждении реализуются по диффузионному механизму, а при быс-

ром по мартенситному, причем мартенсит образуется лишь в сплавах с концентрацией меньше точки *а*, рис. 363, *а*, а при большей фиксируется β-фаза без превращения. В системах, в которых образуются *титаниды* (соединение титана с другими элементами) распад β-твердого раствора идет с образованием эвтектоида ($\beta \rightarrow \alpha + TiX$), что имеет место лишь при медленном охлаждении. При быстром охлаждении β-фаза превращается в α′ (мартенсит), при концентрации легирующего элемента менее той, которая на диаграмме обозначается точкой *а*, при большей фиксируется переохлажденная β-фаза. Нетрудно видеть, что в принципе превращения в титановых сплавах похожи на превращения в стали.

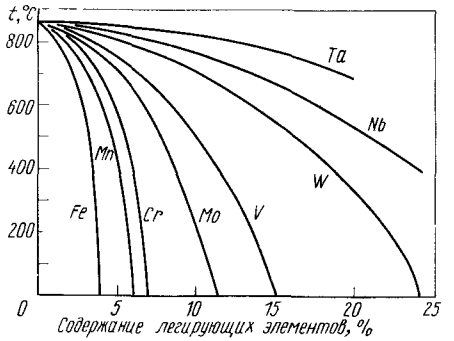


Рис. 362 Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения в титане

Однако, в отличие от сплавов системы Fe—C эвтектоидная смесь в титановых сплавах обладает повышенной хрупкостью, тогда как титановый мартенсит (α′) с невысокой твердостью и пластичностью, мало отличается по свойствам от исходной β-фазы.

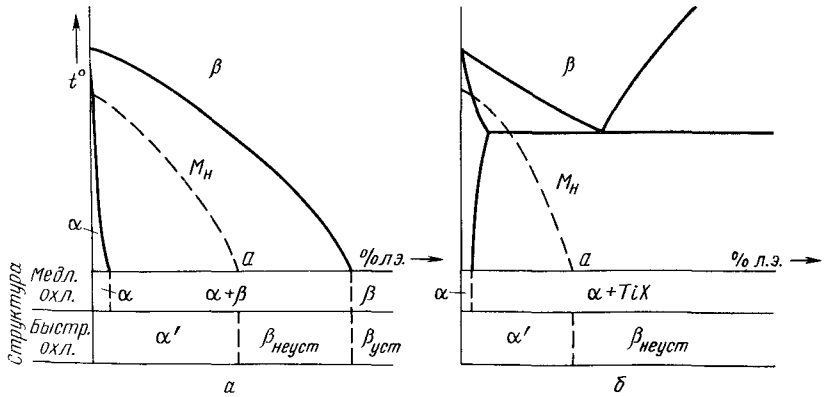


Рис. 363 Образование структур в титановых сплавах в зависимости от скорости охлаждения и содержания легирующего элемента

Кристаллическая структура α и α′ практически одинакова (гексагональная плотноупакованная решетка), однако превращение при низкой температуре приводит к искажениям в α-решетке и уменьшению ее пластичности.

Поскольку превращение β-фазы определяется степенью переохлаждения, то характер превращения можно описать диаграммами изотермического распада β-фазы (рис. 364).

При высокой температуре (выше 500 °С) идет $\beta \rightarrow \alpha$-превращение по диффузионному механизму, пока не установится равновесное двухфазное состояние ($\alpha + \beta$); при низкой температуре β-фаза превращается в α'-фазу—мартенсит. Наконец, в среднем интервале температур (200—500 °С) — через промежуточную ω-фазу. Последняя хрупка и механические свойства плохие. При отпуске мартенсита (α') он превращается в пластинчатую смесь $\alpha + \beta$ фаз (реакцию можно описать так $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$; в том же среднем интервале температур (300—500°С) через промежуточную фазу ($\alpha' \rightarrow \omega \rightarrow \alpha + \beta$). И в этом случае реакцию отпуска надо довести до конца, чтобы не осталось ω-фазы, ухудшающей механические свойства.

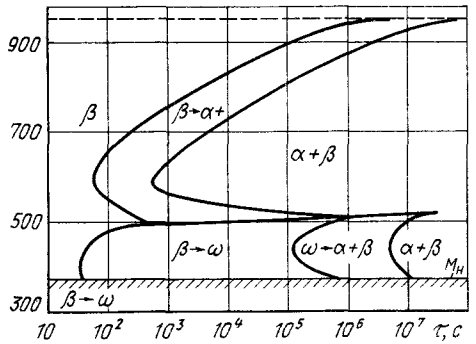


Рис 364 Диаграмма изотермического превращения β-фазы в сплавах Ti+ 8% Mo

4. Промышленные титановые сплавы

Подобно классификации легированных сталей, по Гийэ (см. с. 319), титановые сплавы классифицируют по структуре, которую они получают после охлаждения на воздухе и соответственно с этим сплав разделяют на: α-сплавы; $\alpha + \beta$-сплавы и β-сплавы.

Современные промышленные α-сплавы сравнительно малопластичны, не охрупчиваются при термической обработке. К сплавам этого класса относится чистый титан и сплавы титана с алюминием;

β-сплавы наиболее пластичны, но наименее прочны: при нагреве не испытывают фазовых превращений.

Сплавы $\alpha + \beta$ более прочны, чем однофазные, хорошо куются и штампуются, поддаются термической обработке, охрупчиваются лишь при некоторых условиях термической обработки (появление ω-фазы).

Поскольку титановые сплавы имеют основное назначение как конструкционный материал, в основном применяются сплавы со структурой $\alpha + \beta$. Так как термическая обработка не особенно эффективна для титановых сплавов, то основной способ упрочнения — легирование, но в пределах сохранения структуры $\alpha + \beta$.

Принципы легирования титановых сплавов таковы:

Для упрочнения желательно ввести максимальное количество элементов, но сохранить $\alpha + \beta$ структуру. Поэтому легируют титан большим количеством α-стабилизатора (5—7 % Al), а это позволяет больше, чем в чистом титане, ввести β-стабилизаторов (Mn, V, Mo, Cr и др.) и сохранить после охлаждения на воздухе структуру $\alpha + \beta$.

Составы промышленных сплавов и гарантируемые механические свойства в прутках без специальной термической обработки приведены в табл. 85 и 86.

Таблица 85. Химический состав промышленных титановых сплавов, %

Марка стали	Al	Mn	V	Mo	Cr	Si	Остальное
			α-сплавы				
ВТ5	4,3—6,2	—	—	—	—	—	—
ВТ5-1	4,5—6,0	—	—	—	—	—	2—3 % Sn
ОТ4-1	1,0—2,5	0,7—2	—	—	—	—	—
ОТ4	3,5—5,0	0,8—2	—	—	—	—	—
ВТ4	4,5—6,0	0,8—2	—	—	—	0,18	0,5—1,5Nb 10—12Zr
ВТ18	7,2—8,2	—	—	0,2—1,0	—	0,5	—
			α + β-сплавы				
ВТ6	5,5—7,0	—	4,2—6,0	—	—	—	—
ВТ8	6,0—7,3	—	—	2,8—3,8	—	0,2—0,4	—
ВТ14	4,5—6,3	—	0,9—1,9	2,5—3,8	—	—	—
			β-сплавы				
ВТ3-1	5,5—7,0	—	—	2,0—3,0	1,0—2,5	0,15—0,4	0,2—0,7Fe
ВТ22	4,0—5,7	—	4—5,5	0,2—2	—		0,5—1,5Fe
ВТ15	2,3—3,6	—	—	6,8—8,0	9,5—11,0	—	—

Таблица 86. Механические свойства промышленных титановых сплавов

Марка сплава	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	a_1, кДж/м²
		α-сплав			
ВТ4	780—880	675—780	15—22	20—30	—
Т4	675—835	540—635	15—40	25—55	350—650
		α+ β-сплав			
ВТ6	880—980	780—880	8—13	30—45	400—800
ВТ8	1030—1150	930—1075	9—15	30—55	300—600

Модуль нормальной упругости титановых сплавов 1200 МПа, коэффициент Пуассона 0,3; плотность 4,5 ± 0,1 г/см³; удельное электросопротивление 1,0—1,6 Ом·мм²/м; коэффициент линейного расширения $8,0 \cdot 10^{-6}$—$8,6 \cdot 10^{-6}$ мм/(мм·°С).

5. Термическая обработка титановых сплавов

Рекристаллизационный отжиг титана и его сплавов проводят при 700—800 °С, что значительно превосходит температуру рекристаллизации (500 °С). Эта температура достаточна для быстрого устранения наклепа. Фазовые превращения, рассмотренные ранее, позволяют проводить различные операции закалки и отпуска (старения). Хотя при этом такого значительного изменения свойств не происходит как при термической обработке стали, (α'-мартенсита в титановых сплавах мало отличается по прочности от равновесной α-фазы), тем не менее определенные изменения

наблюдаются, и в последнее время при работе сплавов предусматривается возможность использования термической обработки и она в той или иной степени применяется на практике.

Наиболее важна термическая обработка, в результате которой измельчаются зерна при фазовой перекристаллизации и повышаются пластические свойства.

Титановые сплавы обладают низкими антифрикционными свойствами и для повышения износоустойчивости их подвергают азотированию.

6. Примеси в титановых сплавах

Титан химически активный элемент. Его трудно получить высокой чистоты, а получив, трудно предохранить от вредных воздействий окружающей среды. Поэтому важно не только иметь исходный чистый титан, но и предохранить его от насыщения разными элементами при технологических переделах.

При нагреве титан поглощает кислород, азот, водород и углерод, которые образуют с Ti_α и Ti_β твердые растворы внедрения разной предельной концентрации, в отличие от нормальных легирующих элементов (ванадия, алюминия, олова и др.), образующих твердые растворы замещения. Элементы внедрения резко снижают пластичность, поэтому их следует считать вредными элементами в титановых сплавах.

7. Коррозионная стойкость титана

Титан обладает высокой коррозионной стойкостью в большем количестве агрессивных сред, превосходя в этом отношении нержавеющую сталь.

Высокая коррозионная стойкость титана обусловлена образованием на поверхности плотной защитной пленки (TiO_2). Если эта пленка не растворяется в окружающей среде, то можно считать, что титан в ней абсолютно стоек. Например, морская вода за 4000 лет растворит слой титана толщиной, равной листу бумаги. Если окисная пленка на титане растворима в данной среде, то применение в ней титана недопустимо.

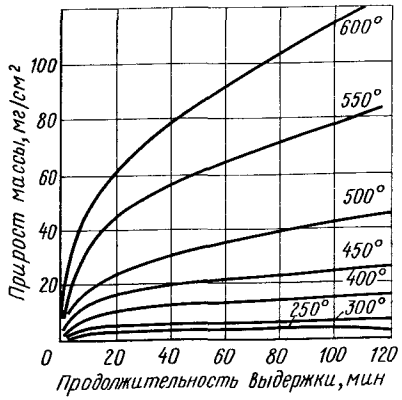


Рис. 365. Окисление титана при различных температурах

Среды, в которых титан не стоек: из неорганических сред — плавиковая, соляная, серная и ортофосфорная кислоты; из органических — щавелевая и уксусная кислоты (подробнее см. соответствующие справочники).

Титан при нагреве поглощает из атмосферы газы (кислород, азот, водород) и чем выше температура, тем поглощение интенсивнее (рис. 365). Поэтому при технических (и эксплуатационных) нагревах титан следует защищать от насыщения его газами, достигается использованием контролируемых нагревательных атмосфер или применением больших технологических припусков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Абковиц С., Бурке Д., Хилц Р. Титан в промышленности. М.: Оборонгиз, 1957. 145 с.

Молчанова Е. К. Атлас диаграмм состояния титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1964. 392 с.

Макквиллэн М. К. Фазовые превращения в титане и его сплавах. М.: Металлургия, 1967. 75 с.

Носова Г. И. Фазовые превращения в сплавах титана. М.: Металлургия, 1968. 180 с.

Титановые сплавы для новой техники. М.: Наука, 1968. 279 с.

Вульф Б. К. Термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия. 1969. 375 с.

Окисление титана и его сплавов. М. Металлургия, 1970. 317 с.

Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия. 1974. 366 с.

Глава XXII

ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ

1. Общие сведения

К тугоплавким металлам, если принять за единственный показатель высокую температуру плавления, следует отнести все металлы, температура плавления которых выше температуры плавления железа (1539 °С). Однако некоторые металлы с высокой температурой плавления обладают другими свойствами, роднящими их с металлами, близко расположенными с ними в периодической системе элементов, и поэтому их целесообразнее отнести к группе платиновых, урановых или редкоземельных металлов (см. с. 14). В этом случае к группе тугоплавких металлов относят: титан (температура плавления 1672 °С), цирконий (1855 °С), гафний (1975 °С), ванадий (1900 °С), ниобий (2415 °С), тантал (2996 °С), хром (1875 °С), молибден (2610 °С), вольфрам (3410 °С), технеций (2700 °С), рений (3180 °С).

Все эти элементы расположены в одном месте периодической системы элементов (см. табл. 2), что и определяет общность их свойств.

Тем не менее типичными тугоплавкими металлами являются шесть из них, расположенных в середине участка периодической системы, занимаемой всеми тугоплавкими металлами, это V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, т. е. металлы V и VI группы. В левой части «тугоплавкой области» расположены Ti, Zr и Hf (IV группа) со свойствами как бы промежуточными — между тугоплавкими металлами и металлами урановой группы и редкоземельными металлами, а Tc и Re (VII группа) по свойствам близки к металлам платиновой группы. Поэтому в этой главе мы познакомимся с типичными тугоплавкими металлами (V, Nb, Ta, Cr, Mo, W).

Титан имеет широкое применение и описанию его свойств посвящена гл. XXI. Цирконий, гафний и рений имеют ограниченное применение в виду их малой рас-

пространенности в природе (см. рис. 1) и, следовательно, высокой стоимости. Упоминание о их применении можно найти на с. 449—450.

Технеций в природе не встречается, он получен в настолько малых количествах, что невозможно изучить подробно его свойства даже в лабораторных условиях.

Чистые тугоплавкие металлы, хотя и обладают более высокой жаропрочностью, чем сплавы на основе железа, кобальта и никеля, тем не менее не используются для эксплуатации при высоких температурах, так как сплавы на их основе обладают более высокой жаропрочностью. Следует указать на высокую коррозионную стойкость сплавов этих металлов в крепких неорганических кислотах (см. рис. 353), что указывает на перспективность их применения в химическом машиностроении.

Важнейшие физические свойства основных тугоплавких металлов приведены в табл. 87.

Таблица 87. **Физические свойства тугоплавких металлов**

Номер в периодической системе элементов	Металл	Температура, °С			Параметр решетки, нм	Плотность, г/см³	Коэффициент линейного расширения, $\times 10^6$, град$^{-1}$
		рекристаллизации	плавления	кипения			
23	V	950	1900	3400	0,303	6,1	8,3
41	Nb	1000	2415	3300	0,329	8,6	7,2
73	Ta	1350	2996	5300	0,330	16,6	6,5
24	Cr	800	1875	2500	0,289	7,2	4,5
42	Mo	1000	2610	4800	0,314	10,2	5,1
74	W	1500	3410	5900	0,316	19,4	4,4

Кроме высокой температуры плавления, все указанные в табл. 87 тугоплавкие металлы имеют кристаллическую решетку о.ц.к., все металлы мономорфны (т. е. не обладают полиморфизмом)[1], что существенно отличает их от других тугоплавких металлов.

Все перечисленные металлы редкие (см. рис. 1) и поэтому дорогие (см. табл. 5).

Технология обработки тугоплавких металлов сложна, так как температура обработки (термической, деформации) высока, в особенности для сплавов ниобия, тантала, молибдена и вольфрама.

Тугоплавкие металлы в виде компактной массы получают либо методом дуговой плавки, либо методами порошковой металлургии.

В первом случае плавка ведется в вакууме, и одним из электродов является расплавленный металл. Во втором случае получается (обычно путем восстановления оксидов) порошок чистого металла, который спекается при высокой температуре (сплавы молибдена при 1800 °С, сплавы вольфрама при 2000 °С) затем прессуется или прокатывается в необходимый профиль.

Приготовление сплавов литейным способом дороже, чем методом порошковой металлургии, но свойства (пластичность) выше.

[1] Титан, цирконий, гафний обладают полиморфизмом, при высокой температуре имеют решетку о ц. к., но при определенной температуре (882 °С для Ti; 862 °С для Zr и 1310 °С для Hf) превращаются в решетку г. п. у. У рения решетка г. ц. к. превращений не имеет.

Как указывалось, большинство тугоплавких металлов имеет (как и α-железо) объемноцентрированную кубическую решетку, а для металлов, имеющих такое кристаллическое строение, характерно охрупчивание при определенных температурах. Температура этого перехода зависит от природы металла и его чистоты.

Из рис. 366 видно, что пластичный металл (большое поперечное сужение) ниже определенной температуры становится хрупким. Эта температура для вольфрама и хрома лежит выше комнатной, для молибдена — в районе комнатной, а для ниобия, как и для железа — ниже комнатной.

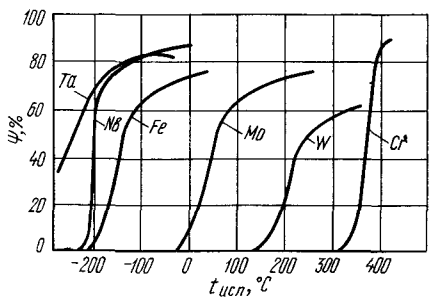


Рис 366. Сериальные кривые относительного сужения тугоплавких металлов в рекристаллизованном состоянии

Наибольшее применение из тугоплавких металлов имеют ниобий, тангал, молибден и вольфрам, часто именуемые «большой четверкой».

2. Взаимодействие тугоплавких металлов с другими элементами и между собой

Основные шесть тугоплавких металлов образуют между собой неограниченные твердые растворы (кроме системы Ta — Cr). Этому способствуют одинаковость кристаллического строения (о.ц.к), близость атомных размеров и температур плавления. С другими металлическими элементами тугоплавкие металлы образуют ограниченные твердые растворы.

Образование твердых растворов с разными металлами ведет к упрочнению и некоторому снижению пластичности. И в этом случае твердорастворное упрочнение имеет все характерные особенности изменения свойств, о чем говорилось выше.

Сильное влияние оказывают элементы с малым атомным радиусом (N, C, O, H), образующие с тугоплавкими, как и с другими металлами, твердые растворы внедрения, имеющие к тому же изменяющуюся растворимость по температуре. Это создает возможность для термообработки путем регулирования растворения и выделения оксидных, карбидных, нитридных фаз. Достигаемое при этом упрочнение приводит к резкому охрупчиванию. Тугоплавкие металлы резко различаются по способности к растворению элементов внедрения. Можно считать, что металлы VI группы (Cr, Mo, W) при температурах ниже 1000 °С практически не растворяют N, C и O. Растворимость каждого элемента не превышает 1—2 анм [примерно 10^{-3}—10^{-4} (по массе)]. Следует иметь в виду, что содержание этих элементов в промышленных сплавах превышает эту величину и поэтому в таких сплавах обычно присутствуют карбиды, нитриды, оксиды, что определяет повышенную хрупкость даже

хорошо очищенных хрома, молибдена и вольфрама. Если очистить металлы, чтобы содержание C + N + O было менее 0,001 %, то такой металл уже будет пластичным при комнатной температуре, но такая высокая чистота еще не достижима для современной техники.

Растворимость элементов внедрения в металлах V группы (V, Nb, Ta) во много раз больше и оценивается величиной 10^{-4}—10^{5} анм [0,1—1,0 % (по массе)]. Уже очистка этих металлов до содержания C + N + O ≈ 0,1 % (по массе) делает их пластичными.

Поэтому пластичность V, Nb, Ta и хрупкость Cr, Mo, W обусловлена разной растворимостью элементов внедрения в этих металлах.

3. Механические свойства и жаропрочность

Наибольший практический интерес представляют свойства тугоплавких металлов при повышенных температурах, поскольку главное назначение этих металлов и, в первую очередь, их сплавов для деталей, работающих при высоких температурах, выше 1000 °С.

Для ряда металлов прочность при растяжении представлена на рис. 367. Как и следовало ожидать, прочность тем выше (при одинаковой температуре), чем выше температура плавления.

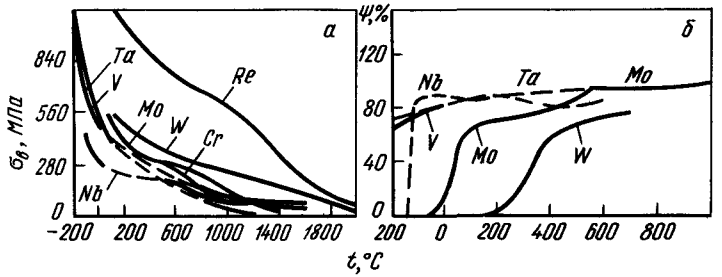


Рис. 367. Температурные зависимости предела прочности при растяжении (*а*) относительного сужения (*б*) тугоплавких металлов

Доказательством того, что прочность является функцией температуры плавления, является сопоставление прочности разных металлов при гомологических температурах ($T_{исп} : T_{пл}$). Зависимость предела прочности молибдена и ниобия (никеля для сравнения) от гомологической температуры показывает три интервала, в которых изменение температуры по-разному влияет на прочность (рис. 368).

Выше 0,6 $T_{пл}$ прочность определяется силой межатомного взаимодействия, а последняя зависит от степени удаления, от температуры плавления. Отсюда и следует, что в интервале температур 0,6—1,0 $T_{пл}$ прочность всех материалов близка по значению.

Ниже 0,2 $T_{пл}$ возникает хладноломкость и у металлов с о.ц.к. решеткой (Nb, Mo) прочность резко возрастает, тогда как у Ni

(решетка г. ц. к), несклонного к охрупчиванию, нет резкого подъема прочности.

В интервале температур 0,2—0,6$T_{пл}$ свойства этих трех металлов различны, т. к. в этом интервале температур свойства определяются структурой, которая у рассматриваемых трех металлов может быть различной.

Хладноломкость тугоплавких металлов будет рассмотрена в следующем разделе. Остановимся на средних температурах (0,2—0,6$T_{пл}$), поскольку эти температуры являются рабочими температурами тугоплавких металлов.

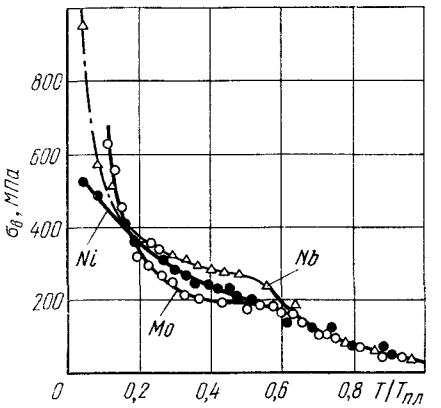


Рис. 368. Зависимость прочности от гомологической температуры ($T/T_{пл}$) молибдена, ниобия, никеля

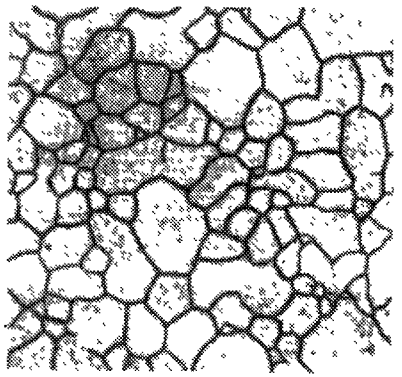


Рис. 369. Микроструктура молибдена в деформированном состоянии

Примеси внедрения (C, O, N, H) повышают прочность Nb и Ta при их содержании 0,1 % и более, т. к. до 1 % находятся в твердом растворе. Растворимость этих элементов в Cr, Mo, W крайне незначительна, поэтому не имеет место твердорастворное упрочнение, а образующиеся карбиды (нитриды, оксиды), располагающиеся по границам зерен, сильно снижают пластичность.

Полуфабрикаты из тугоплавких металлов (листы, прутки) имеют обычно волокнистую структуру (рис. 369), что связано с тем, что последней операцией этих изделий является пластическая деформация при комнатной температуре или при небольшом нагреве, но ниже температуры рекристаллизации. Рекристаллизационный отжиг приводит к образованию обычной зернистой структуры (рис. 370). Для Nb и Ta наклеп приводит, как обычно, к повышению прочности и понижению пластичности; для Cr, Mo, W при испытании вдоль волокна не только прочность, но и пластичность оказываются значительно выше (табл. 88). Это связано с тем, что у этих металлов в деформированном состоянии ниже лежит порог хладноломкости, так как каждое волокно работает как бы самостоятельно, а чем меньше сечение, тем ниже порог хладноломкости. Поэтому металлы

VI группы (Cr, Mo, W) применяются только в наклепанном состоянии.

Важнейшим свойством тугоплавких металлов является жаропрочность.

На рис. 371 приведены значения жаропрочности (100-ч длительная прочность) чистых тугоплавких металлов. Она при 1000 °С, кроме W, на уровне лучших жаропрочных сплавов на основе Ni.

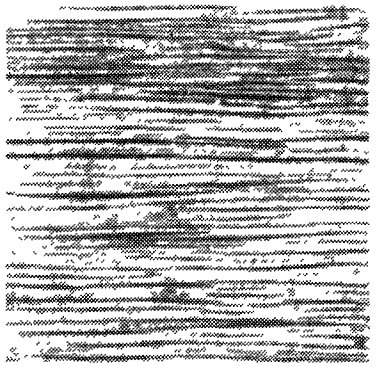


Рис. 370. Микроструктура молибдена в рекристаллизованном состоянии

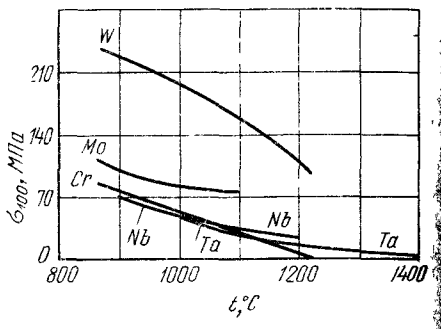


Рис. 371. Температурные зависимости 100-ч длительной прочности пяти тугоплавких металлов

Жаропрочность можно повысить легированием тугоплавких металлов другими элементами. Используя две системы легирования, либо вводят большое количество других тугоплавких металлов (молибден в ниобий или вольфрам в молибден) для образования двойного, более прочного твердого раствора либо вводят небольшое количество более сильных карбидообразователей (Ti, Zr, Hf) для образования вместе с углеродом упрочняющей карбидной фазы. Во избежание сильного охрупчивания количество вводимых элементов должно быть невелико. Часто используют оба способа легирования.

Таблица 88. Механические свойства деформированного и рекристаллизованного ниобия и молибдена

Металл	Состояние	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Ниобий	Деформированное	740	590	20	30
	Рекристаллизованное	510	460	25	35
Молибден	Деформированное	740	660	30	40
	Рекристаллизованное	540	540	1	2

Составы и жаропрочные свойства некоторых сплавов на основе ниобия и молибдена приведены в табл. 89.

Таблица 89. Жаропрочные свойства сплавов на основе ниобия и молибдена

Марка сплава	Состав, %	$\sigma_в$, МПа, при температуре, °С		σ_{100}, МПа, при температуре, °С	
		1100	1200	1100	1200
	Сплавы ниобия				
ВН	Технически чистый	75	65	32	28
ВН2	4,5 Mo + 0,05 C	350	200	140	—
ВН4	10 Mo + 1,5 Zr + 0,3 C	700	550	280	—
	Сплавы молибдена				
М	Технически чистый	190	—	80	—
ЦМ2А	0,1 Zr + 0,1 Ti + 0,004 C	380	340	230	80
ЦМ3	0,3 Zr + 0,02 C	550	50	—	180

4. Хладноломкость тугоплавких металлов

Хладноломкость, т. е. переход в хрупкое состояние обнаруживают все тугоплавкие металлы, причем для металлов V группы (V, Nb, Ta) температура перехода лежит ниже, а для металлов VI группы (Cr, Mo, W) выше комнатной температуры (см. рис. 366). Для Cr, Mo, W указанное обстоятельство является существенным минусом, так как создает трудности в эксплуатации.

Выше температуры перехода тугоплавкие металлы исключительно пластичны (сужение 100 % — см. рис. 48 и 367, ударный образец не разрушается). Для рекристаллизованного молибдена (структура приведена на рис. 370) при определенной температуре ударная вязкость падает до нуля (рис. 372), образец разрушается с образованием межкристаллитного или транскристаллитного хрупкого излома (рис. 373).

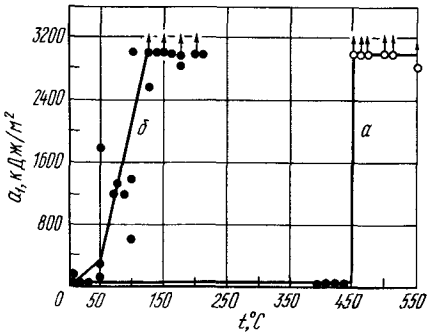


Рис. 372. Сериальные кривые ударной вязкости молибдена:
а — рекристаллизованное состояние; *б* — деформированное состояние

Нерекристаллизованный молибден с волокнистой структурой (см. рис. 369) разрушается в интервале температур по специфическому механизму, характерному для металлов с резко выраженной анизотропией.

Поскольку связь между волокнами ослаблена и поперек волокна пластичность мала, то при вязком разрушении каждое волокно работает самостоятельно и деформируется на 100 %, внутри порога часть сечения разрушается по хрупкому, часть по вязкому меха-

низму и при полном охрупчивании все сечение представляет собо хрупкий излом (рис. 374).

Разный механизм разрушения рекристаллизованного (зернистого и деформированного (волокнистого) материала обусловливает резко снижение порога у второго (рис. 372). При комнатной температуре

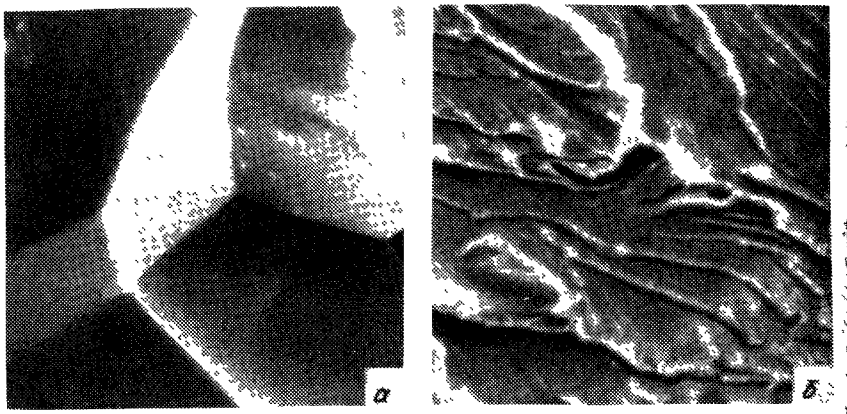


Рис. 373. Стереоскопическая фрактография излома молибдена:
а — межкристаллический излом, ×30; *б* — транскристаллитный излом, ×140

волокнистый молибден еще не полностью охрупчен. В связи с этим молибден применяется преимущественно в деформированном со стоянии.

Трудности сварки молибдена и вольфрама заключаются в том что сварной нагрев вызывает рекристаллизацию металла и, следо

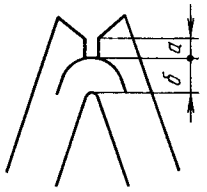


Рис. 374. Схема разрушения деформированного молибдена внутри порога хладноломкости:
а — хрупкий надрыв; *б* — изгиб без разрушения

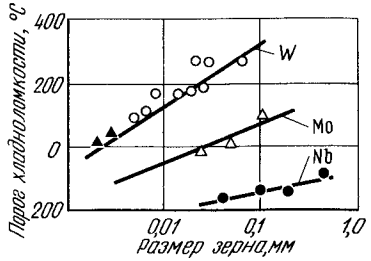


Рис. 375. Влияние размера зерна на порог хладноломкости вольфрама, молибдена и ниобия

вательно, резкое повышение порога и охрупчивание сварного со динения.

Легирование оказывает влияние на порог хладноломкости обычн в сторону повышения. Вероятно один элемент — рений понижае порог хладноломкости (так называемый «*рениевый эффект*»), одна

чтобы заметно снизить порог, надо ввести рения 20—30 % (по массе), что резко удорожит сплав.

Влияние рения на молибден подобно влиянию никеля на железо, теоретического объяснения этому факту не имеется.

Как у других металлов, у тугоплавких укрупнение зерна ведет к повышению порога хладноломкости (рис. 375).

Таким образом, технологические и эксплуатационные трудности применения тугоплавких металлов (Cr, Mo, W) связаны с высоким (выше комнатной температуры) положением порога хладноломкости. Пути снижения порога — глубокая очистка от примесей внедрения (C, O, N), легирование (Re), измельчение зерна.

5. Сопротивление окислению и защита от окисления

Основным недостатком большинства тугоплавких металлов, при их использовании как жаропрочные это низкое сопротивление окислению. Исключение составляет хром. Из рис. 376 видно, что молибден является наименее устойчивым металлом в отношении окисления, хром абсолютно стоек; малое сопротивление окислению молибдена и вольфрама связано с образованием легкоплавких оксидов MoO_3 или WO_3 (температура плавления MoO_3 795 °С). Оксиды других тугоплавких металлов более устойчивы, но при нагреве в окислительных средах (например, на воздухе) происходит насыщение металла кислородом и ухудшение его свойств.

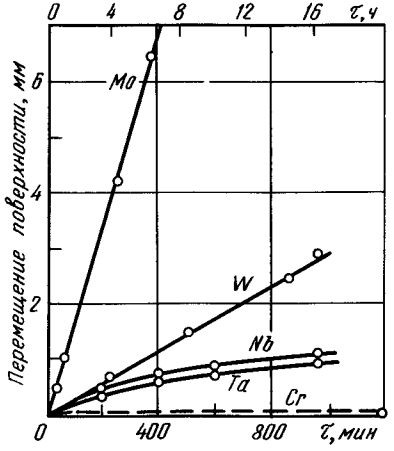


Рис. 376. Кривые окисления на воздухе при 1039 °С различных тугоплавких металлов

6. Коррозионная стойкость

Несмотря на малую стойкость против окисления (газовой коррозии) при высокой температуре, все тугоплавкие металлы являются чрезвычайно кислотостойкими.

Ранее в главе о коррозионностойких (нержавеющих) сталях и сплавах (см. рис. 353) были сопоставлены различные металлы и сплавы по их коррозионной стойкости в чрезвычайно агрессивной среде, какой является кипящая серная кислота.

Из рисунка следует, что нержавеющие стали, в том числе наиболее кислотостойкая сталь, содержащая Cr, Ni, Mo, Cu совершенно не стойка в кипящей серной кислоте. Никельмолибденовый сплав «Хастеллой» может эксплуатироваться при концентрации кислоты до 20 %.

Тугоплавкие металлы более устойчивы и предельная концентрация кипящей серной кислоты для Nb 40 %, для Mo 60 %, для Ta 80%.

Таким образом, наиболее кислотостойким является тантал, при некоторых ограничениях возможно применение и других тугоплавких металлов.

Ниже указана предельная концентрация кипящих кислот, при которой допустимо применение тугоплавких металлов:

	Ванадий	Ниобий	Тантал	Молибден
H_2SO_4	—	40	80	60
HCl	—	10	30	30
H_3PO_4	10	50	80	70

Учитывая разную стоимость и плотность тугоплавких металлов не всегда применение наиболее кислотостойкого тантала оправдано. Действительно, если по условиям эксплуатации концентрация кипящей серной кислоты не будет превосходить 40 %, то следует применить ниобий. Он в два раза дешевле тантала и в два раза легче, следовательно, одинаковая конструкция будет в 4 раза дешевле. Тантал пластичный металл, изготовление химических аппаратов из него не встречает затруднений. Молибден из-за его хрупкости при комнатной температуре не рекомендуется для изготовления изделий.

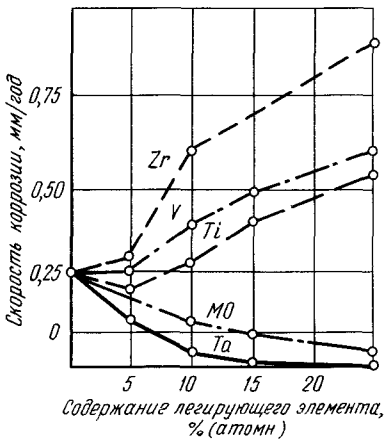


Рис 377 Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость сплавов ниобия в кипящей 40%-ной H_2SO_4

Экономия дорогих тугоплавких металлов может быть достигнута применением биметаллов. Лист делают из простой углеродистой стали и покрывают с одной или с двух сторон молибденом толщиной 1—2 мм.

Если исключить применение молибдена по изложенным выше соображениям, то в интервале концентраций кипящих кислот >40 % H_2SO_4; >10 % HCl и >50 % H_3PO_4 следует применять тантал, так как ниобий не стоек. Однако исследования показали, что легирование более коррозионностойкими металлами (например ниобия) молибденом и танталом, делает сплав более коррозионностойким, чем основной металл. Это же иллюстрирует кривые коррозионной стойкости ниобия, легированного танталом, молибденом, титаном, ванадием и цирконием (рис. 377) (Ta, Mo повышают, а Ti, V, Zr понижают коррозионную стойкость).

Из сказанного вытекает, что следует применять не чистые тугоплавкие металлы, а их сплавы примерно такого состава (титан удешевляет, а тантал удорожает сплав):

Кипящая серная кислота	Состав сплава, % (атомн.)
40 %-ная	90 Nb 10 Ti
50 %-ная	75 Nb 10 Ti 15 Ta
60 %-ная	40 Nb 10 Ti 50 Ta
70 %-ная	25 Nb 10 Ti 65 Ta
80 %-ная	10 Nb 10 Ti 80 Ta

Итак можно заключить, что тугоплавкие металлы и их сплавы и в первую очередь тантал, сплав ниобия с танталом и в отдельных случаях молибден, являются самыми кислотостойкими материалами.

Их следует применять в тех случаях, когда неметаллические материалы (керамика, стекло) по соображениям эксплуатации почему-либо не целесообразны. Очевидно, тугоплавкие металлы следует использовать лишь в контакте с высокоагрессивными средами, в которых более дешевые нержавеющие стали и сплавы на основе железа и никеля не стойки.

Не следует ориентироваться на применение чистых металлов Nb, Ta. Зная условия эксплуатации, можно легированием создать более дешевый сплав, чем чистый металл.

Несмотря на высокую стоимость тугоплавких металлов, применение сплавов Ta—Nb—Ti экономически оправдано, так как вследствие исключительно высокой коррозионной стойкости можно длительно эксплуатировать химическую аппаратуру без замены.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Молибден. Пер. с англ. М., ИЛ., 1959. 304 с.

Прокошкин Д. А., Васильева Б. В. Сплавы ниобия. М., «Наука», 1964. 330 с.

Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Металловедение тугоплавких металлов и сплавов. М., «Наука», 1967. 320 с.

Киффер Р. и Браун Х. Ванадий, ниобий, тантал. Пер. с англ. М., Металлургия», 1968. 311 с.

Титц Н., Уилсон Д. Тугоплавкие металлы и сплавы. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1969. 352 с.

Ефимов Ю. В., Барон В. В., Савицкий Е. М. Ванадий и его сплавы. М., «Наука», 1969. 253 с.

Сплавы молибдена. М., «Металлургия», 1975. 392 с. Авт.: *Н. Н. Моргунов, Б. А. Клыпин, В. А. Бояршинов и др.*

Гуляев А. П. Коррозионностойкие сплавы тугоплавких металлов. М.: Наука, 1982. 117 с.

Григорович В. К., Шефтель Е. Н. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов. М.: Наука, 1980. 300 с.

Глава XXIII

СПЛАВЫ С ОСОБЫМИ ТЕПЛОВЫМИ И УПРУГИМИ СВОЙСТВАМИ

1. Закономерности теплового расширения металлов и сплавов. Сплавы с заданным значением теплового расширения

В приборостроении в ряде случаев требуются сплавы с самыми разнообразными свойствами, например сплавы с коэффициентом линейного расширения, равным коэффициенту линейного расширения стекла, или с коэффициентом, равным нулю, а также с весьма большим коэффициентом и т. д. Чтобы удовлетворить этим требованиям, для каждого конкретного случая применения изготавливают сплавы строго определенного состава. Их, как и магнитные и электротехнические сплавы, называют часто *прецизионными сплавами.*

Такое название обусловлено тем, что состав этих сплавов должен быть точным; колебание в содержании легирующих элементов весьма небольшое, так как этим обеспечивается получение оптимальных свойств. Изготавливают прецизионные сплавы (кроме трансформаторного металла) в весьма малых количествах способами, похожими на изготовление сплава лабораторными методами.

Зависимость расширения металла от температуры нагрева носит криволинейный характер (рис. 378).

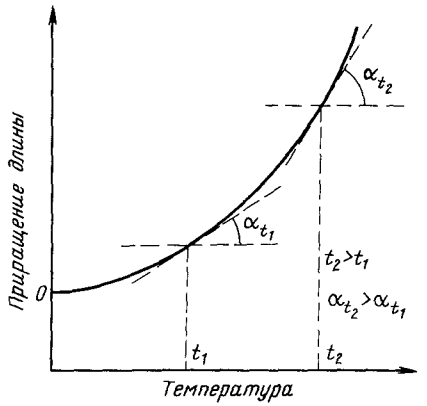


Рис. 378. Кривая расширения сплавов при повышении температуры

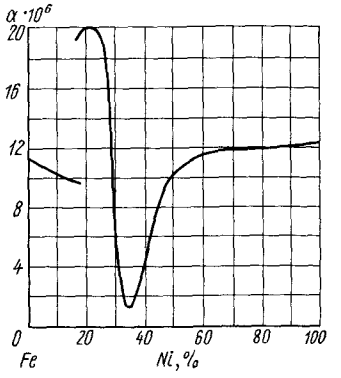


Рис. 379. Коэффициент линейного расширения сплавов Fe—Ni

Коэффициент линейного расширения α возрастает с повышением температуры $\alpha_{t_1} < \alpha_{t_2}$, если $t_1 < t_2$.

Значения коэффициентов линейного расширения для некоторых металлов при разных температурах приведены в табл. 90.

Таблица 90. **Коэффициент линейного расширения некоторых металлов**

Металл	$\alpha \cdot 10^6$ при температуре, °С				
	0	100	200	600	800
Железо	11,3	12,2	12,7	14,5	14,8
Медь	16,7	17,0	17,4	18,8	19,6
Алюминий . . .	22,8	23,7	24,5	27,9	—
Никель	13,4	13,6	14,0	15,6	16,1
Кобальт	12,0	12,5	13,0	—	—
Платина	8,9	9,1	9,2	9,7	9,9

Введение в металл второго компонента вызывает изменение коэффициента линейного расширения, при этом: а) если оба компонента образуют механическую смесь, то коэффициент линейного расширения изменяется аддитивно; б) если компоненты образуют твердый раствор, то коэффициент линейного расширения изменяется по криволинейной зависимости, но внутри пределов, ограниченных значениями коэффициентов линейного расширения чистых компонентов.

Существуют, однако, две анормальные системы Fe—Ni и Fe—Pt, в которых изменение коэффициента линейного расширения сплавов не подчиняется общим правилам. У железоникелевых сплавов коэффициент линейного расширения при

добавлении никеля изменяется по сложной зависимости [1] (рис. 379) Из этой диаграммы видно, что у железа $\alpha = 11{,}6 \cdot 10^{-6}$ Сплав с 25 % Ni имеет почти в два раза больший коэффициент линейного расширения ($\alpha = 20 \cdot 10^{-6}$). Сплав с 36 % Ni имеет в восемь раз меньший коэффициент линейного расширения ($\alpha = 1{,}5 \cdot 10^{-6}$).

Легируя железо разным количеством никеля, можно получить сплавы с различными коэффициентами линейного расширения.

Сплав с 36 % Ni называется *инваром* (неизменный), и его можно считать практически нерасширяющимся. Этот сплав применяют во многих приборах для деталей, размеры которых не должны изменяться с изменением температуры.

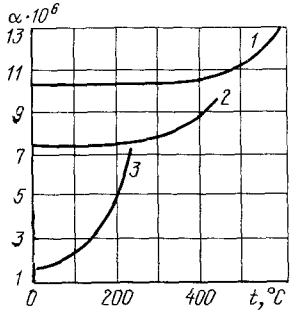


Рис 380 Коэффициент линейного расширения сплавов Fe—Ni при различных температурах и содержании никеля % *1* — 50, *2* — 42, *3* — 36

Следует иметь в виду, что малый коэффициент линейного расширения инвара сохраняется лишь в интервале от —80 до +100 °С; выше и ниже этого интервала коэффициент расширения инвара резко возрастает.

Сплав с 42 % Ni отличается тем, что имеет постоянный коэффициент линейного расширения (около $7{,}5 \times 10^{-6}$) в интервале от 20 до 200 °С; вне этого интервала температур его коэффициент возрастает, т е. сплав расширяется более интенсивно (рис 380). Другими словами, для сплавов системы Fe—Ni существует интервал температур, в пределах которого коэффициент линейного расширения остается постоянным Верхняя температура этого интервала [2] тем выше, чем больше в сплаве содержание никеля (рис. 380)

В табл 91 приведен химический состав и коэффициенты теплового расширения для различных инварных сплавов

Из приведенных в табл. 91 сплавов наибольшее применение получил сплав Н36.

Для инвара характерна некоторая нестабильность размеров во времени вначале, после изготовления детали, ее размеры уменьшаются, а потом растут [3]. Стаби-

Таблица 91. **Состав и тепловые свойства инварных сплавов**

Название сплавов	Марка сплава	Содержание элементов [1] (примерное), %		Тепловые свойства	
		Ni	Co	коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$	температурный интервал измерений, °С
Инвар	Н36	36	—	1,5	20—100
Суперинвар	Н31К6	30—34	4—6	1,0	20—60
Платинит	Н48	48	—	9,0	20—300

[1] Остальное — железо.

[1] Разрыв кривой на рис. 379 соответствует переходу от α-твердого раствора к γ-твердому раствору.

[2] Температура, при которой коэффициент линейного расширения сплава Fe—Ni резко возрастает, совпадает с точкой Кюри этого сплава

[3] Конечно, эти изменения по абсолютной величине очень малы, но для изделий из инвара, размеры которых совершенно не должны изменяться, это может иметь существенное значение.

лизация размеров изделий достигается термической обработкой, снимающей остаточные напряжения, так как указанная размерная нестабильность есть результат релаксации этих напряжений, полученных при предыдущих обработках.

В результате замены части никеля кобальтом получается сплав, так называемый *суперинвар* с еще меньшим коэффициентом теплового расширения, чем простой инвар.

Комбинируя содержание никеля и кобальта, получают *коварь* [1] — сплавы, содержащие 29 % Ni, 18 % Co. У таких сплавов коэффициенты линейного расширения различны. Они предназначены для спайки с молибденовыми стеклами, каждая марка которого имеет разный коэффициент линейного расширения.

Сплав с 48 % Ni имеет коэффициент линейного расширения, равный $9 \cdot 10^{-6}$, т. е. такой же, как у обычного стекла и платины (см. табл. 90). Этот сплав получил название *платинита* и его применяют для пайки металла со стеклом.

2. Сплавы с постоянным модулем упругости

В ряде случаев требуется металл с постоянными, не изменяющимися с температурой модулями упругости (E, G), применяемый для пружин различных точных приборов, для камертонов и т. д. В этом случае применяют сплавы, называемые *элинварами* (постоянная упругость), содержащие около 36 % Ni и 8 % Cr, остальное — железо.

Температурный коэффициент модуля нормальной упругости этих сплавов колеблется в пределах $18—23 \cdot 10^{-6}$/°C, примерно в десять раз меньше, чем у углеродистой стали, и в 20 раз меньше, чем у аустенитной стали.

Состав конкретных марок элинваров и других промышленных сплавов с низким температурным коэффициентом модуля упругости приведен в табл. 92.

Таблица 92. **Состав сплавов (%) с низким температурным коэффициентом модуля упругости**

Название	Марка сплава	C	Cr	Ni	W	Mn	Остальное
Элинвар	ЭИ25	0,4	7,3—8,3	36,5—38,5	—	0,3—0,8	
Элинвар	ЭИ574	0,7—0,8	7,0—0,9	33—35	2—4	2,0—3,0	
Ниспен-С	Н35ХМВ	1,14—1,26	8,5—9,5	34,3—35,7	2—4	0,8—0,9	1,8—1,2 Mo
		<0,06	5,1—5,7	41—43	—	0,3—0,6	2,0—2,6 Ti; 0,4—0,8 Al

Температурный коэффициент модуля нормальной упругости сплава Н35ХМВ настолько мал, что, например, обеспечивает температурную погрешность хода часов порядка 0,5 с в сутки на 1 °C (т. е. часы при изменении температуры на 1 °C будут спешить или отставать в сутки не более чем на 0,5 с).

Сплав элинвар применяют преимущественно в нагартованном состоянии, а сплав ниспен-С — после закалки с отпуском или закалки с последующей пластической деформацией.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Рахштадт А. Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1971. 495 с.

Прецизионные сплавы с особыми свойствами теплового расширения и упругости. Справочник. М.: Стандарты, 1972. 151 с.

Прецизионные сплавы. Справочник. Под ред. Молотилова Б. В. М.: Металлургия, 1974. 446 с.

[1] Изменчивый, коварный.

Глава XXIV

МАГНИТНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

1. Основные магнитные характеристики металлов

Из всех металлов только три (железо, кобальт, никель) обладают ферромагнетизмом [1], т. е. способностью значительно сгущать магнитные силовые линии, что характеризуется *магнитной проницаемостью*. Относительная магнитная проницаемость ферромагнитных металлов достигает десятков и сотен тысяч единиц; для остальных она близка к единице.

Как известно, вещество, относительная магнитная проницаемость которого несколько больше единицы, называется *парамагнитным*, меньше единицы — *диамагнитным*.

Основные сведения о магнитных свойствах дают кривые намагничивания, приведенные на рис. 381. Кривая *2* является начальной кривой намагничивания, кривая *1* показывает изменение магнитной индукции в зависимости от напряженности поля при последующем намагничивании и размагничивании. Площадь, ограниченная этой кривой (которая называется *гистерезисной петлей*), представляет собой так называемые потери на гистерезис, т. е. энергию, которая затрачена на намагничивание. Важнейшими являются следующие магнитные характеристики, определяемые по кривой намагничивания.

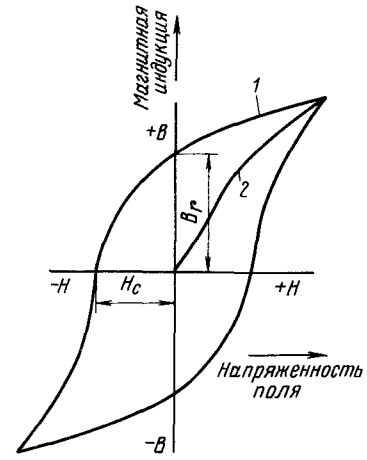


Рис. 381. Кривые намагничивания: *1* — гистерезисная; *2* — первичная

Остаточная индукция B_r. Это магнитная индукция, остающаяся в образце после его намагничивания и снятия магнитного поля (измеряется в гауссах Гс).

Коэрцитивная сила H_c — напряженность поля, которая должна быть приложена к образцу для того, чтобы его размагнитить (измеряется в эрстедах, Э).

Как видно из хода первоначальной кривой намагничивания, интенсивность намагничивания изменяется с изменением напряженности поля. Интенсивность намагничивания пропорциональна тангенсу углу наклона касательной к кривой начального намагничивания и численно равна отношению B/H.

Интенсивность намагничивания называется *магнитной проницаемостью*; магнитная проницаемость в весьма слабых полях называется *начальной магнитной проницаемостью*; размерность магнитной проницаемости Гс/Э.

Магнитные сплавы подразделяют на две группы, резко отличающиеся формой гистерезисной кривой и значениями основных магнитных характеристик. К первой группе относятся магнитотвердые сплавы (рис. 382, *а*). Они характеризуются главным образом большим значением H_c и применяются для постоянных магнитов.

Ко второй группе относятся магнитномягкие сплавы (рис. 382, *б*). Для них характерно малое значение H_c и малые потери на гистерезис. Их применяют как сплавы, подвергаемые переменному намагничиванию (например, сердечники трансформаторов).

[1] А также редкоземельный гадолиний, обладающий ферромагнетизмом при температурах ниже 0 °C.

Особую группу составляют сплавы с высокой начальной магнитной проницаемостью, которые должны интенсивно намагничиваться в слабых полях.

Легирование металла вызывает повышение магнитной твердости. Если образуется только твердый раствор (в железе или в другом ферромагнитном металле), то магнитная твердость (т. е. коэрцитивная сила), повышается незначительно; образование же второй фазы при легировании активно повышает коэрцитивную силу. Чем выше дисперсность второй фазы в сплаве, тем выше его коэрцитивная сила.

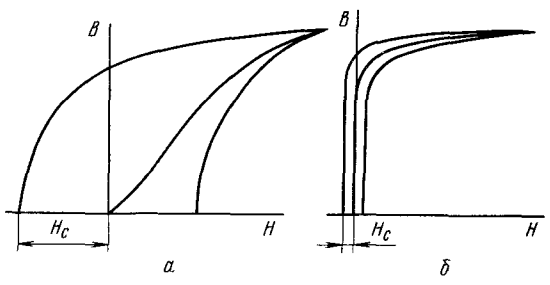


Рис 382 Гистерезисные кривые для магнитотвердого (*а*) и магнитомягкого (*б*) сплавов

Напряжения в решетке, вызванные наклепом или фазовыми превращениями, измельчение зерна и другие отклонения от равновесного состояния вызывают повышение коэрцитивной силы. Это значит, что изменения в строении, вызывающие повышение механической твердости, повышают и магнитную твердость (коэрцитивную силу). Этим оправдывается применение терминов: магнитная твердость или мягкость.

2. Стали и сплавы для постоянных магнитов (магнитнотвердые сплавы)

От материалов для постоянных магнитов требуется высокое значение коэрцитивной силы и остаточной индукции, а также их постоянство во времени. Остальные магнитные характеристики для этой группы сплавов практического значения не имеют. Рассмотрим высококоэрцитивные сплавы, используемые для постоянных магнитов.

Углеродистая сталь применяется для изготовления небольших по размеру магнитов. Обычно для этой цели используется сталь У10—У12, которая после закалки имеет H_c = 60÷65 Э и B_r = 8000÷8500 Гс.

Хромистая сталь (1 % С и 1,5 или 3 % Cr) (табл. 93) имеет приблизительно такие же магнитные свойства, что и углеродистая.

Эти стали обладают большой прокаливаемостью, и поэтому из них можно изготавливать магниты больших размеров.

Кобальтовые стали (содержащие наряду с хромом 5 или 15 % Co) обладают наиболее высокими магнитными свойствами (H_c = 100÷170 Э и B_r = 8000÷8500 Гс) по сравнению с другими сталями.

Однако дефицитность кобальта и то обстоятельство, что более высокие магнитные свойства достигаются в сплавах Fe—Ni—Al

Таблица 93. **Состав стали для постоянных магнитов, % (ГОСТ 6862—71)**

Марка стали	C	Cr	Остальные
EX	0,95—1,10	1,3—1,6	—
EX3	0,90—1,10	2,8—3,6	—
EB6	0,68—0,78	0,3—0,5	5,2—6,2 W
EX5K5	0,90—1,05	5,5—6,5	5,5—6,5 Co
EX9K15M2	0,90—1,05	8,0—10,0	13,5—16,5

Примечание. Содержание случайных (постоянных) примесей ограничивается следующими верхними пределами: 0,4 % Mn и Si, 0,03 % S и P, 0,3 % Ni (в последних двух марках 0,6 %).

(менее дефицитных), крайне ограничили применение кобальтовых сталей.

Сплавы Fe—Ni—Al (11—14 % Al; 22—34 % Ni; остальное — железо так называемого сплава «Альнико» или ЮНДК); в них можно получить коэрцитивную силу 400—500 Э при остаточной индукции 0,6—0,7 Т. Столь высокое значение магнитных свойств позволяет изготавливать мощные магниты весьма малых габаритов и массы, что имеет большое значение для приборостроения (рис. 383).

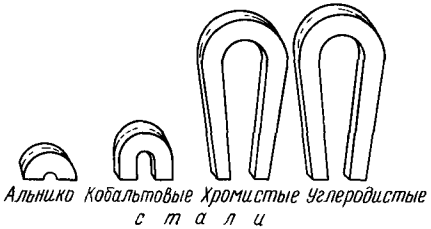


Рис. 383 Размеры магнитов из различных магнитных материалов одинаковой магнитной мощности

Рассмотрим подробнее конкретные марки магнитных сталей и сплавов, применяемых промышленностью для изготовления магнитов, и режимы термической обработки, обеспечивающие структурное состояние, обладающее наилучшими магнитными характеристиками [1].

Для получения высоких магнитных свойств стали подвергают сложной термической обработке, состоящей из предварительной нормализации (воздушной закалки), закалки с обычной температуры в воде или масле и низкого отпуска (желательно с предварительной обработкой холодом).

Режимы термической обработки и гарантируемые магнитные свойства приведены в табл. 94.

Первая, высокая воздушная закалка (или нормализация), необходима для растворения крупных включений карбидных фаз, которые могли образоваться при предшествующем отжиге и которые при нормальном нагреве под закалку (указывается в третьем столбце табл. 94) могут не растворяться в аустените, что не обеспечит получения высоких магнитных свойств.

Обработка холодом устраняет парамагнитный остаточный аустенит и тем самым повышает магнитные свойства; отпуск при 100 °С хотя немного и снижает коэрцитивную силу, но стабилизирует ее величину во времени.

Стальные магниты изготавливают таким же образом, как и другие стальные детали, т. е. ковкой с последующим отжигом и механической обработкой.

Как уже отмечалось, более высокие магнитные свойства можно получить в сплавах Fe—Ni—Al, однако эти сплавы не поддаются механической обработке, и поэтому их следует изготавливать или отливкой или методами порошковой металлургии.

[1] В данном случае с наиболее высокой коэрцитивной силой.

Таблица 94. **Термическая обработка и магнитные свойства магнитных сталей (ГОСТ 6862—71)**

Марка стали	Термическая обработка *, °С		Магнитные свойства (не менее)	
	воздушная закалка (нормализация) 1-я	закалка 2-я **	остаточная индукция B_r, Гс	коэрцитивная сила H_c, Э
ЕХ3	1050	840—860	9 500	60
ЕВ6	1200—1250	820—860	10 000	60
ЕХ5К5	1150—1200	930—950	8 500	90
ЕХ9К15М2	1200—1230	1030—1050	8 000	150

* Обработка холодом при —70 °С.
** Отпуск после закалки при 100 °С.

Экспериментально было показано, что коэрцитивная сила для сплавов Fe—Ni—Al с разным содержанием Al имеет максимум примерно при 13 % Al, причем чем выше содержание никеля в сплаве, тем выше абсолютное значение коэрцитивной силы: у сплавов с 30 % Ni оно достигает 650 Э.

Остаточная индукция с увеличением содержания никеля уменьшается, хотя максимальная магнитная энергия (произведение $H \times B$) наибольшая при 28 % Ni. Поэтому практически применяют сплавы Fe—Ni—Al с 12—13 % Al и с различным (в зависимости от требуемых значений магнитных свойств) содержанием никеля [1]. Составы промышленных сплавов приведены в табл. 95.

Таблица 95. **Состав и свойства литых магнитных сплавов**

Название	Марка	Содержание элементов [1], %					Магнитные свойства (не менее)		
		Ni	Al	Co	Cu	Si	остаточная индукция, Гс	коэрцитивная сила, Э	максимальная магнитная энергия, Гс·Э·10^{-6}
Ални 1	ЮН1	22	11	—	—	0,15	7 000	250	0,7
Ални 2	ЮН2	24,5	13,0	—	3,5	0,15	6 000	430	0,35
Ални 3	ЮН3	23,5	15,5	—	4	0,15	5 000	500	0,9
Алниси	ЮНС	33	13,5	—	—	1,0	4 000	750	1,0
Алнико	ЮНДК12	18	10	12	6	0,15	6 800	500	1.4
Алнико 15	ЮНДК15	20	9	15	4	0,15	7 500	600	1,5
Алнико 18	ЮНДК18	19	10	18	3	0,15	9 000	650	1,7
Магнико	ЮНДК24	13,5	9	24	3	0,15	12 300	500	1,9

[1] Остальное — железо.

[1] Более высокие магнитные свойства, чем указанные в табл. 95, можно получить в стали с 30 % Co (H_c = 250 Э) и на безуглеродистых дисперсионно твердеющих сплавах системы Fe—Mo, Fe—V—Co или Fe—Mo—Co. Высокое содержание дефицитных элементов (кобальта и молибдена порядка 30—40 %) сделало экономически нецелесообразным применение этих сплавов, особенно после открытия Мишимом высококоэрцитивных сплавов Fe—Ni—Al.

Исключительно высокую коэрцитивную силу сплавов Fe—Ni—Al и их необычное поведение при термической обработке изучали неоднократно. В ряде случаев сплавы достигают максимальной коэрцитивной силы уже в литом состоянии или после нагрева между 1000 °С и точкой плавления и последующего охлаждения с регламентированной скоростью (например, 10—20 °С в секунду) (рис. 384, *а*). В то же время в результате резкой закалки получается пониженная коэрцитивная сила, которую не удается повысить отпуском до значений, получаемых при закалке со средней скоростью охлаждения (рис. 384, *б*). Скорость охлаждения, обеспечивающая получение максимальной коэрцитивной силы, называется критической скоростью охлаждения.

Согласно современным представлениям, получение высокой коэрцитивной силы при закалке следует связывать с процессом распада однофазного твердого раствора, существующего у сплавов Fe—Ni—Al при высоких температурах (после нагрева под закалку).

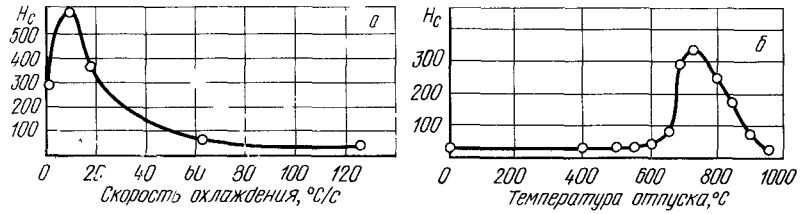


Рис. 384. Коэрцитивная сила сплава Fe—Ni—Al (27,4 % Ni; 14,7 % Al) в зависимости от:
а — скорости охлаждения при закалке с 1250 °С; *б* — температуры отпуска

Исходный однофазный сплав (β-фаза) с решеткой объемноцентрированного куба в процессе охлаждения с высокой температуры полностью распадается с образованием высокодисперсных ферромагнитных фаз β_1 и β_2 также имеющих объемноцентрированные, кристаллические решетки. По химическому составу фазы существенно различны: β_1-фаза близка к железу, β_2-фаза представляет собой твердый раствор на основе химического соединения NiAl. Обе фазы имеют упорядоченную кристаллическую структуру.

Так как решетки обеих фаз однотипны, а параметры их близки друг к другу, то между ними сохраняется прочная когерентная связь и свойственное такому роду связи напряженное состояние по поверхностям раздела фаз.

Подобного типа гетерогенная структура, состоящая из β_1- и β_2-фаз с ненарушенной когерентной связью, обладает наиболее высокой коэрцитивной силой.

Магнитные свойства сплавов Ni—Al в сильной степени зависят от массы магнита и его химического состава. Чем массивнее магнит, тем при данном химическом составе медленнее приходится его охлаждать, чтобы не образовывались трещины. Но при этом скорость охлаждения может оказаться меньше «критической» и магнитные свойства не достигнут своего максимального значения.

Наивысшие магнитные свойства достигаются при 27—32 % Ni и 12—14 % Al (остальное железо). Никель увеличивает критическую скорость охлаждения, а алюминий ее уменьшает.

Применяют также сплавы Ni—Al с добавками кремния (1—2 %). Такие сплавы обладают очень высокой коэрцитивной силой (до 640 Э) при умеренной индукции (400—500 Гс) и пониженной критической скоростью охлаждения, что очень существенно при изготовлении массивных магнитов. Добавка меди к сплавам Fe—Ni—Al позволяет частично заменить дорогой никель и улучшить свойства сплава. Введение в сплав с 22 % Ni до 6 % Cu повышает H_c без снижения B_r.

Наиболее высокие магнитные свойства достигаются при одновременном введении меди и кобальта. Последний повышает коэрцитивную силу и остаточную индукцию. Особое внимание следует уделить высококобальтовым сплавам (15—24 % Co), которые подвергаются так называемой закалке в магнитном поле. Сущность этой закалки заключается в том, что нагретый до температуры закалки (около 1300 °С) магнит быстро помещают между полюсами электромагнита (напряженность поля должна быть не менее 120 000 А/м) и так охлаждают до температуры ниже 500 °С.

Дальнейшее охлаждение проводят обычно на воздухе. После такой обработки магнит обладает резкой анизотропией магнитных свойств. Магнитные свойства очень высоки только в том направлении, в котором действовало внешнее магнитное поле в процессе закалки.

Рассмотрим явления, происходящие при термической обработке в магнитном поле. Как известно, процесс перехода сплава из парамагнитного состояния в ферромагнитное (в точке Кюри) заключается в возникновении в нем областей спонтанного намагничивания. Если в это время на сплав подействовать сильным магнитным полем, то в микрообъемах сплава произойдет пластическое деформирование, вызванное поворотом этих областей, стремящихся ориентироваться вдоль силовых линий внешнего магнитного поля.

Поворот областей спонтанного намагничивания (т. е. пластическая деформация) может произойти тем легче, чем выше в это время температура сплава, т. е. чем выше его точка Кюри. Присадка кобальта сильно повышает эту температуру. Поэтому термомагнитная обработка сплавов Ni—Al с большими добавками кобальта дает значительный эффект.

В последнее время начинают применять различные магнитные деформируемые текстурованные сплавы. Эти сплавы сравнительно легко обрабатываются резанием, и их выпускают главным образом в виде полос, лент и т д. В качестве такого сплава можно указать, например, на *викаллой*. Один из типов викаллоя (52 % Co, 14 % V, Fe — остальное) дает остаточную индукцию около 10 000 Э при коэрцитивной силе около 400 Гс.

Получили также применение высококоэрцитивные сплавы на основе соединений редкоземельных металлов.

3. Магнитномягкие сплавы

В отличие от магнитнотвердых материалов — сплавов для постоянных магнитов, где требуется высокая коэрцитивная сила, большую группу магнитных сплавов представляют так называемые магнитномягкие сплавы, которые в первую очередь должны иметь низкую коэрцитивную силу.

Если высокая магнитная твердость достигалась получением неравновесной, высокодисперсной структуры, то для получения магнитной мягкости необходимо максимальное приближение к равновесному состоянию, а также необходимо получить крупное зерно, устранить источники, вызывающие искажения решетки и дробление блоков.

Кроме низкой коэрцитивной силы, магнитномягкие материалы должны иметь еще и высокую магнитную проницаемость в слабых, средних или сильных полях, низкие потери на перемагничивание и т. д.

Естественно, что наиболее подходящим магнитномягким материалом являются чистые металлы, в первую очередь чистое (технически чистое) железо. В отдельных ограниченных случаях применяют сплавы не только на основе железа, но и других металлов — никеля и кобальта.

Рассмотрим отдельные виды магнитномягких материалов.

Техническое железо — практически почти чистое железо, в котором все примеси, особенно углерод, являются вредными и поэтому их содержание строго ограничивается.

Промышленность изготавливает две марки технического железа (по химическому составу), каждая из которых в свою очередь разделяется на сорта по магнитным характеристикам (табл. 96, 97).

Таблица 96. **Химический состав технического железа, % (не более)**

Марка железа	C	Mn	Si	S	P	Cu
А	0,025	0,035	0,03	0,025	0,015	0,15
Э	0,040	0,20	0,20	0,030	0,025	0,15

Магнитные свойства железа (кроме его чистоты) зависят еще от структурного состояния Наклеп резко ухудшает магнитные свойства, укрупнение зерна — улучшает В обычных промышленных сортах железа коэрцитивная сила получается порядка 1 Э или немного ниже, тогда как минимальное значение коэрцитивной силы 0,01 Э получено на очень крупнозернистом чистом железе.

Для получения крупного зерна и устранения наклепа металл подвергают отжигу при высокой температуре Технически чистое железо применяют для изготовления сердечников, реле и электромагнитов постоянного тока, магнитных экранов, полюсов электрических машин и других деталей.

Таблица 97. **Магнитные свойства технического железа**

Марка железа	Магнитные свойства	
	коэрцитивная сила H_c, Э	максимальная магнитная проницаемость, Гс/Э
Э	1,2	3500
ЭА	1,0	4000
ЭАА	0,8	4500

Примечание. Для всех марок технического железа $B_{10} = 15 \cdot 10^3$ Гс, $B_{25} = 16{,}2 \cdot 10^3$ Гс.

Электротехническая сталь представляет собой ферритный сплав железа с кремнием (3 % Si, см. рис. 280).

Железокремнистый твердый раствор вследствие искажений в решетке, вызванных наличием в ней инородных атомов кремния, имеет более высокую коэрцитивную силу, чем чистое железо, однако в этом сплаве при нагреве можно получить крупное зерно, которое при охлаждении не измельчается, так как нет $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения, и это на практике приводит к тому, что значение коэрцитивной силы получается в таком материале не больше, чем в обычном железе. Более высокое электросопротивление легированного кремнием феррита уменьшает потери на токи Фуко.

Электротехническую сталь изготавливают в виде тонких листов, которые используют для изготовления сердечников трансформаторов, магнитопроводов электрических машин и аппаратов переменного и постоянного тока.

Листовая электротехническая сталь подразделяется по сортаменту (главным образом по толщине), способу производства (холоднокатаный и горячекатаный лист), степени анизотропии, а также основным магнитным характеристикам (магнитная индукция и удельные потери) и степени легирования кремнием.

Для листовых электротехнических сталей принята иная система маркировки, чем для обычных сталей Эти стали маркируют следующим образом: после первой буквы Э следуют две или больше цифр. Первая цифра за буквой Э показывает содержание кремния [1] (содержание кремния в пределах: 0,8—1,8 %, 1,8—2,8 %,

[1] При содержании кремния более 4,8 % сплав настолько хрупок (порог хладноломкости переходит комнатную температуру, кремний повышает порог хладноломкости), что изготовить из него гонкий лист трудно.

2,8—3,8 %, 3,8—4,8 % обозначается соответственно цифрами: 1, 2, 3, 4). Вторая цифра характеризует уровень электротехнических свойств (чем цифра выше, тем выше эти свойства). После первых двух цифр иногда ставят один или два нуля. Один нуль показывает, что сталь холоднокатаная текстурованная (смотри ниже), два нуля — холоднокатаная малотекстурованная.

Таким образом марка Э12 означает электротехническую горячекатаную сталь с 1 % Si и второго уровня по электротехническим свойствам, а марка Э1200 — такую же сталь, но холоднокатаную слаботекстурованную.

Из изложенного следует, что лишь сплавы Э3 и Э4 являются ферритными. Магнитные характеристики у них получаются выше, но они более хрупки.

Кристаллы α-железа отличаются резко выраженной анизотропией магнитных свойств. Ребро куба является осью наиболее легкого намагничивания, поэтому получение текстуры ребра куба [1] повысило бы магнитную проницаемость в одном направлении, но уменьшило бы ее в другом (перпендикулярном к первому) направлении.

Итак, высокие магнитные свойства могут быть получены на сплавах Fe—Si высокой чистоты (особенно по углероду), при крупном зерне и текстурованной структуре Технология производства должна обеспечить получение такого состояния.

Современная технология производства высших сортов электротехнической стали заключается в следующем: выплавка стали с заданным содержанием кремния и минимальным углерода (практически содержание углерода получается около 0,05 %), затем прокатка в горячем состоянии на так называемый «подкат» толщиной 2,5 мм и последующая холодная прокатка на толщину 0,5—0,35 мм. Перед холодной прокаткой проводят отжиг при 800 °С. При этом содержание углерода уменьшается до $<$0,02 % С Заключительный отжиг проводят для снятия наклепа и укрупнения зерна при 1100—1200 °С в атмосфере водорода. Если предшествовавшая холодная деформация была значительной (45—60 %), то получается текстурованная структура (степень текстурованности порядка 90 %); если деформация была меньше 7—10 %, то получается так называемая малотекстурованная структура. Наконец, если прокатку проводить только в горячем состоянии, то текстуры не будет — магнитные свойства вдоль и поперек прокатки становятся одинаковыми. Текстурованная электротехническая сталь называется *трансформаторной* сталью, а не текстурованная — *динамной*.

Следует добавить, что удельные потери на перемагничивание тем меньше, чем тоньше лист, поэтому электротехническую сталь изготавливают только в виде тонких листов толщиной 0,35 и 0,50 мм.

Если в процессе изготовления деталей трансформатора сталь была подвергнута даже незначительной пластической деформации (например, рубке листов, загибу), то магнитные свойства ухудшаются.

Для восстановления магнитных свойств рекомендуется проводить отжиг для снятия напряжений (устранения искажений в решетке) при 750—800 °С с медленным ($<$50 °С/ч) охлаждением.

В заключение в табл. 98 приведены данные о свойствах электротехнических листовых сталей (ГОСТ 21473—75).

Железоникелевые сплавы (*пермаллои*) — в определенных, узких пределах содержания никеля (около 78,5 %) имеют исключительно высокую начальную магнитную проницаемость (рис. 385), тогда как у обычного технического железа она приблизительно в десять раз меньше, что очень важно для приборов, работающих в слабых полях (радио, телефон, телеграф).

Свойства пермаллоя классического состава (78,5 % Ni) существенно зависят от термической обработки. Наиболее высокую начальную магнитную проницаемость сплав получает при высокотемпературном нагреве в атмосфере водорода (для укрупнения зерна, удаления примеси углерода и устранения остаточных напряжений). Охлаждение в магнитном поле повышает магнитные характеристики. Эффективность магнитной обработки тем больше, чем выше лежит точка Кюри сплава. Поэтому

[1] Т. е. структуры с одинаковой ориентировкой всех кристаллов.

Таблица 98. Электромагнитные свойства листовой электротехнической стали

Марка стали	Магнитная индукция [1] B_{25}, Т	Удельные потери [*] $P_{10/50}$	Марка стали	Магнитная индукция [1] B_{25}, Т	Удельные потери [*] $P_{10/50}$
Горячекатаная сталь (δ = 0,50 мм)			*Холоднокатаная малотекстурованная сталь (δ = 0,50)*		
Э11	15 300	3,3	Э1100	15 300	3,3
Э12	15 000	3,2	Э1200	15 300	2,8
Э13	15 000	2,8	Э1300	15 500	2,5
Э21	14 800	2,5	Э3100	15 000	1,7
Э22	14 800	2,2	Э3200	14 800	1,5
Э31	14 600	2,0	*Холоднокатаная текстурованная сталь (δ = 0,50/0,35)*		
Э32	14 600	1,8			
Э42	14 500	1,4	Э310	17 500/17 500	1,1/0,8
Э43	14 400	1,25	Э320	18 000/18 000	0,95/0,7
			Э330	18 500/18 500	0,08/0,6

[*] При перемагничивании до индукции 10 000 Гс.
[1] При напряженности магнитного поля 25 А/см.

магнитная обработка наиболее заметно улучшает свойства сплава с 77 % Ni, у которого точка Кюри имеет наиболее высокую температуру, повышая начальную магнитную проницаемость до 20 000 Гс/Э.

Применяются также сплавы с 45—50 % Ni (*пайперники*). Без сложной обработки они превосходят пермаллои в магнитных свойствах, но уступают им, если такую сложную обработку провести. Кроме двойных железоникелевых сплавов, применяют и более сложные по составу с дополнительным легированием кремнием, молибденом, марганцем, медью. Эти элементы повышают электросопротивление, что позволяет применять их на повышенных и высоких частотах, уменьшают чувствительность к наклепу (таково влияние молибдена), повышают стабильность свойств (влияние меди).

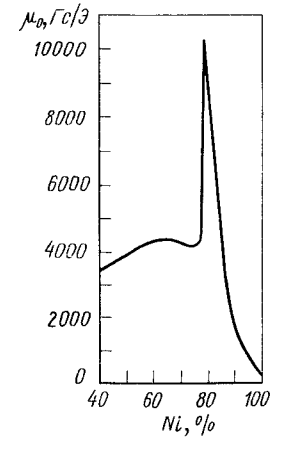


Рис. 385. Начальная магнитная проницаемость сплавов Fe—Ni

Состав пермаллоев техническими условиями точно не оговаривается, марка указывает лишь примерный состав сплава, но магнитная характеристика должна быть обеспечена. Некоторые пермаллойные сплавы и их наиболее важные магнитные характеристики, зависящие от толщины листа и гарантируемые техническими условиями, указаны в табл. 99.

Первые две цифры в обозначении марки показывают содержание никеля в процентах; буква, следующая после буквы Н — дополнительное легирование (Х — хромом, С — кремнием, М — молибденом) В зависимости от фактических магнитных свойств сплав может быть высшего качества (с буквой А) или обычного качества (без буквы А).

Прочие магнитомягкие сплавы

Алсифер. В системе Al—Si—Fe сплав, содержащий 5,4 % Al, 9,6 % Si и 85 % Fe, обладает высокой магнитной проницаемостью (μ_0 = 35 000 Гс/Э, μ_{max} = = 120 000 Гс/Э). Его можно применять для тех же назначений, что и значительно

Таблица 99. **Магнитные свойства сплавов типа гайперник и пермаллой**

Марка сплава	Толщина, мм	Магнитная проницаемость, Гс/Э		Коэрцитивная сила H_c, Э
		μ_0	μ_{max}	
45Н	0,35—2,50	2 500	2 300	0,20
	0,20—0,34	2 200	2 000	0,15
	0,10—0,19	1 800	18 000	0,30
	0,05—0,09	1 700	10 000	0,30
50НХС	0,35—1,00	3 200	30 000	0,12
	0,20—0,34	3 000	28 000	0,15
	0,10—0,19	2 500	25 000	0,15
	0,05—0,09	2 000	20 000	0,20
79НМ	0,35—2,50	22 000	120 000	0,02
	0,2—0,34	20 000	100 000	0,03
	0,1—0,19	18 000	100 000	0,04
	0,05—0,09	16 000	80 000	0,05
	0,02—0,04	14 000	60 000	0,06
79НМА	0,80—1,00	50 000	300 000	0,01
	0,50—0,70	40 000	300 000	0,01
	0,35—0,49	40 000	250 000	0,01
	0,20—0,34	32 000	150 000	0,02
	0,10—0,19	30 000	120 000	0,03
	0,05—0,09	25 000	100 000	0,05
	0,02—0,04	18 000	80 000	0,06

более дорогой высоконикелевый сплав пермаллой. Однако сплав альсифер хрупок и из него нельзя изготавливать листы, поэтому его применяют в виде порошков (для изготовления магнитодиэлектриков [1]).

Перминвар. Это сплавы с постоянной магнитной проницаемостью, изменение поля от 0 до 80—160 А/м не изменяет у этих сплавов магнитной проницаемости, что иногда существенно. В качестве примера укажем на некоторые сплавы: 45 % Ni и 25 % Co, остальное железо (45НК); или 45 % Ni, 25 % Co, 7,5 % Mo, остальное железо (45НКМ); или 70 % Ni, 7 % Co, остальное железо (70НК). Начальная магнитная проницаемость этих сплавов 365, 850 и 550 Гс/Э, а максимальная 1 800, 4 000 и 3 800 Гс/Э (см. табл. 98).

Пермендюр — сплав (50 % Co, 1,8 % V, остальное железо) с высокой индукцией насыщения. Применяют для изготовления приборов при необходимости сконцентрировать в небольшом пространстве мощный поток силовых линий. Железо имеет магнитное насыщение 21 500 Гс, а сплав пермендюр 23 800 Гс.

Термаллой — сплав, индукция которого весьма резко изменяется в интервале температур от —60 до +50 °С. Применяют для автоматической корректировки погрешностей магнитоэлектрических приборов. Такое сильное изменение магнитных свойств обусловлено тем, что точка Кюри сплава находится вблизи (немного выше) указанного интервала. Практическое применение получили сплавы с 30 % Ni, остальное железо (*термаллой*) с 30 % Cu, остальное железо (*кальмаллой*).

Поскольку индукция насыщения и точка Кюри — структурно нечувствительные свойства, важнейшие рабочие свойства сплавов пермендюр и термаллой не зависят от обработки и определяются составом сплава.

[1] В последнее время широкое применение получили высокопроницаемые магнитные материалы — оксиферы (ферриты), представляющие собой оксиды металлов типа M_3O_4. Однако ферриты уже не обладают металлическими свойствами, они полупроводники и здесь не рассмотрены.

4. Немагнитные стали

В электромашиностроении от материала требуются иногда немагнитность ($\mu < 1{,}05$) и механическая прочность одновременно.

Вместо цветных металлов для этой цели применяют более дешевые немагнитные аустенитные стали. Аустенитные нержавеющие (см. гл. XIX) или износоустойчивые (см. гл. XX) стали пригодны как немагнитные, если по прочностным свойствам они удовлетворяют поставленным требованиям. Однако сталь Г13 часто не проходит по прочностным и технологическим свойствам, а аустенитные нержавеющие стали слишком дороги в качестве материала для деталей большой массы (например, для немагнитных бандажных колец в турбогенераторах). В этом случае применяют стали, легированные марганцем, хромом, алюминием при сравнительно повышенном содержании углерода (0,4 %) и ограниченном содержании никеля.

Аустенитная структура получается в результате закалки, а упрочнение — при холодном наклепе (если в закаленном состоянии прочность недостаточна). Сталь должна обладать устойчивым аустенитом, т. е. точка $M_д$ должна лежать ниже 0 °С, чтобы деформация при комнатной температуре не вызывала образования мартенсита.

Состав некоторых промышленных немагнитных сталей приведен в табл. 100.

Раньше в качестве немагнитных применяли стали с высоким содержанием никеля (ЭИ269). В настоящее время найдены составы с меньшим содержанием дефицитного никеля (55Г9Н9Х3) или даже совершенно без никеля (45Г17Ю3), где в качестве аустенитообразователя выступает марганец. Марганец как аустенитообразователь действует в два раза слабее никеля, поэтому для получения устойчивого

Таблица 100. **Состав немагнитных сталей, %**

Марка стали	C	Mn	Cr	Ni	Остальное
ЭИ269	0,50—0,60	4,0—5,5	0,25	18,5—21,5	—
55Г9Н9Х3	0,58—0,68	7,5—9,5	3,0—4,0	7,5—9,5	0,5—1,0 W
45Г17Ю3	0,40—0,50	16,0—18,0	0,50	0,5	2,5—3,2 Al

аустенита увеличивают содержание углерода. Если полностью отказаться от присадки никеля, то аустенитная структура и немагнитность могут быть получены в стали состава: 0,4 % C и 17 % Mn. Это — сталь типа стали Гадфильда с присущей ее склонностью сильно упрочняться при деформировании и, следовательно, плохо подвергаться обработке давлением, резанием и т. д., что в данном случае является недостатком. Присадка алюминия в марганцовистые аустенитные стали сильно уменьшает их склонность к упрочнению при деформации.

Такая особенность легирования марганцовистого аустенита алюминием использована в наиболее экономичной и достаточно технологичной немагнитной стали 45Г17Ю3. Механические свойства этой стали в закаленном состоянии следующие: $\sigma_в = 700$ МПа, $\sigma_{0,2} = 350$ МПа, $\delta = 35$ %, $a_1 = 1000$ кДж/м^2.

Предел прочности может быть повышен наклепом до 1500—1800 МПа при одновременном снижении пластичности. Все перечисленные аустенитные стали не являются коррозионно устойчивыми; стойкость против коррозии у них выше, чем у обычной углеродистой стали. При одновременном требовании немагнитности и

высокой коррозионной устойчивости следует применять нержавеющие стали (типа 12Х18Н12) или цветные металлы (латуни).

Получили применение и железомарганцовистые стали, прочность которых обусловлена образованием не α-, а немагнитным ε-мартенситом. Такие стали содержат примерно 17 % Mn с дополнительным легированием кремнием и некоторыми другими элементами, в том числе и нитридообразующими. Из-за низкого содержания углерода при умеренной прочности ($\sigma_в$ = 780 МПа) они обладают высокой пластичностью (δ = 30 %) и хорошей свариваемостью, нечувствительностью к коррозионному растрескиванию.

В ряде случаев применяют немагнитный чугун. Это достигается глубоким легированием чугуна никелем и медью, элементами, расширяющими γ-область и одновременно вызывающими графитизацию. Такие чугуны обладают и более высокими механическими свойствами по сравнению с обычными серыми чугунами. Эти группы получили название «нирезист» [от слов никель и resisto (лат.) сопротивление]. В соответствии с ГОСТ 1184—80 имеются три марки нирезистов, содержащих 2,5—3,0 % C; 1,5—3,0 % Si; 0,5—1,8 % Mn и другие легирующие элементы в количестве согласно марочному обозначению 4Н15Д7Х2, 4Н15Д3Ш, 4Н19Х3Ш (Ш — с шаровидным графитом).

5. Электротехнические сплавы

Электротехнические сплавы делят на проводниковые, у которых сопротивление прохождению электрического тока должно быть минимальным, и сплавы электросопротивления с повышенным электросопротивлением. Первые применяют для передачи электроэнергии на расстоянии, вторые — для преобразования электроэнергии в тепло.

В качестве проводниковых материалов применяют чистые металлы: медь, алюминий, реже — серебро, железо, но не сплавы, так как легирование (и наклеп) создает искажение в решетке и повышает электросопротивление.

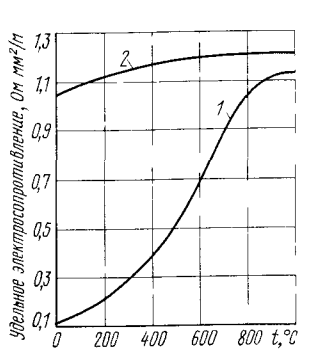
Для элементов электросопротивления требуется низкая электропроводность и в данном случае применяют не чистые металлы, а сплавы. Применяются эти сплавы для изготовления реостатов (так называемые *реостатные сплавы*) и для нагревательных элементов различных электрических приборов и электрических печей (*сплавы высокого электросопротивления*).

Если два компонента образуют механическую смесь, то электросопротивление изменяется с изменением концентрации по аддитивному закону (см. рис. 127).

При образовании твердых растворов электросопротивление меняется по криволинейному закону. При этом электросопротивление сплава значительно выше электросопротивления чистых компонентов (см. рис. 127). Отсюда следует, что надо применять сплавы из металлов, образующих твердые растворы; обычно эти сплавы являются твердыми растворами высокой концентрации.

К сплавам высокого электросопротивления предъявляются следующие требования:

1. Сплав должен обладать большим удельным электросопротивлением.
2. Сплав должен обладать возможно малым температурным коэффициентом электросопротивления (т. е. чтобы электросопротивление мало изменялось при изменении температуры). Электросопротивление у металлов, например у железа, растет с повышением температуры (рис. 386). Очевидно, точное регулирование силы тока



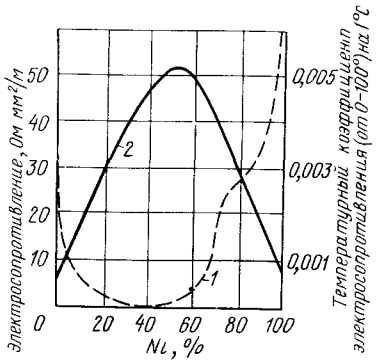


Рис. 386. Изменение электросопротивления железа (*1*) и нихрома (*2*) при повышении температуры
Рис. 387. Электрические свойства сплавов Cu—Ni
1 — температурный коэффициент; *2* — сопротивление

реостатом затруднено, если электросопротивление сплава сильно изменяется с изменением температур.

3. Сплав должен обладать высокой окалиностойкостью. Для реостатного сплава, проволока из которого не нагревается выше 300—500 °C это свойство не имеет суще-

Таблица 101. **Состав (%) и свойства реостатных сплавов** [1]

Марка сплава	Ni	Mn	Сумма примесей	Свойства		
				электросопротивление при 20 °C, Ом·мм²/м	температурный коэффициент электросопротивления	максимальная рабочая температура, °C
МНМц3-12 (манганин)	2,5—3,5	11,5—13,5	<0,9	0,43	0,00003	200
МНМц40-1,5 (константан)	39—41	1—2	<0,9	0,48	0,00002	500
МНМц43-0,5 (копель) . .	42,5—44,0	0,1—1,0	<0,6	0,50	0,00014	500

[1] Медь — остальное.

Таблица 102. Состав (%) и свойства сплавов высокого электросопротивления

Марка стали	Название	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Удельное электросопротивление при 20 °C, Ом мм²/м	Температурный коэффициент электросопротивления (10^{-5})	Предельная рабочая температура, °C
Х13Ю4	Фехраль	0,15	0,1	0,7	12—15	0,6	3,5—5,5	1,26	5	1000
1Х17ЮА	Сплав № 1	0,12	0,2	0,7	16—19	0,6	4,6—6,0	1,30	1	1000
1Х25Ю5	Сплав № 2	0,12	1,2	0,7	23—27	0,6	4,5—6,5	1,40	—	1150
Х20Н80	Нихром	0,15	0,4—1,3	0,7	20—23	75—78	0,2	1,11	1	1100
Х15Н60	Нихром	0,15	0,4—1,3	1,5	15—18	55—61	0,2	1,10	1,7	1050

ственного значения. Для нагревательных элементов печей и приборов, рабочая температура которых значительно выше, окалиностойкость сплава определяет срок службы нагревательного элемента.

Для реостатных сплавов применяют медные сплавы — *никелин*, *константан*, *манганин*, являющиеся сплавами меди с никелем, цинком и марганцем.

Медь и никель неограниченно растворимы в твердом состоянии. Медноникелевые сплавы с 40—50 % Ni обладают максимальным для этих сплавов электросопротивлением почти при нулевом значении температурного коэффициента электросопротивления (т. е. электросопротивление у этих сплавов практически не изменяется с температурой, рис. 387). Действительно, наиболее распространенные реостатные сплавы — константан (40 % Ni) и никелин (45 % Ni) являются сплавами меди и никеля, когда электросопротивление принимает максимальное значение, а температурный коэффициент — минимальное.

Сплав (по ГОСТ 492—73) и некоторые технические свойства реостатных сплавов приведены в табл. 101.

Примесями (загрязнениями) в этих сплавах являются железо, кремний, свинец, сера, углерод, фосфор, мышьяк, предельное содержание которых строго ограничивается ГОСТом.

Для сравнения укажем электросопротивление и температурный коэффициент железа — 0,1 Ом мм²/мм и 0,006 соответственно, т. е. первое в четыре—пять раз меньше, а второе в сотни раз больше.

В качестве сплавов высокого электросопротивления применяют сплавы на основах железа и никеля. Сплавы на основе железа называются *нихромами*.

Состав сплавов высокого электросопротивления с указанием удельного электросопротивления и максимальной рабочей температуры (т. е. температуры, выше которой начинается уже недопустимое по интенсивности окисление сплава) приведен в табл. 102.

Сплавы, содержащие невысокий процент хрома и алюминия и обладающие жаростойкостью примерно до 1100 °C, изготавливают в виде проволоки, сплавы с высоким содержанием хрома и алюминия (*мэгапир*, сплав № 2, сплав № 3) с жаростойкостью до 1250—1350 °C непластичны, из них изготавливают литые элементы сопротивления.

Если спаять два разнородных металла с одного конца, а два других конца присоединить к чувствительному вольтметру (гальванометру) и создать разность температур между сваренным концом (горячий спай) и концами, присоединенными к гальванометру, то возникает разность потенциалов, фиксируемая гальванометром, прямо пропорциональная разности температур.

Этим способом, изобретенным в конце прошлого века, чаще всего пользуются при измерении температур (хотя есть и другие, достаточно распространенные способы измерения температур).

Проволока для термопар должна обладать определенными свойствами — прежде всего жаростойкостью (сопротивлением окислению), чтобы достаточно долго ее можно было бы эксплуатировать, высокой температурой плавления (для расширения диапазона измеряемых температур) и прямолинейной зависимостью электродвижущей силы от температуры и значительной ее величиной, что обеспечивает точность измерения температуры.

В качестве материалов для термопар используют проволоку из платины (один электрод) и сплава платины с 10 % родия. Температурный интервал работы термопары — от комнатной температуры до 1300—1400 °C (кратковременно до 1800 °C).

Для интервала более низкого (не выше 1000 °C) применяют сплавы никеля с алюминием (2 % Al, остальное Ni), так называемый *алюмель* и сплав никеля с хромом (10 % Cr, остальное Ni) *хромель*.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Меськин В. С. Ферромагнитные сплавы. М.—Л., ОНТИ, 1937. 650 с.

Займовский А. С., Чудновская А. А., Магнитные материалы. М.: Госэнергоиздат, 1957. 224 с.

Усов В. В., Займовский А. С. Проводниковые, реостатные и контактные материалы. М.: Госэнергоиздат, 1959. 184 с.

Преображенский А. А. Магнитные материалы. М.: Высшая школа, 1965. 350 с.

Довгалевский Я. М. Легирование и термическая обработка магнитнотвердых сплавов. М.: Металлургиздат, 1971. 176 с.

Хек К. Магнитные материалы и их техническое применение. Пер. с нем. Под ред. Казарновского Л. Ш., М.: Энергия, 1970. 304 с.

Прецизионные сплавы. Справочник. Под ред. Молотилова Б. В. М.: Металлургия, 1974. 446 с.

Глава XXV

СПЛАВЫ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

1. Влияние облучения на свойства металлов

Металлы, из которых изготовлены реакторы, подвергаются облучению различными элементарными частицами, образующимися при работе реактора. Эти частицы, особенно быстрые нейтроны, глубоко проникают внутрь металла и вызывают остаточное изменение его свойств.

Изменение свойств обусловлено тем, что внедряющиеся в кристаллическую решетку элементарные частицы, особенно нейтроны, не имеющие электрического заряда и поэтому электрически не взаимодействующие с электронами и протонами, выбивают из регулярных мест в решетке атомы, которые в свою очередь могут выбивать попадающиеся на пути другие атомы. Теория показывает, что один нейтрон может вывести из равновесного состояния при помощи выбитых атомов до 300 атомов в алюминии. Такие сильные нарушения в кристаллической решетке создают в ней дефектные места.

Кроме того, дефекты возникают в результате образования термических пиков. Дело в том, что часть энергии нейтронов затрачивается на возбуждение упругих колебаний отдельных групп атомов. Это соответствует как бы резкому возрастанию температуры в небольшом объеме. Вслед за локальным увеличением температуры происходит быстрое рассеяние тепла (посредством теплопроводности) и металл в этом месте получает закалку, сопровождающуюся сильными остаточными искажениями решетки.

Образование таких дефектов затрудняет перемещение дислокаций и упрочняет мегалл. В общем по влиянию на свойства металла ядерное облучение похоже на наклеп.

Так, ядерное облучение, увеличивая прочность простых сталей в 1,5—2 раза, примерно в такой же степени уменьшает пластичность и вязкость. Эффект ядерного упрочнения металла, подвергнутого предварительно обычным методам упрочнения (наклепу, закалке), меньше, чем в случае неупрочненного, отожженного металла. С повышением температуры эффект ядерного облучения уменьшается и при температурах выше порога рекристаллизации он практически отсутствует.

Необходимо иметь в виду, что при облучении могут появиться атомы новых элементов в результате деления или захвата нейтрона ядром атома основного металла. При длительном облучении чистый металл может превратиться в сплав вследствие превращения некоторого числа его атомов в другие элементы.

Наконец, в результате нейтронного облучения металл становится радиоактивным и опасным для здоровья человека.

2. Конструкционные материалы. Теплоносители

Строительство атомных электростанций, атомных кораблей требует самых разнообразных материалов: конструкционных сталей, нержавеющих и жаропрочных сталей и сплавов, цветных металлов и других металлических материалов. Но атомная техника предъявила к материалам, используемым для изготовления некоторых деталей, особые требования, не встречающиеся в других отраслях техники. В данном случае речь идет в первую очередь о такой важнейшей характеристике, как способность ядра атома поглощать тепловые нейтроны (нейтроны с низкой энергией).

Для атомной техники требуются материалы и с высокой способностью к поглощению нейтронов, и с малой. Способность разных металлов поглощать нейтроны колеблется в очень широких пределах (табл. 103).

Защита от нейтронного облучения будет осуществляться наиболее эффективно экранами, изготовленными с применением элементов, расположенных в правой стороне табл. 103. Металлы, расположенные в левой части таблицы, можно использовать как конструкционные материалы для реакторов. Магний и алюминий из-за низкой температуры плавления иногда оказываются неподходящими, и в этом случае используют бериллий и цирконий.

Таблица 103. Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов и температура плавления некоторых металлов

Свойства	Be	Mg	Zr	Al	Fe	Ni	Hf	B	Cd
Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов, барны *	0,01	0,063	0,18	0,23	2,4	4,5	115	720	2400
Температура плавления, °С	1280	651	1845	660	1539	1455	2130	2000	321

* 1 барн — 10^{-24} см^2.

Бериллий. Поскольку такое свойство атомов, как поперечное сечение захвата, не зависит от состояния, в каком находится элемент, то бериллий применяют в металлическом виде и в виде соединений с кислородом, углеродом и водородом (оксиды, карбиды и гидриды бериллия)

Технический бериллий представляет собой хрупкий металл с прочностью около 300 МПа и удлинением 1—2 % Его низкая пластичность может быть обусловлена недостаточной чистотой, так как этот металл особенно чувствителен к загрязнениям. Коррозионная стойкость бериллия высокая О бериллии как конструкционном материале будет сказано дальше

Ввиду малой величины эффективного захвата тепловых нейтронов, высокой температуры плавления и высокой коррозионной стоикости бериллий можно применять для плакировки стержней ядерного горючего, однако чрезвычайно высокая стоимость бериллия ограничивает его использование Для этой цели в настоящее время применяют более дешевый металл — цирконий [1].

Цирконий Благодаря малому сечению захвата, высокой температуре плавления, пластичности и высокой коррозионной стойкости цирконий получил преимущественное применение для покрытия тепловыделяющих элементов и труб Цирконий имеет две аллотропические модификации α с решеткой г п. у и β с решеткой о ц к Температура перехода $\alpha \rightleftarrows \beta$ равна 862 °С Механические свойства циркония колеблются в зависимости от чистоты, структурного состояния и других факторов в следующих пределах: $\sigma_в = 200 \div 400$ МПа, $\sigma_{0,2} = 50 \div 200$ МПа, $\delta = 20-40$ %, твердость 30—60 НВ Отсюда видно, что это весьма мягкий и непрочный металл Легирование циркония значительно упрочняет его Известны сплавы на основе циркония с прочностью $\sigma_в = 800 \div 1000$ МПа (при этом пластичность снижается до $\delta = 3 \div 5$ %) В качестве одного из высокопрочных сплавов циркония можно указать на сплав *циркаллой*, содержащий 0,5—1 % Sn, 0 2 % Fe и 0 3 % Ni

Коррозионная стойкость циркония значительно зависит от его чистоты Сотые доли процента углерода и азота снижают его коррозионную стойкость Однако некоторые добавки нейтрализуют вредное влияние загрязнений (так, ниобий нейтрализует действие углерода, а олово — азота) Наличие фазового превращения позволяет воздействовать на свойства циркониевых сплавов термической обработкой Диаграммы состояния циркония со многими элементами построены однако данных о термической обработке и совершающихся при этом структурных превращениях мало

Технический цирконий содержит в некотором количестве (обычно около 2 %) примесь гафния — соседа в периодической системе и близкого ему по свойствам

[1] Кроме того, бериллий применяют как источник нейтронов, возникающих при его бомбардировке частицами, для «окон» рентгеновских трубок (бериллий прозрачен для рентгеновских лучей) и в других случаях.

Однако гафний резко отличается по ядерным свойствам от циркония (см. табл. 103 — эффективное сечение захвата гафния почти в 1000 раз больше; поэтому для основного назначения цирконий должен быть очищен от гафния, что является весьма сложной задачей и сильно увеличивает стоимость металла. Для других случаев (т. е. не для ядерной техники) этого делать, разумеется, не следует, так как наличие гафния не оказывает заметного влияния на механические и химические свойства циркония.

Цирконий находит также применение, как поглотитель газов (геттер), в хирургии[1] в и металлургии (легирующая присадка, раскислитель).

Теплоносители. Для активного теплообмена в ядерных реакторах применяют металлические теплоносители, имеющие более высокую теплопроводность, чем вода или газы. В качестве теплоносителей следует применять металлы с низкой температурой плавления. В зависимости от принципа действия реактора в качестве теплоносителя можно применять висмут (и его сплавы) или натрий.

В реакторах одних типов теплоноситель должен содержать в растворенном состоянии ядерное топливо — уран, поэтому следует выбирать металл с низкой температурой плавления[2], способный растворять уран.

Данные, приведенные в табл 104 показывают, что из всех легкоплавких металлов для этого больше всего подходит висмут.

Таблица 104. Физические свойства цветных металлов

Свойства	Zn	Ga	In	Tl	Sn	Pb	Sb	Bi
Температура плавления, °С	419	30	156	303	232	327	630	271
Растворимость урана при 900 °С, % (ат.)	0,32 *2	0,90 *3	0,51	0,13	0,2	0,52	1,5	12,3
Эффективное сечение захвата тепловых нейтронов, барны *1	1,06	2,7	190	3,3	0,65	0,17	6,40	0,03

*1 1 барн = 10^{-24} см². *2 При 500 °С. *3 При 700 °С.

Кроме того (что немаловажно), висмут имеет небольшую способность к поглощению тепловых нейтронов.

Применение вместо чистого висмута эвтектики Pb—Bi состава 43,5 % Pb и 56,5 % Bi с температурой плавления 125 °С (рис 388, *а*) вполне возможно, так как добавка свинца удешевляет расплав, делает его более жидкоподвижным вследствие снижения температуры плавления.

Очень важно взаимодействие расплавленного висмута (или сплава Bi—Pb) со стенками труб теплообменника, которые должны быть изготовлены из металлического материала. Устойчивость разных металлов в такой среде весьма различна и зависит от температуры среды.

[1] Цирконий, как и тантал, в отличие от таких материалов, как серебро, шелк, не взаимодействует с живыми тканями.

[2] Практически не выше 500 °С.

Платина, марганец, никель полностью неустойчивы, а медь и алюминий не намного лучше их Простое нелегированное железо и углеродистая сталь сохраняют устойчивость до более высоких температур (750 °С), чем нержавеющие стали Бериллий и молибден устойчивы до 1000 °С Таким образом, обычные представления о коррозионной стойкости металлов в данном случае неприемлемы

Интенсивный отвод тепла, выделяющегося в реакторе при ядерном расщеплении, может быть осуществлен эффективно с помощью легких металлов, они по своим тепловым свойствам значительно превосходят воду, так как имеют более высокую скрытую теплоту испарения (на что следовательно, больше будет затрачиваться тепла), более низкую упругость пара (следовательно, система может работать при более низких давлениях и иметь более тонкие стенки), более высокий коэффициент теплопроводности и т д.

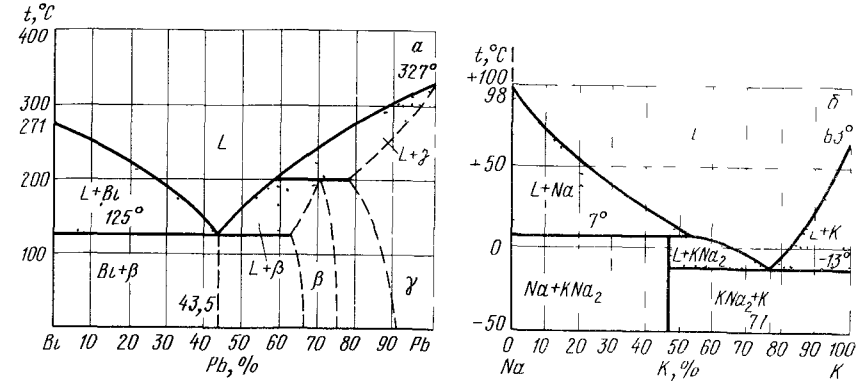


Рис 388 Диаграммы состояния:
а — Bi—Pb, *б* — Na—K

Из числа приведенных в табл 105 легких металлов не находит пока применения рубидий По-видимому, потому, что он редко встречается Применяют в основном, натрий, а также калий и литий похожий по свойствам на натрии

Натрий при комнатной температуре очень мягкий (деформируется пальцами), легко режется ножом

В реакторах применяют чистый натрий и его сплав с калием (44 % К) (см рис 388) Такой сплав при комнатной температуре находится в жидком состоянии, что представляет некоторые технические удобства Коэффициент теплопроводности этого сплава несколько ниже, чем у чистого натрия

Стойкость различных металлов против коррозионно-эррозионного воздействия жидкого натрия различна Высокой стойкостью в натрии обладают никель, хром, молибден железо, цирконий, ограниченно устойчивы титан и нержавеющая сталь, а углеродистая сталь, алюминий, платина неустойчивы В наибольшей степени требованиям современной техники удовлетворяют аустенитная нержавеющая сталь и цирконий, обладающие оптимальным сочетанием требуемых свойств

Стойкость различных металлов, особенно сплавов железа, резко уменьшается при наличии растворенного в натрии кислорода, даже в небольших количествах Поэтому применяемый жидкий натрий, как и сплав Na—K, должен быть тщательно очищен от кислорода

3. Ядерное горючее (уран, плутоний, торий)

Редкие металлы — уран (U), торий (Th) и плутоний[1] (Pu) имеют важное значение в качестве ядерного горючего при производстве атомной энергии.

[1] Плутоний — искусственный элемент в земной коре его нет, он получается в результате нейтронной бомбардировки урана

Таблица 105. Физические свойства щелочноземельных металлов

Вещество	$T_{пл}$, °С	$T_{кип}$, °С	Физические свойства			
			теплота испарения, кДж	упругость пара [1], кПа	коэффициент теплопроводности [2], Вт/(м·К)	плотность, г/см³, при 20 °С
Литий	179	1317	4680	53,3	41	0,53
Натрий	98	883	1005	53,3	82	0,97
Калий	64	760	496	53,3	46	0,86
Рубидий	39	688	212	53,3	35	1,53
Вода	0	100	539	100,2	0,67	1,0

[1] При температурах порядка 600—800 °С (кроме лития).
[2] При температурах порядка 100—200 °С.

Уран представляет собой металл с серебристым блеском, его плотность около 19,0 г/см³, т. е. уран является одним из самых тяжелых металлов.

При комнатной температуре уран на воздухе не окисляется, но при нагреве сгорает уже при 170 °С.

Температура плавления урана 1132 °С.

Уран в том виде, в каком он существует в природе, является смесью по крайней мере двух изотопов — 99,3 % ^{238}U и 0,7 % ^{235}U.

Распад ядра атома урана — его изотопа ^{235}U ведет к освобождению громадного количества энергии. В отличие от изотопа ^{235}U изотоп ^{238}U при нейтронной бомбардировке не расщепляется. Нейтроны захватываются ^{238}U и при этом он превращается в изотоп ^{239}U, который при потере β-частицы превращается в нептуний (Np) — атомным номером 93, а последний при потере еще одной β-частицы образует элемент плутоний с атомным номером 94. Плутоний при нейтронной бомбардировке расщепляется с выделением энергии; таким образом, плутоний является заменителем изотопа ^{235}U.

Уран имеет три аллотропические модификации: U_α — с орторомбической кристаллической решеткой, устойчив ниже 668 °С; U_β — с тетрагональной кристаллической решеткой, интервал устойчивости 668—720 °С; U_γ — с кубической объемноцентрированной решеткой, устойчив выше 720 °С.

Таким образом, температуры агрегатных превращений у урана следующие: 668 °С ($\alpha \rightleftarrows \beta$); 720 °С ($\beta \rightleftarrows \gamma$); 1132 °С ($\gamma \rightleftarrows L$). U_α почти не растворяет элементы, которые присутствуют в виде различных соединений, тогда как U_β и U_γ растворяют их в заметных количествах; поэтому возможна термическая обработка урановых сплавов в результате нагрева до состояния β или γ, растворения в этих модификациях урана избыточных фаз и быстрого охлаждения. При этом возможно фиксирование устойчивого при высоких температурах состояния и промежуточных состояний, например получение дисперсной смеси U_α + вторая фаза, или получение пересыщенного раствора U_α по мартенситной реакции.

Монокристаллы U_α отличаются ярко выраженной анизотропией свойств, особенно резко это проявляется в отношении термического расширения. Так, коэффициент линейного расширения кристаллов в одном направлении равен $22 \cdot 10^{-6}$, а в другом $-1{,}5 \cdot 10^{-6}$ (т. е. в одном направлении кристалл U_α при нагреве расширяется, а в другом сокращается).

Уран обладает сравнительно низкими механическими свойствами: твердость 220 НВ, $\sigma_в \approx 360$ МПа, $\sigma_{0,2} \approx 230$ МПа, очень низкий предел пропорциональности урана — 20 МПа. Различие в ориентации зерен, размер зерна, чистота и другие факторы могут оказать существенное влияние на механические и другие свойства урана.

Весьма сильно на механические свойства урана влияет излучение. Так, урановые образцы, потерявшие излучением 0,035 % (атомн.) показали снижение прочности из 1/4 от начального значения, а относительное удлинение уменьшилось от 17 до 0,36 %, тогда как твердость возросла с 220 до 300 НВ.

Плутоний. Плутоний, несмотря на низкую температуру плавления (640 °С), имеет шесть аллотропических модификаций, устойчивых в следующих температурных интервалах: ниже 119 °С (α); 119—218 °С (β); 218—310 °С (γ); 310—450 °С (δ); 450—472 °С (η); 472—640 °С (ε).

Плутоний — единственный металл, который имеет так много аллотропических модификаций.

Как известно, все металлы при нагреве расширяются, δ и η модификации плутония, наоборот, при нагреве сжимаются.

Высокая радиоактивность плутония осложняет его изучение, так как при этом необходимо применять специальные меры защиты от излучений (в так называемых «горячих» камерах при помощи приборов с дистанционным управлением).

Торий. Металлический торий естественного происхождения не является делящимся материалом, но под воздействием нейтронного облучения превращается в ядерное горючее ^{238}U.

У тория имеются две аллотропические модификации Th_α с решеткой г. ц. к. и Th_β с решеткой о. ц. к. Температура перехода $\alpha \rightleftarrows \beta$ равна 1400 °С, температура плавления тория 1775 °С, плотность 11,7 г/см³.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Улыбин С. А. Теплоносители энергетических ядерных установок. М.—Л.: Энергия, 1966. 271 с.

Конобеевский С. Т. Действие облучения на материалы. Введение в радиационное материаловедение. М.: Атомиздат, 1967. 401 с. Реакторное материаловедение. М.: Атомиздат, 1968. 386 с. Авт.: *Д. М. Скоров, Ю. Ф. Бычков, А. И. Дошковский, В. В. Чепкунов.*

Субботин В. И., Ивановский М. Н., Арнольдов М. Н. Физико-химические основы применения жидкометаллических теплоносителей. М.: Атомиздат, 1970. 195 с.

Сокурский Ю. Н., Стерлин Я. М., Федоренко В. А., Уран и его сплавы. М.: Атомиздат, 1971. 444 с.

Конструкционные материалы ядерных реакторов. Ч. I, М.: Атомиздат, 1972. 239 с. Авт.: *Н. М. Бескоровайный, Ю. С. Беломытцев, М. Д. Абрамов, В. К. Иванов, Герасимов В. В., Монахов А. С.* Материалы ядерной техники. М.: Атомиздат, 1973. 334 с.

Глава XXVI

ЛЕГКИЕ МЕТАЛЛЫ И ИХ СПЛАВЫ

К легким относят металлы с малой плотностью (менее 3 г/см³) и если исключить щелочно-земельные металлы, тоже обладающие низкой плотностью, то тогда к легким металлам (см. табл. 2), которые будут рассмотрены в этой главе, должны быть отнесены только три: алюминий, магний и берилий.

Основные физические свойства этих металлов приведены в табл. 106.

Таблица 106. **Основные физические свойства легких металлов**

Свойства	Al	Mg	Be
Атомный номер	13	12	4
Атомная масса	27,0	24,3	9,0
Плотность при 20 °С, г/см³	2,7	1,7	1,8
Температура плавления, °С	660	651	1284
Температура кипения, °С	2327	1107	2450
Атомный диаметр, нм	0,32	0,28	0,23
Скрытая теплота плавления, Дж/°С	94	46,5	275
Удельная теплопроводность при 20 °С, Вт/(м·К)	225	139	188
Коэффициент линейного расширения при 25 °С	$24{,}3\cdot10^{-6}$	$26{,}0\cdot10^{-6}$	$11\cdot10^{-6}$
Удельное электросопротивление при 20 °С, Ом·см	$2{,}7\cdot10^{6}$	$4{,}5\cdot10^{-6}$	$3{,}6\cdot10^{-6}$
Модуль нормальной упругости E, МПа	71 000	45 700	300 000

Из трех легких металлов алюминий имеет наибольшее значение, что хотя бы характеризуется объемом производства (второе место после железа) и невысокой стоимостью.

О существовании металла, который входит в состав глины, предположительно в 1808 г. высказался английский ученый Дэви. Он и дал ему название алюминий [1].

В 1825 г. датчанин Эрстед получил первые крупицы алюминия.

Авторами современного способа производства алюминия (электролиз расплавленных солей) были американец Ч. Холл и француз П. Эру [2].

До 1880 г. всего во всем мире было изготовлено 200 т алюминия (и он по цене мало уступал тогда золоту). Но в последующее десятилетие алюминия было произведено 28000 т и за один год, в 1930 г. — 27000 т. Современный мировой объем производства алюминия (без СССР) около 10 млн. т. в год.

До 1906 г. алюминий применяли в чистом виде, но в этом году А. Вильм почти случайно нашел способ упрочнения сплава Al—Cu в результате закалки и старения, а предложенный им сплав (4 % Cu, 0,5 % Mg, 0,5 % Mn) является и сейчас самым распространенным алюминиевым сплавом (дюралюминий). Сейчас широкое применение как конструкционный материал имеет не чистый алюминий, а сплавы алюминия, в первую очередь дюралюминий ввиду его высокой прочности ($\sigma_в$ = 300—600 МПа) и малой плотности (2,6—3,0 г/см³).

[1] В России в XIX в. он назывался глинием.

[2] Оба, когда каждому исполнилось по 23 года, независимо друг от друга взяли патент на промышленный способ получения алюминия.

1. Свойства алюминия

Наиболее характерные свойства чистого алюминия — небольшая плотность (γ = 2,7) и низкая температура плавления (660 °С). По сравнению с железом, у которого γ = 7,8, а $t_{пл}$ = 1535 °С, алюминий имеет почти в три раза более низкую плотность, вследствие чего алюминий и его сплавы широко применяют там, где малая плотность и большая удельная прочность ($\sigma_в/\gamma$) имеют важное значение. Благодаря более низкой температуре плавления алюминия по сравнению с железом технология обработки алюминия и его сплавов резко отличается от технологии обработки стали.

Характерные свойства алюминия — высокая пластичность и малая прочность. Прокатанный и отожженный алюминий высокой чистоты имеет $\sigma_в$ = 58 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 20 МПа; твердость 25 *HB*, ψ = 85 %, δ = 40 %.

Алюминий кристаллизуется в гранецентрированной решетке. Параметр решетки при 20 °С равен 0,404 нм, атомный радиус 0,143 нм. Алюминий не имеет аллотропических модификаций, обладает высокой теплопроводностью, электропроводностью и очень высокой скрытой теплотой плавления.

Несмотря на большое сродство к кислороду, алюминий подвергается коррозии на воздухе и в некоторых других средах весьма слабо, что объясняется образованием плотной пленки Al_2O_3, защищающей металл от коррозии. Чем чище алюминий и чем он более свободен от различных примесей, тем выше его коррозионная устойчивость.

Наиболее чистый алюминий — алюминий особой чистоты, содержит 99,999 % Al, а сумма всех примесей составляет не более 0,001 %. Его применяют преимущественно для лабораторных опытов. В промышленности в зависимости от требований применяют алюминий высокой чистоты (99,995—99,95 % Al) и технической чистоты (99,85—99,0 % Al). Маркировка алюминия разной чистоты приведена в табл. 107.

Основные (постоянные) примеси, загрязняющие алюминий, это железо и кремний.

Применять алюминий как конструкционный материал из-за низкой прочности нецелесообразно, однако некоторые его свойства — высокая пластичность, коррозионная стойкость и электропроводность — позволяют эффективно его использовать для других целей. Таким образом имеются три направления применения технического алюминия:

1) высокая пластичность позволяет производить из алюминия глубокую штамповку, прокатку до тонкой толщины (например, алюминиевая фольга для обертки конфет и др.);

2) высокая электропроводность (65 % от меди) позволяет применять алюминий для электротехнических целей (проводниковый металл). Провод из алюминия равной электропроводности легче, чем из меди;

3) высокая коррозионная стойкость позволяет широко применять алюминий. Алюминий — химически активный металл, однако начальное окисление приводит к образованию окисной пленки (приблизительно толщиной 10 нм), изолирующей металл от окружающей среды. Это обстоятельство и позволяет считать алюминий коррозионностойким металлом. Алюминий практически весьма устойчив в органи-

Таблица 107 Марки первичного алюминия (по ГОСТ 11069—74)

Марка алюминия	Al, % (не менее)	Химический состав примесей, % (не более)			Марка алюминия	Al, % (не менее)	Химический состав примеси, % (не более)		
		Fe	Si	всего			Fe	Si	всего
Особой чистоты					*Технической чистоты*				
А999	99,999	—	—	0,001	А85	99,85	0,08	0,06	0,15
Высокой чистоты					А8	99,8	0,12	0,10	0,20
					А7	99,7	0,16	0,16	0,30
А995	99,995	0,0015	0,0015	0,005	АС	99,6	0,25	0,20	0,40
А99	99,99	0,003	0,003	0,010	А5	99,5	0,30	0,30	0,50
А97	99,97	0,015	0,015	0,030	А0	99,0	0,50	0,50	1,0
А95	99,95	0,030	0,030	0,050					

ческих кислотах (отсюда и широкое применение алюминия в быту, для транспортировки и хранения продуктов питания).

В неорганических кислотах алюминий устойчив лишь при их низкой концентрации.

2. Постоянные примеси алюминия (железо и кремний)

На рис 389 приведена часть диаграммы Al—Fe для сплавов богатых алюминием. Железо можно считать практически нерастворимым в алюминии[1] поэтому даже при очень низком содержании железа образуется эвтектика $Al + Al_3Fe$ Она содержит

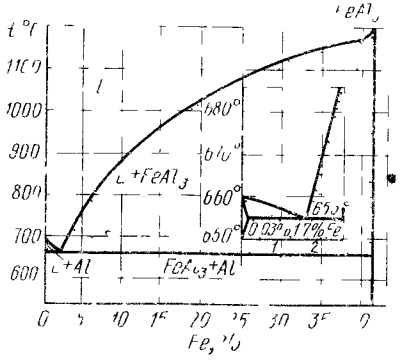


Рис 389 Часть диаграммы состояния сплавов Al—Fe

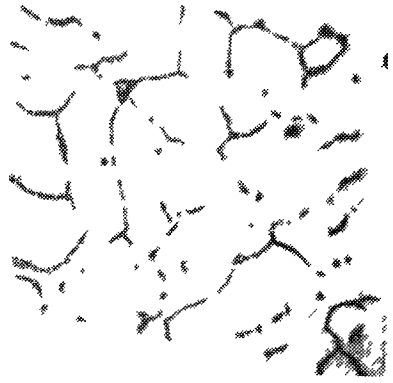


Рис 390 Литой технический алюминий (темные включения Al_3Fe) ×200

только 1,7 % Fe (или 7 % Al_3Fe) Из-за малого содержания железа в эвтектике при микроисследовании типичная структура эвтектики не наблюдается — она коалесцирует Структура сплавов Al—Fe состоит из алюминия и темных включений Al_3Fe (рис 390)

[1] Растворимость железа в алюминии при эвтектической температуре 655 °С по современным данным около 0,03 %

Кремний не образует химических соединений с алюминием Диаграмма состояния Al—Si приведена на рис 391. Растворимость алюминия в кремнии очень мала, поэтому можно считать, что в системе Al—Si присутствует чистый кремний

Растворимость кремния в алюминии при эвтектической температуре достигает 1,65 % и при комнатной температуре почти равна нулю (0,09 % при 300 °С) Эвтектика содержит 11,7 % Si и состоит из чередующихся включений обеих фаз.

При одновременном присутствии кремния и железа появляются новые фазы, отсутствующие в двойных сплавах, обозначаемые α (Al — Fe—Si) и β (Al—Fe—Si) — это тройное химические соединения железа, кремния и алюминия[1].

Присутствие этих соединений, особенно при их размещении по границам зерен, уменьшает пластичность алюминия.

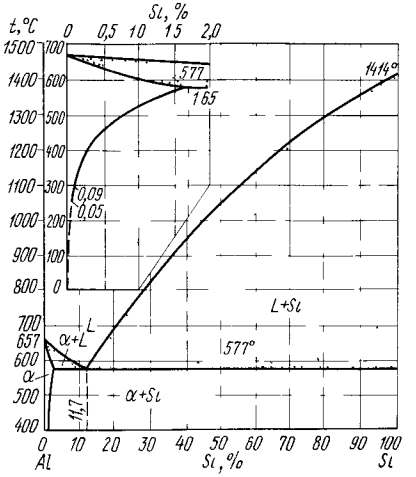


Рис. 391. Диаграмма состояния Al—Si

3. Термическая обработка сплавов Al—Cu[2]

Упрочняющая термическая обработка алюминиевых сплавов основана на изменении растворимости соединений в основном алюминиевом растворе, а конкретно для сплавов Al—Cu на изменении растворимости соединения $CuAl_2$ в алюминии.

Как видно из рис. 392, медь растворяется при комнатной температуре в количестве около 0,2 %, а максимальная растворимость при эвтектической температуре 548 °С равна 5,7 %. Любой сплав, содержащий до 5,7 % Cu, можно перевести в однофазное состояние соответствующим нагревом. Это состояние фиксируется быстрым охлаждением.

Необходимая скорость охлаждения при закалке определяется скоростью выпадения избыточных фаз из переохлажденного и пересыщенного твердого раствора. Для этой цели строят диаграммы изотермического превращения переохлажденного твердого раствора (С-образные диаграммы), пример которой приведен на рис. 393. Согласно этой диаграмме максимальная скорость превращения наблюдается вблизи 300 °С.

Полученный таким образом твердый раствор при содержании в нем меди более 0,2 % является пересыщенным. В таком пересыщенном и неустойчивом твердом растворе происходят изменения, в конечном итоге приводящие к выделению соединения $CuAl_2$ и

[1] Это обозначение соединений принято в литературе, так как стехиометрическое соотношение указанных соединений не установлено

[2] Процессы термической обработки стали были рассмотрены на основе сплавов Fe—C Для алюминиевых сплавов медь — основной второй элемент, и поэтому структурные превращения при термической обработке рассмотрены на примере сплава Al—Cu. Это тем более целесообразно, что введение других легирующих элементов, кроме или вместо меди, не вносит принципиальных изменений

сохранению в растворе лишь соответствующего равновесной системе количества меди (0,2 %). Этот процесс называется *старением*. Если этот процесс происходит при комнатной температуре, то он называется *естественным старением*, а если при искусственном повышении температуры — то *искусственным старением*. Таким образом, видно, что термическая обработка алюминиевых сплавов состоит из двух циклов — закалки и старения.

Старение охватывает все процессы, происходящие в пересыщенном твердом растворе, — процессы, подготавливающие выделение, и непосредственно процессы выделения. Превращение, при котором происходят только процессы выделения, называется *дисперсионным твердением* (без сложных подготовительных процессов, о которых речь идет дальше).

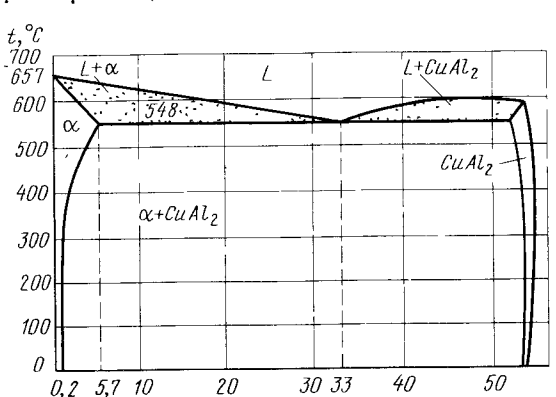


Рис. 392. Диаграмма состояния Al—Cu

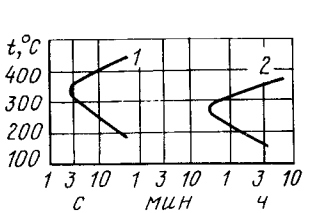


Рис. 393. Диаграмма изотермического распада переохлажденного твердого раствора в алюминиевых сплавах (указано начало распада):
1 — Al + 4 % Cu + 1,5 % Mg; *2* — Al + 4 % Zn + 2 % Mg

Теоретические вопросы, связанные с закалкой алюминиевых сплавов, относительно просты: в процессе закалки фиксируется пересыщенный твердый раствор. Важно, чтобы охлаждение было достаточно быстрым.

Микроструктура хорошо иллюстрируется и объясняет фазовые изменения, вызванные закалкой.

На рис. 394, *а* и *б* представлена структура отожженного сплава Al + 4 % Cu. На фоне алюминиевого твердого раствора (почти чистого алюминия) видны включения $CuAl_2$. На рис. 394, *в* приведена микроструктура того же сплава после закалки. Структура состоит из гомогенного твердого раствора. Нагрев до температуры закалки привел к полному растворению включений $CuAl_2$, а охлаждение при закалке зафиксировало (насколько можно судить по микроструктуре) пересыщенный твердый раствор.

Познакомимся вначале с тем, как изменяются свойства сплава Al—Cu при старении.

В отожженном состоянии сплав Al + 4 % Cu имеет предел прочности $\sigma_в$ = 200 МПа. В свежезакаленном состоянии (т. е. при испытании сразу после закалки) предел прочности несколько выше

и составляет примерно 250 МПа. После старения предел прочности значительно возрастает и достигает 400 МПа.

При естественном старении (20 °С) прочность становится максимальной через 4—5 сут. после закалки, причем скорость упрочнения в первые часы значительно меньше, чем в последующие, но затем интенсивность упрочнения убывает.

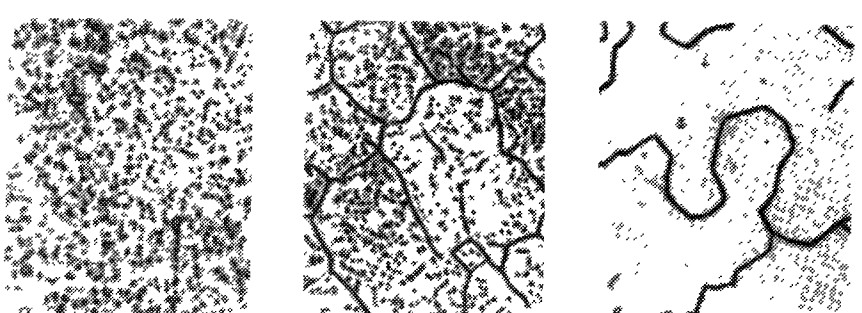
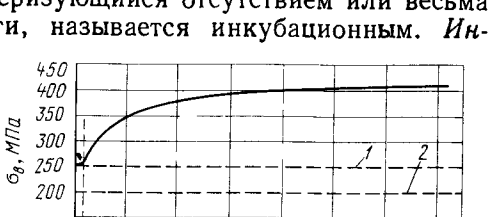


Рис. 394. Структура сплава Al + 4 % Cu:
а — в отожженном состоянии, ×900: *б* — то же, ×120; *в* — в закаленном состоянии, ×100

Типичный ход кривой упрочнения при естественном старении показан на рис. 395.

Начальный период, характеризующийся отсутствием или весьма слабым повышением прочности, называется инкубационным. *Инкубационный период* имеет важное технологическое значение, так как в этот момент сплав обладает большой способностью к пластической деформации и закаленные детали можно подвергать разнообразным технологическим операциям, связанным с деформацией (расклепке заклепок, гибке, отбортовке и т. д.). Через 2—3 ч способность пластически деформироваться начинает резко уменьшаться, и эти операции становятся неосуществимыми.



Риз. 395. Изменение прочности при естественном старении алюминиевого сплава:
1 — закаленное состояние; *2* — отожженное состояние

Скорость старения сильно зависит от температуры (рис. 396): повышение температуры ускоряет процесс. Однако получаемая максимальная прочность тем ниже, чем выше температура старения. Кроме того, в результате старения при температуре выше 150 °С явно отмечается разупрочнение сплава при выдержке более той, которая вызывает максимальное упрочнение, и тем скорее, чем выше температура.

При температурах ниже комнатной старение замедляется и при —50 °С можно считать, что закаленное состояние практически устойчиво и старение не происходит.

Естественно, состаренное состояние сплава является неустойчивым. Если недолго выдержать подвергнутый естественному старению алюминиевый сплав при 200—250 °С, то он разупрочняется, выделившиеся дисперсные частицы избыточной фазы растворятся и сплав получит свойства, характерные для свежезакаленного состояния, так как он вновь приобретает способность к естественному

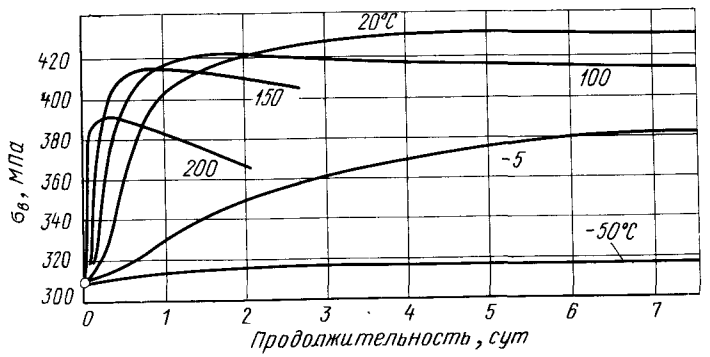


Рис. 396. Кривые старения дюралюминия при различных температурах

старению (рис. 397). Это явление (т. е. возвращение к свежезакаленному состоянию после кратковременного нагрева) называется *возвратом*.

Рассмотрим процессы, протекающие при старении сплава Al—Cu. Закалка фиксирует пересыщенный твердый раствор, поэтому вероятнее всего предположить, что в процессе старения выделяется избыточная фаза ($CuAl_2$) и что выделение ее в мелкодисперсном состоянии и вызывает изменение свойств.

Однако имеющийся экспериментальный материал не подтверждает эту первоначальную теорию, хотя по микроструктуре (под оптическим микроскопом) нельзя обнаружить выделений.

Вторая фаза (т. е. выделение из твердого раствора) отчетливо обнаруживается после искусственного старения при температуре выше 200 °С (рис. 398). Однако когда металлографически обнаруживается вторая фаза, сплав не имеет максимальной прочности, так как продолжительность старения (отпуска) была значительно больше той, при которой (при данной температуре старения) получаются максимальные свойства.

Таким образом, металлографический анализ опровергает простую теорию выделения избыточной фазы. Однако, может быть, выделяющиеся частицы настолько мелки, что не могут быть обнаружены под микроскопом? Рентгеноструктурный анализ показывает также,

что при старении, когда сплав достигает максимальной прочности, избыточная фаза отсутствует [1].

Приведенные данные показывают, что при естественном старении не происходит выделений в обычном смысле, и упрочнение не связано с распадом твердого раствора.

Современные представления о механизме старения, подтверждаемые особым методом рентгеноструктурного анализа, таковы: в процессе естественного старения происходят подготовительные процессы к выделению, само же выделение может произойти лишь

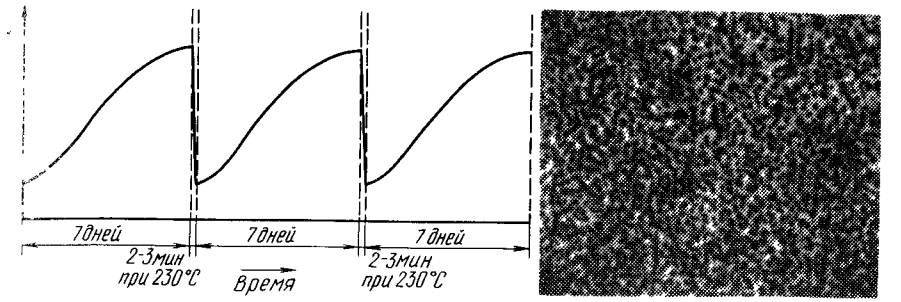


Рис. 397. Кривые старения после возврата к свежезакаленному состоянию (кратковременный нагрев при 230 °С.)

Рис. 398. Структура сплава Al + 4 % Cu, закаленного и искусственного состаренного при 230 °С. ×900

при более высоких температурах, обеспечивающих достаточную скорость атомным перемещением (диффузии).

Начальный период старения (назовем его первой стадией старения) заключается в том, что в пересыщенном твердом растворе атомы второго компонента (в данном случае атомы меди), расположенные в свежезакаленном сплаве в случайных местах, собираются в определенных местах кристаллической решетки. В результате этого процесса внутри кристалла образуются зоны повышенной концентрации растворенного компонента, так называемые *зоны Гинье—Престона* [2] (зоны Г. П.)

Атомы меди на этой стадии старения из раствора не выделились, поэтому среднее значение параметра решетки не изменилось. Однако в местах повышенной концентрации второго компонента параметр должен быть иной, чем в обедненных местах, это создает

[1] Медь, находящаяся в алюминиевом твердом растворе, уменьшает параметры решетки, так как атомный радиус алюминия 0,143 нм, а меди 0,128 нм.

Выделение из твердого раствора меди должно сопровождаться увеличением параметра, тогда как старение и вызванное им упрочнение не изменяют параметры решетки. Только выше 200 °С наблюдается увеличение параметров, что связано с выделением из раствора второй фазы, и это обнаруживается также и другими методами (например, металлографическими).

[2] По имени французского (Гинье) и английского (Престон) ученых, одновременно (1938 г.) обнаруживших эти процессы при старении дюралюминия, используя новейшие достижения рентгеноструктурного анализа.

большие напряжения в кристалле и дробит блоки мозаики, что и приводит к повышению твердости.

Зоны Г. П. представляют собой тонкие пластинчатые, дискообразные образования толщиной в несколько атомных слоев и протяженностью в несколько десятков атомных слоев[1].

Содержание меди в зонах повышенное, но еще не отвечает формуле $CuAl_2$.

Дальнейшее развитие процесса старения заключается в увеличении зон (толщина их достигает 1—4 нм и диаметр 20—30 нм) и повышении содержания в них меди до стехиометрического соотношения. Принято первые маленькие зоны называть зонами Г. П-1, а вторые большие, зонами Г. П-2, принципиальной разницы между которыми нет. Процесс старения, связанный с образованием зон Г.П., называют также *зонным старением*, отмечая тем самым отличие от следующей стадии старения, которое по этой терминологии именуется *фазовым старением*.

После образования зон Г.П-2 повышение температуры или увеличения выдержки при повышенных температурах, например 100 °С, приводит к преобразованию зон Г.П-2, в фазу, обозначаемую через θ′. Это уже выделения, т. е. новая фаза, которая имеет отличную решетку от твердого раствора, но и от стабильной θ-фазы ($CuAl_2$), и когерентно связанную с маточным твердым раствором. При дальнейшем повышении температуры θ′-фаза превращается в стабильную θ-фазу ($CuAl_2$) и происходит ее коагуляция.

В простых сплавах Al—Cu с 3—5 % Cu (или в таких же сплавах, но с небольшим количеством магния — дюралюминий) процесс зонного старения протекает при комнатных температурах и приводит к максимальному упрочнению (см. рис. 396); при температурах 100—150 °С зонное старение переходит в фазовое, а оно не приводит к получению максимальной прочности. При еще более высоких температурах (200 °С) происходит перерождение θ′-фазы в θ-фазу (или прямое образование θ-фазы из твердого раствора), что дает еще меньшее упрочнение.

При каждой температуре старения образуются зоны разного размера, поэтому образовавшиеся при комнатной температуре зоны Г.П. малого размера оказываются при более высокой температуре (например, при 200 °С) неустойчивыми и «рассасываются» («растворяются»), так как при этой температуре устойчивыми являются образования бо́льшего размера. Следовательно, если нагреть естественно состаренный сплав до 150—200 °С, то ранее образовавшиеся участки небольшого размера «растворятся» и сплав возвратится в исходное свежезакаленное состояние. Этим объясняется явление возврата.

В заключение описания процессов старения следует отметить следующее. Во-первых, не всегда состояние старения с образованием зон Г. П. соответствует максимуму прочности, в некоторых алюминиевых сплавах максимум прочности наблюдается при образовании метастабильной фазы θ′.

Во-вторых, необязательно, чтобы процесс охватывал все три стадии Г.П → θ′ → θ; он может начаться с непосредственного выделения θ′-фазы и даже θ-фазы.

В-третьих, деление старения на естественное, протекающее при 20 °С и, искусственное, протекающее при 100—150 °С, есть деление технологическое, а не физическое, физическая классификация основана на процессах, происходящих при старении, и с этой точки зрения старение следует делить на зонное и фазовое (И. Н. Фридляндер). Для дюралюминия (4 % Cu; 0,5 % Mg) естественное старение и зонное, как и искусственное и фазовое, одно и то же; но для других сплавов уже при комнатной температуре возможно образование фаз, а для других при комнатной температуре вообще старение (упрочнение) не происходит.

4. Влияние состава алюминиевых сплавов на процессы, происходящие при термической обработке

Рассмотрим влияние содержания меди и третьих элементов на свойства двойных сплавов Al—Cu и на термическую обработку этих сплавов.

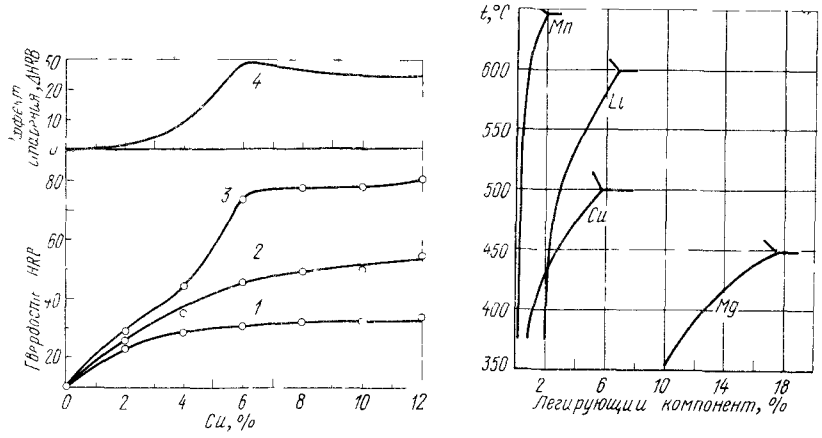


Рис 399. Влияние содержания меди на твердость алюминиевомедного сплава в трех состояниях:

1 — отожженном; *2* — сразу после закалки; *3* — после старения на максимальную прочность

Рис. 400. Кривые растворимости (в твердом состоянии) некоторых элементов в алюминии

Кривые, приведенные на рис. 399, показывают, как изменяется твердость сплавов Al—Cu в зависимости от содержания меди. Эффект старения, т. е. разница в твердости между свежезакаленным и состаренным состояниям (кривая *4* на диаграмме), постепенно возрастает с увеличением содержания меди; сплав с 2 % Cu и менее практически не стареет, так как пересыщение еще недостаточно, чтобы вызвать при старении существенное изменение свойств.

[1] Указываются такие размеры: толщина 0,5—1 нм, диаметр 4—10 нм.

Максимальное упрочнение при старении отмечается при содержании 6 % Cu, что соответствует (примерно) пределу растворимости меди в алюминии при высокой температуре (см. рис. 392).

Загрязнение сплава железом уменьшает эффект старения. Такое влияние железа является следствием образования почти нерастворимого в алюминии тройного соединения Cu_2FeAl (так называемая фаза N).

Чем больше в сплаве железа, тем больше меди идет на образование тройного соединения и тем меньше образуется растворимого соединения $CuAl_2$, от которого зависит упрочнение при термической обработке. Таким образом, в термически обрабатываемых сплавах Al—Cu железо является вредной примесью.

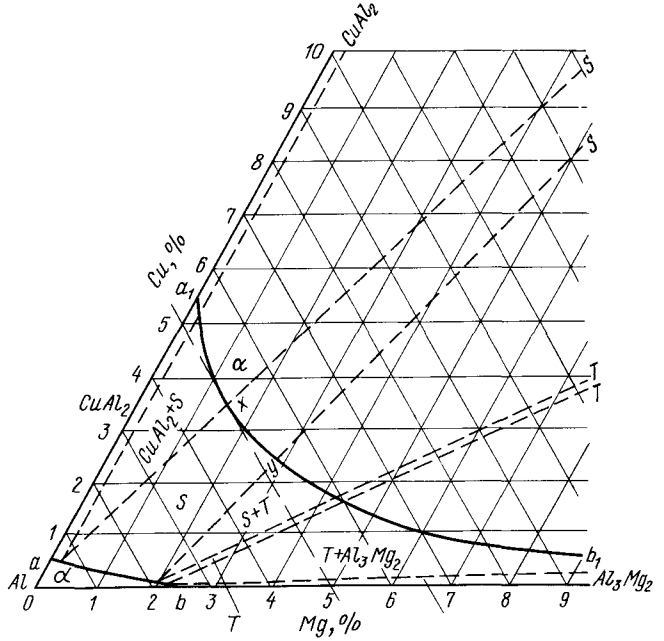


Рис. 401. Алюминиевый угол диаграммы состояния Al—Cu—Mg

Не только в системе Al—Cu, но и при сплавлении с другими элементами (Mn, Li, Cu, Mg и др.) (рис. 400) алюминий образует раствор переменной растворимости, что делает и эти сплавы способными к упрочнению путем закалки и старения.

В двойных сплавах Al—Cu, Al—Si, Al—Mg, Al—Zn эффект от термической обработки менее значителен, чем в тройных и более сложных сплавах, поэтому преимущественное применение получили не двойные, а более сложнолегированные алюминиевые сплавы.

Среди подобных сплавов на основе тройных и четверных систем наибольшее применение получили сплавы следующих систем:

1. Сплавы системы Al—Mg—Si, так называемые сплавы *авиаль*. В этих сплавах фазой, которая при нагреве под закалку растворяется, а при старении выделяется и вызывает упрочнение, является соединение Mg_2Si.

2. Сплавы системы Al—Cu—Mg так называемые *дуралюмины*. В сплавах этой системы в зависимости от содержания меди и соотношения концентраций меди и магния могут образовываться или двойные соединения $CuAl_2$ или Al_3Mg_2 (при малом содержании одного из элементов — магния или меди), или тройные соединения $CuMgAl_2$ (так называемая фаза S) и $CuMg_5Al_5$ (фаза T). Эти соединения имеют переменную растворимость в алюминии. На рис. 401 приведен алюминиевый угол тройной системы Al—Cu—Mg. Линия a—b показывает предельную растворимость меди и магния при комнатной температуре, а линия a_1—b_1 — при высокой Следовательно, сплавы, которые по концентрации меди и магния находятся между этими линиями, при нагреве образуют гомогенный твердый раствор и упрочняются термической обработкой. На диаграмме указано, какие фазы образуются в этих сплавах в отожженном состоянии, и следовательно, за счет растворения каких фаз обусловлено упрочнение при термической обработке.

Исследования Д. А. Петрова и др. показывают, что растворение фазы S при последующем старении дает наибольшее упрочнение по сравнению с тем, какое дают другие фазы этой системы. Поэтому в тройной системе Al—Cu—Mg наиболее способ-

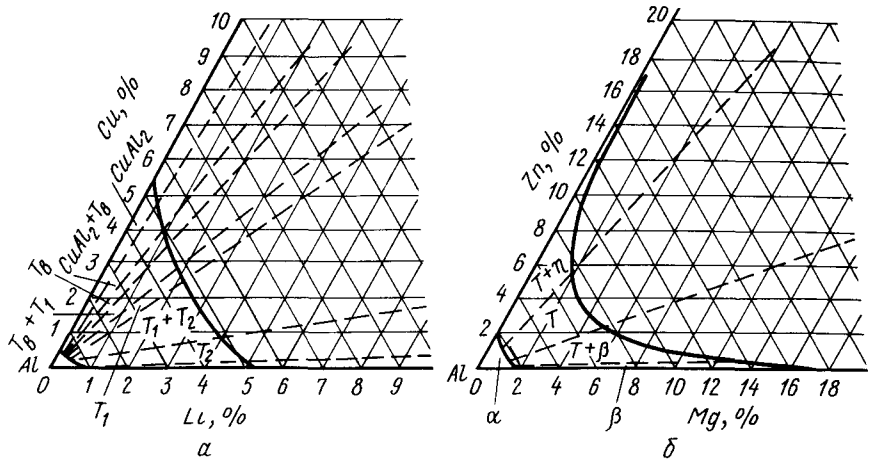


Рис. 402. Алюминиевый угол системы Al—Cu—Li (*а*) и системы Al—Zn—Mg (*б*)

ными к упрочнению при термической обработке являются сплавы, находящиеся вблизи линии a_1—b_1 (между точками x и y). Такие сплавы называются высокопрочными дуралюминами.

3. Сплавы системы Al—Cu—Li и Al—Mg—Li.

Щелочноземельный легкий металл литий лишь недавно стали применять для легирования алюминиевых сплавов. При изучении системы Al—Li была отмечена большая растворимость соединения LiAl в алюминии и сильная ее зависимость от температуры, что предопределяет возможность применения упрочняющей термической обработки. Двойные сплавы Al—Li оказались неэффективными (сравнительно небольшой эффект упрочнения при термической обработке, большая склонность к окислению при нагреве), однако тройные сплавы Al—Cu—Li и Al—Mg—Li оказались ценными для практики.

Система Al—Cu—Li приведена на рис. 402, *а*, из которого видно, что упрочнение тройных сплавов может достигаться за счет одной из следующих фаз: $T_в$ ($Al_{15}Cu_8Li_2$), T_1 (Al_2CuLi) и T_2 (Al_6CuLi_3).

По своей природе фаза T_1 аналогична фазе S (Al_2CuMg) в системе Al—Cu—Mg и эффект упрочнения при растворении этой фазы наибольший, который увеличивается при наличии небольшого количества кадмия (0,1—0,2 %) *.

Сплавы системы Al—Mg—Li являются самыми легкими алюминиевыми сплавами, так как оба легирующих элемента (магний и литий) уменьшают плотность

* Кадмий, не влияя на прочность в отожженном и закаленном состояниях, увеличивает ее в состаренном. Примечательно, что кадмий — инертный легирующий элемент в классической системе Al—Cu—Mg не влияет на свойства этой системы. Это показывает, что не всегда влияние легирующего элемента в одних сплавах или в одних условиях также проявляется в других сплавах или других условиях.

алюминиевого сплава и старение создается за счет выделения (точнее предвыделения) тройных фаз, содержащих литий.

4. Сплавы системы Al—Zn—Mg. Как и магний, цинк обладает большой растворимостью при высокой температуре (400 °С) и незначительной при низкой температуре (ниже 200 °С). То же, но в еще более резкой форме, характерно для соединения, именуемого фазой T ($Al_2Mg_3Zn_3$), (рис. 402, *б*), которая изоморфна фазе T системы Al—Cu—Mg.

Сплавы этой системы позволяют проводить глубокое легирование и получать большие пересыщения при закалке и наилучшие свойства после старения

В табл. 108 указаны системы сплавов, фазы, растворимые при нагреве, т. е. вызывающие старение и фазы (зоны), образование которых вызывает максимальный упрочняющий эффект старения.

Таблица 108. Фазы и зоны в алюминиевых сплавах

Система сплава	Фазы, вызывающие эффект термической обработки	Метастабильные зоны и фазы, возникающие в процессе старения	Год открытия упрочняющего эффекта	Авторы
Al—Cu—Mg	θ ($CuAl_2$) S (Al_2CuMg)	Г. П. I.; Г. П. II; θ′	1906—1911	Вильм
Al—Mg—Si	β (Mg_2Si)	Г. П.; β	1915—1921	Гейлер
Al—Zn—Mg	η ($MgZn_2$) T ($Al_2Mg_3Zn_3$)	Зоны; η′	1923—1924	Зандер, Мейснер
Al—Zn—Mg—Cu	η ($MnZn_2$) T ($Al_2Mg_3Zn_3$)	Зоны; η′	1932	Вебер
Al—Cu—Mn	θ ($CuAl_2$) T ($Al_{12}Mn_2Cu$)	Г. П.; θ″; θ′	1938 1950	Петри Фрагмен
Al—Cu—Li	θ ($CuAl_2$) T ($Al_{7,5}Cu_4Li$) T_1 (Al_2CuLi)	θ′; T_1	1956	Харди, Силкок
Al—Li—Mg	S (Al_2LiMg) δ (AlLi)	δ′ (Al_3Li)	1965—1968	Фридляндер

5. Классификация алюминиевых сплавов

Технические алюминиевые сплавы подразделяют на две группы: применяемые в деформированном виде (прессованном, катаном, кованом) и в литом Границу между сплавами этих двух групп определяет предел насыщения твердого раствора при эвтектической температуре (рис. 403).

Изменение технологических свойств в сопоставлении с диаграммой состояния (рис 404) показывает, что сплавы с содержанием компонента меньше предела растворимости при высокой температуре обладают наибольшей пластичностью и наименьшей прочностью при высокой температуре, следовательно, хорошо подвергаются горячей обработке давлением.

Наличие эвтектической структуры резко уменьшает пластичность, способность прессоваться, прокатываться, ковaться и при некотором содержании эвтектики (обычно небольшом) такая обработка становится неосуществимой

Наилучшую жидкотекучесть имеют металлы, кристаллизующиеся при постоянной температуре (чистые металлы, эвтектические сплавы). При переходе за предел растворимости при высокой температуре жидкотекучесть резко повышается.

Общий объем литейных пор плавно изменяется, но их размеры и распределение зависят от температурного интервала кристаллизации. При большом интервале литейные поры, как правило, мелки и распределены по всему сечению отливки. Плотность отливки будет мала, но по этой же причине небольшой будет и литейная усадка. При температурном интервале кристаллизации, равном нулю (чистые компоненты, эвтектика), образуется концентрированная усадочная раковина и соответствующим изготовлением литников ее можно вывести в прибыль и таким образом получить отливку высокой плотности.

Концентрация компонентов в литейных сплавах должна превышать предельную растворимость при высокой температуре по двум причинам: во-первых, для создания прочности, достаточной для того, чтобы внутренние напряжения (естественные и неизбежные) у литой (неотожженной) детали, не вызвали бы образования трещин; во-вторых, для повышения жидкотекучести.

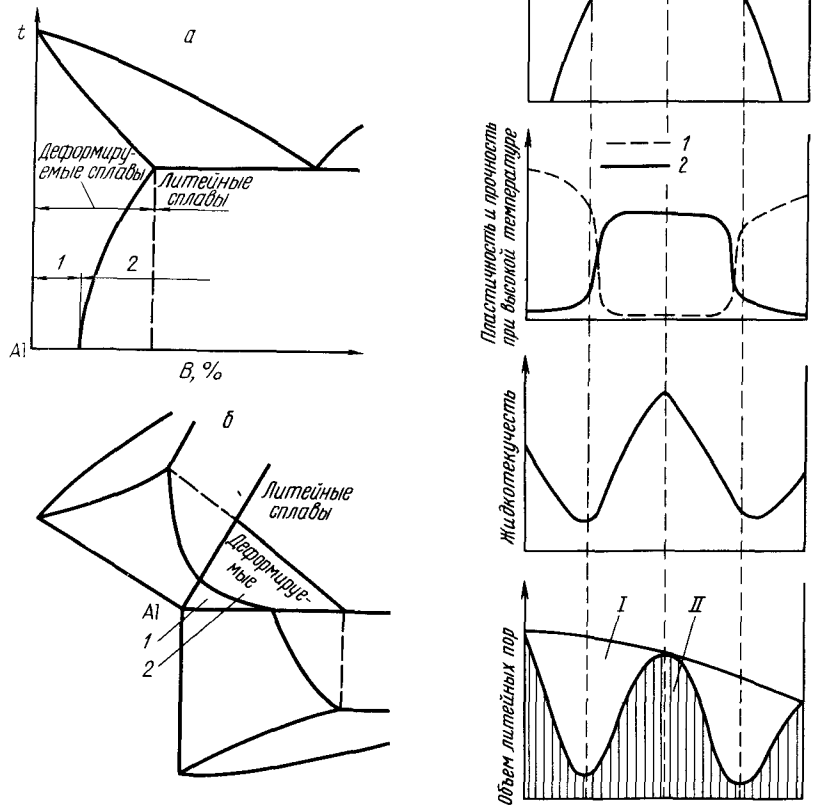


Рис. 403. Классификация алюминиевых сплавов по диаграмме состояния:
***а* — двойная система; *б* — тройная система; *1* — сплавы, не упрочняемые термической обработкой; *2* — сплавы, упрочняемые термической обработкой**

Рис. 404. Технологические свойства сплавов системы двух компонентов с ограниченной растворимостью:
***1* — пластичность; *2* — прочность; *I* — рассеянные поры; *II* — сконцентрированные поры**

Таким образом, алюминиевые сплавы можно классифицировать на литейные и деформируемые на основе диаграммы состояния. Вместе с тем литейные сплавы не должны содержать много эвтектики (более 15—20 % по объему) из-за ухудшения механических и некоторых технологических свойств.

Все литейные сплавы могут упрочняться в результате термической обработки, но степень упрочнения тем меньше, чем больше литейный сплав легирован, т. е. чем больше в структуре эвтектики.

Деформируемые сплавы подразделяют на упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой. Теоретически границей между этими сплавами должен быть предел насыщения твердого раствора при комнатной температуре, но практически сплавы, содержащие легирующие элементы в количестве немного больше этого предела, не упрочняются при термической обработке из-за малого количества упрочняющей фазы.

Деление реальных сплавов на литейные и деформируемые по диаграмме равновесия все же несколько условно, так как в литом состоянии эти сплавы не достигают равновесия и их структуры будут отличаться от равновесных (см. гл. V, п. 10).

6. Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой

Эти сплавы характеризуются сравнительно невысокой прочностью [1], высокой пластичностью и коррозионной стойкостью. Их применяют в тех случаях, когда требуется высокая пластичность — для изделий, получаемых глубокой штамповкой.

К рассматриваемой группе сплавов относят сплавы систем Al—Mn (сплавы АМц) и Al—Mg (сплавы АМг). Эти сплавы не упрочняются термической обработкой.

Хотя система Al—Mn (см рис. 400) показывает переменную растворимость соединения Al_6Mn в алюминии, однако в присутствии железа (неизбежное загрязнение) образуется тройное соединение Al_6 (Mn, Fe), а оно нерастворимо в алюминии.

Марганец, в отличие от остальных элементов, не только не ухудшает коррозионной стойкости алюминиевого сплава, но несколько улучшает ее. Поэтому сплавы Al—Mg превосходят чистый алюминий более высокой прочностью и коррозионной стойкостью.

Сплавы Al—Mg при содержании до 1,4 % Mg не упрочняются при термической обработке (что следует из кривой растворимости в системе Al—Mg (см. рис. 400). При большем содержании (Mg $>$ $>$ 3 %) упрочнение возможно, но эффект упрочнения невелик.

Магний является полезным легирующим элементом. Не считая повышения коррозионного сопротивления [2], магний уменьшает плотность алюминиевого сплава (так как он легче алюминия), повышает прочность, не снижая его пластичность. Поэтому сплавы Al—Mg получили распространение как несколько более прочные и легкие, чем чистый алюминий.

Эти сплавы в виде листов, а также прокатанного или прессованного материала поставляются в отожженном (мягком) состоянии (в марочном обозначении тогда добавляется буква М), после небольшой степени наклепа, т е полунагартованные (обозначаются буквой П) и после сильного наклепа, т е. с нагартованные (обозначаются буквой Н)

Пределы прочности и относительное удлинение для сплава АМц в различном состоянии.

Состояние	М	П	Н
$\sigma_в$, МПа	130	160	220
δ, %	23	10	5

[1] Ненамного превышающей прочность алюминия.

[2] Если магния не более 3 %.

Марганец вводят в дюралюминий (до 1 %), как и в другие алюминиевые сплавы, главным образом для повышения коррозионной стойкости.

7. Дюралюминий и другие деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой

Дюралюминий [1] — наиболее распространенный представитель группы алюминиевых сплавов, применяемых в деформированном виде и упрочняемый термической обработкой.

Он содержит 4 % Cu и 0,5 % Mg, а также марганец и железо.

Дюралюминий — сплав, по крайней мере, шести компонентов: алюминия, меди, магния, марганца, кремния и железа, хотя основными добавками являются медь и магний. Поэтому указанный сплав можно причислить к сплавам системы Al—Cu—Mg. Кремний и железо являются постоянными примесями, попадающими в сплав вследствие применения недостаточно чистого алюминия.

Перечисленные компоненты образуют ряд растворимых соединений (следовательно, вызывающих старение), таких как $CuAl_2$, фаза S, Mg_2Si и нерастворимых соединений, таких как железистые и марганцовистые соединения.

Структура дюралюминия в отожженном состоянии (рис. 405, *а*) состоит из твердого раствора и вторичных включений различных интерметаллических соединений.

После закалки с оптимальных температур (500 °С) основное количество соединений $CuAl_2$ и Mg_2Si растворяется в алюминии, но соединения железа не растворяются. Поэтому в закаленном состоянии структура твердого раствора и нерастворимых включений соединений железа (на микроструктуре рис. 405, *б* включения черного цвета).

При нагреве выше 500—520\°С происходит оплавление зерен по границам, и при охлаждении участки жидкой фазы превращаются в эвтектику (рис. 405, *в*).

Механические свойства после окончательной термической обработки (после закалки и старения) сильно зависят от температуры

[1] Дюралюминий — первый промышленный сплав на основе алюминия. Название «дюралюминий» можно расшифровать как твердый алюминий (по французски Dur — твердый).

Изобретателем дюралюминия является А. Вильм. Им при работе над сплавом было случайно открыто явление естественного старения. Его первая работа была опубликована в 1906 г.

Важные работы по изучению термической обработки алюминиевых сплавов были проведены в 20-х и начале 30-х годов нашего столетия П. Мерика и М. Гейлер.

В СССР дюралюминий начали производить с 1924 г. на Кольчугинском заводе (кроме основных компонентов, он содержал еще 0,5 % Ni и назывался *кальчугалюминием*).

Природа сплавов типа дюралюминий, влияние элементов, термическая обработка подробно были исследованы многими учеными (А. А. Бочваром, С. М. Вороновым, Ю. Г. Музалевским, Д. А. Петровым, А. Гинье. Ж. Престоном, И. Н. Фридляндером, В. А. Ливановым и др.).

закалки (рис. 406). В результате повышения температуры закалки происходит растворение интерметаллических соединений, а после закалки получается пересыщенный твердый раствор, а после старения — более высокая прочность. Нагрев же выше определенной температуры вызывает перегрев (рост зерна, окисление и оплавле-

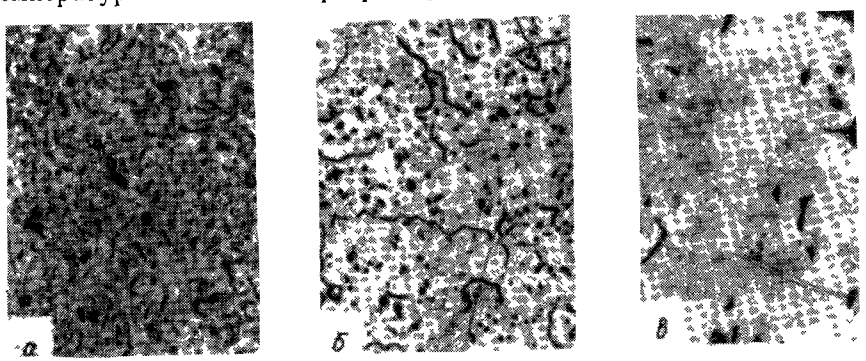


Рис 405 Микроструктура дюралюминия:
а — отожженное состояние, ×200, *б* — закаленное состояние, ×100· *в* — перегретое при закалке состояние, ×200

ние границ зерна), что приводит к катастрофическому падению прочности и пластичности. Поэтому ясно, что при термической обработке дюралюминия важно соблюдать температурный режим закалки. При термической обработке дюралюминия колебания температур закалки не должны превышать ±3—4 °С. Температура закалки для дюралюминия разных марок будет указана дальше.

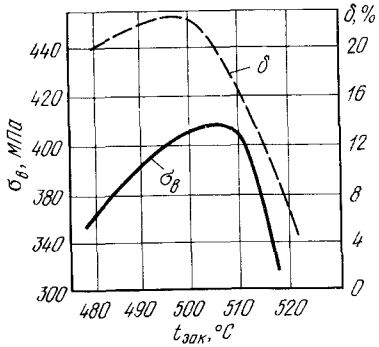


Рис 406 Механические свойства дюралюминия в закаленном и состаренном состояниях в зависимости от температуры закалки

Кривые старения дюралюминия были приведены на рис. 396. Дюралюминий принадлежит к алюминиевым сплавам естественно стареющим, и наиболее высокие механические свойства у нормального дюралюминия получаются после старения при комнатной температуре в течение пяти — семи суток.

Термическая обработка этих сплавов заключается в закалке примерно с 500 °С в воде с последующим естественным (зонным) старением, т. е. детали из этих сплавов могут быть «готовы» лишь через пять — семь дней после закалки.

Так как коррозионная стойкость дюралюминия незначительна, то изыскивали различные способы для защиты его от коррозии. Наиболее распространенный способ защиты его от коррозии — плакированием чистым алюминием. Плакированный дюралюминий

обладает такой же коррозионной устойчивостью, как чистый алюминий.

По техническим условиям толщина плакированного слоя составляет 4—8 % от толщины листа (или диаметра проволоки или прутка). Естественно, что наличие на дюралюминии менее прочного слоя из чистого алюминия ухудшает прочностные свойства полуфабриката в целом, т. е. плакированный дюралюминий несколько менее прочен, чем неплакированный.

В настоящее время производят дюралюминий нескольких марок. Состав наиболее распространенных марок приведен в табл. 109.

Таблица 109. **Состав дюралюминия, % (ГОСТ 4785—74)**

Марка	Cu	Mn	Mg	Si	Fe
Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	<0,7	<0,7
Д16	3,8—4,5	0,3—0,9	1,2—1,8	<0,5	<0,5

Сплавы Д1 — так называемый нормальный дюралюминий основной, упрочняющей фазой в этом сплаве является соединение $CuAl_2$. Сплав Д16, так называемый *супердюралюмин*, содержит, по сравнению с нормальным дюралюминием, повышенное количество магния. В соответствии с этим основной упрочняющей фазой является фаза *S*, что и обеспечивает более высокую прочность сплава Д16 по сравнению с Д1.

В табл. 110 приведены механические свойства этих сплавов в разных состояниях.

Таблица 110. **Механические свойства дюралюминия**

Марка	Состояние, полуфабрикат	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Д1	Отжиг	210	110	18
	Закалка + старение·			
	прутки	490	320	14
	лист	410	240	20
Д16	Отжиг	220	110	18
	Закалка + старение·			
	прутки	540	400	11
	лист	440	330	18

Режимы термической обработки этих сплавов закалка с 495—505 °С в воде для сплава Д1 и с 490—500 °С в воде для сплава Д16, старение в обоих случаях при 20 °С в течение четырех суток. Смягчающий отжиг проводят при 340—370 °С

Физические свойства этих сплавов в термически упрочненном состоянии практически одинаковы (различие в пределах точности измерения):

Коэффициент линейного расширения	$23 \cdot 10^{-6}$
Коэффициент теплопроводности·	
после отжига	0,28
после закалки и старения	0,41

Удельная электропроводность, % от меди:	
после отжига	50
после закалки и старения	30
Модуль упругости, МПа	70 000
Коэффициент Пуассона	0,31
Плотность, г/см^3	2,8

Из табл. 110 видно, что прессованные профили обладают более высокой прочностью, чем листы (при практически одинаковой термической обработке). Это объясняется так называемым *пресс-эффектом*, сохранением наклепа, полученного при прессовании и не устраненного при нагреве под закалку.

Несмотря на сравнительно невысокую прочность ($\sigma_в = 400 \div 500$ МПа), вязкость разрушения (K_{Ic}) алюминиевых сплавов значительно уступает стали и составляет 120—140 кгс/мм$^{3/2}$ (для стали при той же прочности $K_{Ic} \approx 500$ кгс/мм$^{3/2}$, а для высокопрочной стали с $\sigma_в = 2500$ МПа $K_{Ic} \approx 150 \div 200$ кгс/мм$^{3/2}$). Это показывает, что алюминиевые сплавы имеют существенно (в пять раз) меньшую конструктивную прочность, чем стали.

Следует также указать, что пайка и сварка алюминиевых сплавов не создают шва равной прочности с основным металлом. Надежным соединением является соединение на заклепках, которые тоже должны быть изготовлены из дюралюминия. При расклепывании заклепки металл должен обладать высокой пластичностью. Такие свойства имеет дюралюминий, но лишь в свежезакаленном состоянии (до старения).

Заклепки из сплавов Д1, Д16 ставят не позднее, чем через 2 ч (Д1) или 20 мин (Д16) после закалки, когда сплав не начал еще заметно упрочняться в процессе старения; позднее ставить заклепки нельзя, так как в результате старения и снижения вследствие этого пластичности при расклепывании образуются трещины.

Разумеется, такая жесткая регламентация по времени создает технологические затруднения. Поэтому имеется сплав (Д18), специально предназначенный для заклепок, который можно расклепывать в состаренном состоянии. Этот сплав содержит пониженное количество упрочняющих элементов (меди, магния) и после закалки и старения, имеет существенно более низкую прочность, но более высокую пластичность, чем, например, дюралюминий Д1.

Состав и механические свойства сплава Д18 следующие: 2,2—3 % Cu, 0,2—0,5 % Mg. После закалки с 495—505 °С в воде и естественного старения $\sigma_в = 300$ МПа, $\delta = 24$ %, $\psi = 50$ %; сопротивление срезу $\tau_{ср} = 190$ МПа.

Из табл. 110 видно, что предел прочности нормального листового дюралюминия достигает 410 МПа, а высокопрочного 440 МПа.

Значительно более высокую прочность можно получить у алюминиевых сплавов, содержащих в качестве основных присадок, кроме меди и магния, еще и цинк, т. е. у сплавов системы Al—Mg—Cu—Zn.

В сплаве Al + 10 % Zn + 2 % Mg (сплавы В95, В96) можно получить предел прочности до 600 МПа (табл. 111). Однако в условиях не очень активной коррозионной среды, даже такой как дистиллированная вода, прочность резко падает. Недостаток этот устраняется добавкой ~ 2 % Cu. Так же влияет и малая присадка хрома или циркония. Таким образом применение получили сплавы не тройной Al—Zn—Mg, а четверной системы Al—Zn—Mg—Cu. Наиболее типичным представителем этой системы является сплав В95 (5—7 % Zn; 1,8—2,8 % Mg; 1,4—2 % Cu; 0,1—0,25 % Cr).

Таблица 111. Механические свойства (типичные) высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu

Сплав	Полуфабрикат	Режим старения после закалки при 465 °С	Механические свойства		
			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
В95	Листы	120 °С, 2 ч	500	450	12
	Профили	140 °С, 6 ч	600	550	8
В96	Профили	140 °С, 6 ч	700	650	7

Основное упрочнение создается за счет растворения T-фазы ($Al_2Mg_3Zn_3$).

Высокое легирование снижает температуры начала плавления, поэтому применяют более низкую температуру закалки по сравнению с такой для дюралюминия (460—470 °С). Меньшая скорость распада пересыщенного твердого раствора сплава В95 (см. рис. 393) приводит к следующим изменениям в технологии термической обработки:

а — скорость охлаждения при закалке может быть уменьшена, что целесообразно, так как при этом уменьшаются внутренние напряжения, наличие которых увеличивает склонность к коррозионному растрескиванию (снижает прочность при испытании в коррозионноактивных средах). Это является главным недостатком наиболее высокопрочных алюминиевых сплавов. Поэтому при закалке сплава В95 применяют не холодную, а подогретую до 80—100 °С воду.

Весьма хорошие результаты дает закалка этих сплавов в жидком азоте [1], при котором охлаждение происходит медленнее, чем в холодной воде (в связи с меньшей теплотой парообразования жидкого азота), но более равномерно, чем в горячей воде;

б — естественное старение не дает максимальной прочности, даже при очень большой выдержке, как искусственное. Максимальная прочность достигается в результате старения при 120—140 °С в течение 16—24 ч.

Если стремиться к максимальной прочности, то следует еще больше легировать сплав цинком, магнием и медью, чем сплав В95.

Наиболее прочный алюминиевый сплав В96, содержащий 8—9 % Zn, 2,3—3 % Mg; 2—2,6 % Cu; 0,1—0,2 % Zr. Прочность этого сплава достигает 700 МПа. Механические свойства сплавов системы Al—Zn—Mg—Cu приведены в табл. 111.

Следует отметить, что «гнаться» за высокой прочностью не всегда целесообразно из-за снижения при этом вязкости (например, K_{Ic}) и коррозии под напряжением, т. е. снижения конструктивной прочности, что мы определяли понятием надежности материала. Поэтому появилась тенденция не повышать прочность с помощью увеличения содержания цинка и магния, а наоборот, ограничиваться умеренной прочностью (как и у дюралюминия порядка 400 МПа), но зато иметь высокотехнологичный и надежный сплав, что достигается снижением содержания цинка и магния в сумме не более 6—6,5 %. Таким сплавом является сплав 1915, содержащий 3,7 % Zn, 1,5 % Mn, 0,18 % Zr (указано среднее содержание легирующих элементов).

В качестве представителя алюминиевого сплава, содержащего литий, познакомимся со сплавами ВАД23 (1,2 % Li, 5,3 % Cu и 0,15 % Cd) и 01420 (5,5 % Mg, 2,1 % Li, 0,12 % Zr).

Упрочняющая термическая обработка заключается в закалке с 515—525 °С сплава ВАД23 и 495—505 °С сплава 01420 в холодной воде и старении при 170 °С, 10—12 ч, что обеспечивает максимальную прочность ($\sigma_в = 550 \div 600$ МПа), но недостаточную пластичность ($\delta = 4 \div 5$ %) и конструктивную прочность (надежность).

Недостаривание (старение при 160 °С) или перестаривание (старение при 200 °С) не приводит к получению наибольшей прочности, но при этом достигается лучшая пластичность.

Сплав 01420 является самым легким алюминиевым сплавом, его плотность 2,5 г/см^3, что меньше плотности чистого алюминия (2,7 г/см^3) и тем более высоколегированного сплава В95 (2,9 г/см^3), что для авиационных материалов весьма существенно.

8. Алюминиевые сплавы для поковок и штамповок

Ряд деталей из алюминиевых сплавов изготавливают ковкой (например, лопасти винта). Кроме высоких механических свойств, от сплава требуется и хорошая пластичность в горячем состоянии. В таких случаях применяют или дюралюминий обычного состава [2]

[1] Не следует это рассматривать как обработку холодом.

[2] При применении дюралюминия в кованом или штампованном виде он обозначается через АК1.

или другие сплавы, по составу близкие к дюралюминию (АК 6, АК 8)

Состав этих сплавов и типичные для них механические свойства приведены в табл. 112, 113.

Таблица 112 Состав сплавов АК, %

Марка сплава	Cu	Mg	Mn	Si	Fe
АК1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	<0,7	<0,7
АК6	1,8—2,6	0,4—0,8	0,4—0,8	0,7—1,2	<0,6
АК8	3,9—4,8	0,4—1,0	0,4—1,0	0,6—1,2	<1,0
АК4 *	1,9—2,5	1,4—1,8	0,15—0,35	0,5—1,2	1,1—1,6

* Содержит 1,0—1,5 Ni.

Таблица 113. Механические свойства сплавов АК

Марка сплава	Термическая обработка	$\sigma_в$, МПа	δ, %
АК1	Закалка + естественное старение	380	10
АК6	Закалка + искусственное старение	360	7
АК8	То же	460	10

Несколько худшие свойства этих сплавов, чем у дюралюминия [1], являются следствием более мелкозернистой структуры дюралюминия в листах, в трубах профилях и тому подобных полуфабрикатах, чем в поковках. При термической обработке поведение этих сплавов почти как у дюралюминия, о чем отмечалось раньше.

Более грубая структура второй фазы у сплавов АК требует больших выдержек при температурах закалки. Лучшие свойства у этих сплавов получаются обычно после искусственного старения.

9. Силумины и другие алюминиевые сплавы для фасонного литья

Под группой алюминиевых сплавов, называемых *силуминами*, подразумевают сплавы с большим содержанием кремния. Силумины — наиболее распространенные литейные алюминиевые сплавы, широко применяемые только в литом виде (например, в авто- и авиастроении). Реже, кроме силуминов, в качестве литейных алюминиевых сплавов применяют сплавы алюминия с медью, магнием и цинком.

Для получения плотной отливки применяют сплавы с узким интервалом кристаллизации (см. рис. 404) и, естественно, для этого подходят сплавы эвтектической концентрации.

Однако у большинства сплавов систем (Al—Cu, Al—Mg и др.) механические свойства с эвтектической концентрацией совершенно неудовлетворительны, и о применении таких сплавов не может быть и речи. Исключение составляет система Al—Si. Эвтектика в этой системе имеет сравнительно низкое содержание кремния [1] и механические свойства эвтектических сплавов (особенно после модифицирования) оказываются достаточно высокими. Силумин нашел широкое применение ввиду такого сочетания высоких литейных и механических свойств.

[1] Это видно, если сравнить свойства аналогичных по составу сплавов Д1 и АК1, см. табл. 110, 113.

Успеху в области применения литейных алюминиевых сплавов способствовал ряд обстоятельств. Техника отливки за последние годы сделала большой шаг вперед. Сейчас технически осуществима отливка деталей, весьма сложной по конфигурации и большой по размерам. Отливку проводят с большой точностью, часто без припусков на механическую обработку [2]. Плотность литого металла приближается к плотности деформированного, что достигается применением кристаллизации под давлением и рядом других усовершенствований.

Термическая обработка литых деталей из алюминиевых сплавов существенно улучшает механические свойства этих сплавов. Предел прочности и относительное удлинение литейных алюминиевых сплавов после термической обработки (закалка с последующим искусственным старением) увеличиваются в два раза.

Термическая обработка алюминиевых литых сплавов, по сравнению с деформированными, имеет ряд особенностей, что объясняется различием в химическом составе, а также тем, что у литых сплавов структура более грубая и крупнозернистая, чем у деформированных.

Температура нагрева под закалку у литых сплавов обычно несколько выше, чем у деформированных, и выдерживать отливки при этой температуре следует более продолжительно. Это обусловлено необходимостью растворить грубые интерметаллические соединения, расположенные часто по границам зерна и выравнять концентрацию по всему объему зерна.

Литые сплавы почти не подвержены естественному старению, и максимальную прочность получают после искусственного старения в течение 10—20 ч при 150—180 °С. Или при более высокой температуре, но тогда продолжительность старения меньше.

Упрочнение литых алюминиевых сплавов, так же как и деформированных, объясняется растворением интерметаллических соединений $CuAl_2$, MgSi фазы *S*, Al_2Mg_2 и т. д. с получением в закаленном состоянии пересыщенного твердого раствора. Одновременное повышение после термической обработки прочности и вязкости объясняется растворением указанных интерметаллических соединений, присутствующих до термической обработки в литом состоянии по границам зерна. Поэтому в ряде случаев уже только одна закалка без старения улучшает механические свойства. Обычно старение еще больше повышает прочность, но пластичность при этом часто снижается.

Двойные алюминиевокремнистые и вообще высококремнистые сплавы слабо упрочняются в результате закалки и старения [3], но механические свойства этих сплавов можно существенно повысить при помощи особой обработки в жидком состоянии. Обычный силумин содержит 12—13 % Si и по структуре является заэвтектическим сплавом. Структура такого сплава состоит из игольчатой грубой эвтектики Al + Si и включений первичного кремния

[1] 11,7 % Si, тогда как эвтектика в системе Al—Cu имеет 33 % Cu, а в системе Al—Mg 34,5 % Mg.

[2] Прецизионное литье, литье в выплавляемые формы, в скорлупчатые формы, под давлением и др.

[3] Изложенное выше не всегда относится к литейным сплавам алюминия более сложного состава.

(рис. 407, *а*). Но если перед самой отливкой внести в сплав незначительное количество натрия или некоторых других веществ (например, 2/3 NaF + $^1/_3$NaCl), то структура резко изменится. Сплав становится доэвтектическим, структура его состоит из светлых первичных выделений алюминия и мелкозернистой эвтектики (см. рис. 408, б). Этот процесс называется модифицированием.

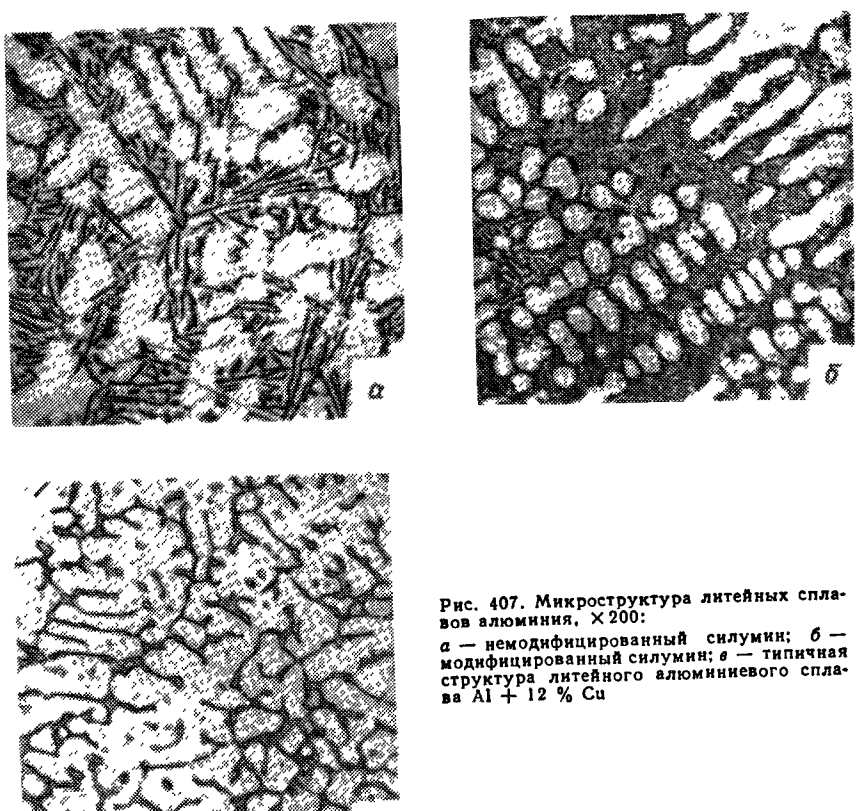


Рис. 407. Микроструктура литейных сплавов алюминия, ×200:
а — немодифицированный силумин; *б* — модифицированный силумин; *в* — типичная структура литейного алюминиевого сплава Al + 12 % Cu

Введение модификатора (т. е. указанных выше веществ в количестве до 1 % от массы жидкого сплава) затрудняет кристаллизацию кремния. В результате температура выделения кремния и кристаллизации эвтектики понижается (рис. 408). Кристаллизация эвтектики происходит при более низких температурах и, следовательно, продукты кристаллизации становятся более мелкозернистыми. Заэвтектический сплав с 12—13 % Si, как показано на рис. 408, в результате смещения линии начала кристаллизации кремния и кристаллизации эвтектики к более низкой температуре становится доэвтектическим.

Измельчение структуры и отсутствие первичных выделений хрупкого кремния улучшают механические свойства. Так, немодифицированный сплав с 13 % Si имеет $\sigma_в$ = 140 МПа, при δ = 3 %. После модифицирования свойства этого сплава следующие: $\sigma_в$ = = 180 МПа, δ = 8 %.

Двойные алюминиевокремниевые сплавы, несмотря на их превосходные технологические (литейные) свойства, не могут удовлетворить требованиям во всех случаях, предъявляемым к литейным сплавам в отношении механических свойств. Алюминиево-кремниевые сплавы с 10—13 % Si (сплав АЛ2) применяют для отливок сложной формы, от которых не требуются высокие механические свойства. При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют специальные силумины — доэвтектические силумины с 4—10 % Si с добавкой меди, магния и марганца (сплавы АЛ3, АЛ4, АЛ5 АЛ6, АЛ9 (табл. 114).

Механические свойства специальных силуминов в результате термической обработки следующие: $\sigma_в$ = 200÷250 МПа, δ = 1—6 %, все же ниже механических свойств деформированных сплавов. Это является следствием более грубой структуры, не раздробленной пластической деформацией.

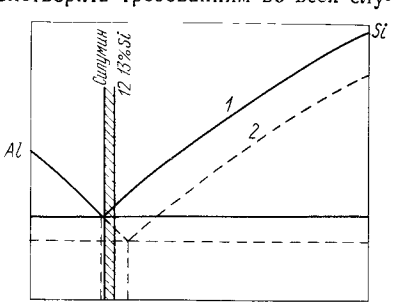


Рис. 408. Влияние модифицирования на кристаллизацию в системе Al—Si:
1 — без модифицирования; *2* — после модифицирования

Среди литейных сплавов наиболее высокими механическими и антикоррозионными свойствами обладает сплав алюминия с магнием (АЛ8), содержащий 9,5—11,5 Mg. После закалки прочность его достигает 300 МПа при удлинении 12 %. Однако этот сплав обладает худшими литейными свойствами, чем другие алюминиевые сплавы.

Применение литых сплавов для нагруженных деталей целесообразно лишь в том случае, когда сложная форма литой детали дает преимущество в массе по сравнению с простой по форме кованой

Таблица 114. **Химический состав (%) литейных алюминиевых сплавов**

Марка сплава	Основные компоненты				Примеси [1] (не более)	
	Mg	Si	Mn	Cu	Fe	$\Sigma_{прим}$
АЛ2	—	10—13	—	—	0,8—1,5	2,2—2,8
АЛ4	0,17—0,30	8,0—10,5	0,25—0,50	—	0,6—1,2	1,1—1,7
АЛ9	0,2—0,4	6,0—8,0	—	—	0,3—1,0	1,0—1,9
АЛ3	0,2—0,8	4,0—6,0	0,2—0,8	1,5—3,5	1,0—1,5	1,3—1,8
АЛ5	0,35—0,60	4,5—5,5	—	1,0—1,5	0,6—1,5	1,0—1,7
АЛ6	—	4,5—6,0	—	2,0—3,0	1,1—1,4	1,8—2,0
АЛ11 [2]	0,1—0,3	6,0—8,0	—	—	0,8—1,2	1,8—2,0
АЛ7	—	—	—	4—5	<1,0	<2,2
АЛ12	—	—	—	9—11	1,0—1,2	2,8—3,0
АЛ8	9,2—11,5	—	—	—	<0,3	<1,1

[1] Предельное содержание загрязнений зависит от способа литья. При литье под давлением допускается большее содержание железа, чем в отливках в земляные формы.
[2] Содержит 10—14 % Zn.

деталью или когда ковкой не удается получить заданную форму детали; в других случаях более целесообразно применение кованых, механически более прочных сплавов.

Состав основных марок литейных сплавов приведен в табл. 114.

Маркировка сплава АЛ: А — означает, что сплав алюминиевый, Л — литейный, цифра — порядковый номер в ГОСТе.

Как уже отмечалось, АЛ2 — нормальный силумин, сплавы АЛ4 и АЛ9 — силумины с пониженным содержанием кремния и с небольшими добавками магния и марганца, что улучшает их механические свойства.

Сплавы АЛ3, АЛ5 и АЛ6 — низкокремнистые, силумины, дополнительно легированные медью (а также в небольших количествах магнием и марганцем), обладают худшими литейными, но лучшими механическими свойствами, чем нормальный силумин. Сплав АЛ11 — цинковистый силумин; присадка цинка в таком большом количестве улучшает литейные свойства. Этот сплав применяют для изготовления особо сложных отливок.

Остальные сплавы, не содержащие кремния как легирующей добавки, уже не могут быть причислены к силуминам.

Алюминиевомедные сплавы АЛ12 и АЛ7 — существенно различаются. Сплав с 4—5 % Cu, по составу близкий к дюралюминию, обладает высокими механическими, но плохими литейными свойствами. Из этого сплава следует изготавливать небольшие отливки, подвергаемые значительным механическим воздействиям. Сплав АЛ12, наоборот, имеет высокие литейные и низкие механические свойства, однако по этим показателям он уступает нормальному силумину и его применение неоправдано (в серии алюминиевых литейных сплавов первым стали применять АЛ12).

Наконец, сплав системы Al—Mg, так называемый *магналий*, представлен маркой АЛ8. Сплав имеет высокую механическую прочность, но наименьшую, по сравнению с другими алюминиевыми литейными сплавами, хорошей плотностью, высокими антикоррозионными свойствами, но в отношении технологических качеств (литейных свойств) он уступает другим сплавам (это видно, если учесть положение этого сплава в системе Al—Mg (рис. 400).

В табл. 115 приведены механические свойства некоторых литейных сплавов для отдельно отлитых образцов [1].

Таблица 115. Механические свойства алюминиевых литейных сплавов

Марка сплава	Вид литья	Термическая обработка	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Твердость НВ	Плотность, г/см³
АЛ2	В землю	—	180	80	7	50	2,66
	В кокиль	—	220	90	5	55	
АЛ4	В землю	Закалка + старение	260	200	4	60	2,65
АЛ9	» »	То же	200	110	6	75	2,68
АЛ6	» »	»	240	240	4	80	2,76
АЛ7	» »	»	280	210	2	95	2,81
АЛ12	» »	»	200	120	1	—	2,91
АЛ8	» »	Закалка	300	170	12	75	2,58
	В кокиль	»	330	180	15	80	

Имеющаяся номенклатура сплавов позволяет выбрать для каждого конкретного назначения оптимальную марку. При этом выборе следует оценить положительные и отрицательные показатели сплава — его технологические, механические, эксплуатационные и другие свойства.

[1] Образцы, вырезанные из детали, имеют, как правило, более низкие показатели.

10. Жаропрочные алюминиевые сплавы

Есть детали, изготавливаемые отливкой или штамповкой из алюминиевых сплавов, которые работают при температурах порядка 200—300 °С и даже 350 °С (например, поршень, головка цилиндра и т. п.)

Применяемые для этих целей алюминиевые сплавы легируют такими элементами, как медь, магний, никель, железо, титан.

Для получения необходимых свойств эти сплавы подвергают закалке (перевод избыточных фаз в твердый раствор) и затем искусственному старению (стабилизации структурного состояния).

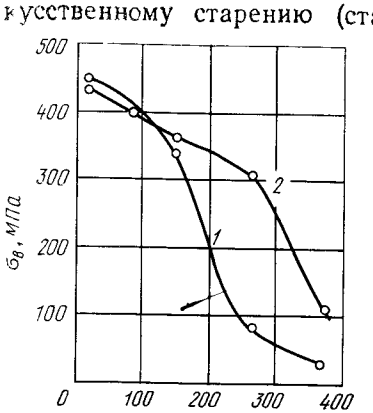


Рис. 409. Свойства сплавов АК2 (*1*) АК4 (*2*) при повышенных температурах

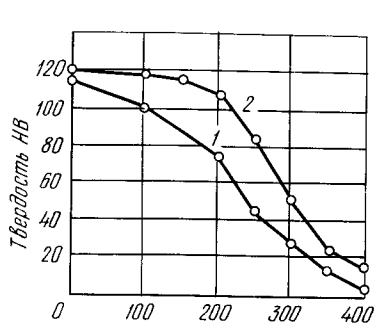


Рис. 410. Твердость сплавов Д1 (*1*) и АК4 (*2*) при повышенных температурах

Чем сложнее состав сплава и состав выделяющихся фаз, тем медленнее происходит разупрочнение сплава при высоких температурах. Поэтому жаропрочные сплавы обычно имеют сложный химический состав и содержат специально вводимые присадки железа и никеля [1], что отличает их от остальных алюминиевых сплавов.

На рис. 409 представлена зависимость между уровнем прочности этих сплавов (АК2, АК4) и температурой испытания, а на рис. 410 твердость дюралюминия и жаропрочного сплава АК4 при повышенных температурах. Из последней диаграммы видно, что жаропрочный сплав АК4 имеет преимущество перед более простым по составу сплавом Д1. Однако это преимущество наиболее резко выражено в интервале 150—300 °С. При температурах выше 350—400 °С существенных различий в свойствах у разных сплавов фактически не наблюдается.

Термическая обработка жаропрочных кованых сплавов (АК2, АК4) заключается в закалке с 510—520 °С с последующим искусственным старением в течение 15—20 ч при 100—180 °С. Во избежание деформации при работе сплава в условиях повышенных температур, обусловленных дополнительным выделением фаз, следует проводить так называемую стабилизацию, т. е. отпуск при более высокой температуре, чем указано, при этом вследствие перестаривания (коагуляции выделившихся фаз) прочность будет ниже, чем указана в табл. 116.

[1] Назначение железа и никеля, по-видимому, — замедлить диффузионные процессы, вызывающие разупрочнение сплава при высокой температуре.

Таблица 116. **Механические свойства алюминиевых жаропрочных сплавов при повышенных температурах**

Марка сплава	$\sigma_в$, МПа, при температуре, °С				δ при температуре, °С			
	20	150	260	315	20	150	260	315
АЛ2	280	260	100	60	0	1	10	30
АК2	440	340	80	50	17	10	32	50
АК4	430	360	310	150	18	20	15	20

Для поршневых сплавов важно иметь максимальную теплопроводность, минимальные коэффициент трения и плотность. Сплавы АК2 и АК4 имеют плотность 2,80 г/см³, коэффициент линейного расширения при 20—400 °С равен 22. Теплопроводность сплавов АК2 и АК4 1,55 и 1,68 Дж/(см·с·°С) соответственно.

Литейным алюминиевым жаропрочным сплавом является сплав АЛ1 следующего состава 3,75—4,50 % Cu, 1,25—1,75 % Mg, 1,75—1,25 Ni, <0,8 % Fe, <0,7 % Si; <0,3 % Zn.

Жаропрочность этого сплава обусловлена образованием при кристаллизации жесткого каркаса из соединений Mg_2Si и $Al_xCu_y(Fe, Ni)_z$.

Как видно, литой сплав АЛ2 по сравнению с кованым сплавом АК2 обладает повышенной прочностью при высоких температурах, но пониженной пластичностью, а сплав АК4 превосходит по свойствам оба эти сплава.

11. Магний

Магний, как и алюминий, был открыт Дэви, в 1808 г. Металлургические проблемы получения чистого магния были решены в 30-х годах нашего столетия и в 1937 г. его изготовили 20 т, затем производство магния увеличивалось и в 1943 г. его было изготовлено уже 250 000 т (без СССР).

Среди промышленных металлов магний обладает наименьшей плотностью (1,7 г/см³), что и обусловило применение магния и его сплавов в различных отраслях техники и главным образом в авиации. Магний кристаллизуется в гексагональной решетке (a = = 0,32 нм, c = 0,52 нм), аллотропических превращений не имеет. Температура плавления магния невысокая и составляет 651 °С (см. табл. 106).

Магний и его сплавы неустойчивы против коррозии. Магний относительно устойчив против коррозии лишь в сухой атмосфере. При повышении температуры он интенсивно окисляется и даже самовоспламеняется. Поэтому при использовании магния и его сплавов, особенно при разливке, следует применять меры против его окисления и воспламенения.

Окисная пленка магния (MgO) не обладает защитными свойствами (как пленка Al_2O_3 на алюминии), так как ее плотность 3,2 г/см³ — значительно выше плотности магния, поэтому она растрескивается. С повышением температуры скорость окисления магния быстро возрастает и выше 500 °С магний горит ослепительно ярким светом.

Магний обладает малой прочностью и пластичностью. Низкая пластичность — результат малого числа преимущественных плоскостей скольжения в гексагональной решетке. Примерные свойства прокатанного и отожженного магния следующие: $\sigma_в$ = 180 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 100 МПа, δ = 15 %, твердость 30 *НВ*.

Такие низкие свойства исключают возможность применения чистого магния, как конструкционного материала. Технический магний применим для пиротехнических целей, в химическом производстве, как раскислитель и модификатор, однако легированием и термической обработкой могут быть получены сплавы с пределом прочности 300—350 МПа. Применение сплавов магния с такой прочностью может оказаться целесообразным, если учесть их низкую плотность (около 1,8 г/см³).

12. Сплавы магния [1]

В качестве легирующих добавок в магниевых сплавах используют алюминий, цинк и марганец, растворяющиеся в магнии (рис. 411). Растворимость падает с уменьшением температуры, что позволяет применять для этих сплавов термическую обработку, заключающуюся в закалке с последующим старением.

Следует отметить, что термическая обработка не имеет для магниевых сплавов такого большого значения, как для алюминиевых, так как у магниевых сплавов не наблюдается при этом столь существенного изменения свойств.

Кроме алюминия, цинка и марганца, являющихся как правило, постоянными компонентами промышленных сплавов магния [2], в сплав магния вводят и некоторые другие элементы, обычно в сотых долях процента.[3]

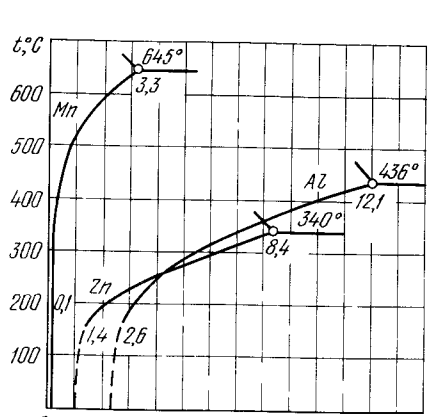


Рис. 411. Область твердых растворов в системах Mg—Mn; Mg—Al, Mg—Zn

Как и алюминиевые сплавы, сплавы магния также подразделяют на деформируемые и литейные (первые маркируются буквами МА, вторые МЛ).

В табл. 117 приведены составы наиболее распространенных деформируемых магниевых сплавов, а в табл. 118 их механические свойства.

Следует отметить, что в магниевых сплавах эффект старения невелик $\Delta\sigma_в$ = = 30—40 МПа, $\Delta\sigma_{0,2} > 50-80$ МПа), и поэтому часто ограничиваются одной закалкой, при которой за счет гомогенизации и растворения пограничных выделений за-

[1] Сплав магния назывался раньше электроном. В древности электроном называли сплав золота и серебра.

[2] Из них алюминий и цинк вводят главным образом для упрочнения, а марганец — для повышения коррозионной стойкости и измельчения зерна

[3] Например, цирконий и РЗМ — для измельчения зерна; бериллий — для уменьшения склонности к воспламенению при разливке и др.

Таблица 117 Состав (%) деформируемых магниевых сплавов

Сплав	Система	Al	Zn	Mn	Прочие
МА1	Mg—Mn	—	—	1,3—2,5	—
МА2	Mg—Al—Zn	3—4	0,2—0,8	0,15—0,50	—
МА5	Mg—Al—Zn	7,8—9,2	0,2—0,8	0,15—0,5	—
МА10	Mg—Al—Cd—Ag	7,8—8,8	—	0,2—0,6	7—8 Cd —2,5 Ag
МА11	Mg—Nd—Mn	—	—	1,5—2,5	2,5—4,0 Nd 0,1—0,25 Ni

Таблица 118 Механические свойства (типичные) деформируемых магниевых сплавов

Сплав	Состояние	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Сплав	Состояние	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
МА1	Отожженное	210	120	8	МА5	Отожженное	320	220	14
МА2	»	280	180	10	МА10	Закалка + + старение	430	300	6

Примечание. Исследовали механические свойства на прессованных прутках

метно повышаются пластические свойства при одновременном и некотором повышении прочностных. Сплав МА10 по-видимому, является наиболее прочным магниевым сплавом ($\sigma_в > 430$ МПа) и, вероятно, представляет собой сплав с наиболее высокой удельной прочностью.

Приведем значения удельной прочности сплавов на основе разных металлов, из сопоставления которых видна «жестокая» конкуренция разных сплавов ввиду относительно близких значений удельной прочности. В качестве примера взяты наиболее прочные сплавы каждой группы:

Сплав	Магния МА10	Алюминия В95	Титана ВТ6	Железа Н18К9МА
$\sigma_в/\gamma$	43/1,8=24	60/2,9=21	100/4,5=22	180/7,8=23

Интересно, что цифра, получаемая от деления прочности ($\sigma_в$) на плотность (γ), есть одновременно и *разрушающая длина* в км; т. е. проволока из стали Н18К9МА разрушится под действием собственного веса при длине 23 км, поэтому часто удельную прочность измеряют в км.

Очевидно, чтобы получить преимущественное применение того или иного сплава, необходимо повысить прочность (значительно снизить плотность не реально) без потери пластичности и вязкости (надежности): у сплавов магния надо достичь прочности 500, у сплавов алюминия 750, титана 1300 и железа 2200 МПа. Это, вероятно, будет достигнуто (в смысле широкого использования на практике).

Механические свойства литейных сплавов магния приведены в табл. 119.

Химический состав литейных магниевых сплавов близок к деформируемым, но по свойствам они заметно им уступают, особенно по пластичности. Это связано с гру-

Таблица 119 Механические свойства (типичные) литейных магниевых сплавов

Сплав	Состояние	$\sigma_в$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ, %
МЛ2	Без термической обработки	120	35	4
МЛ3	То же	180	55	8
МЛ4	»	180	95	5
	Закаленный и состаренный	250	120	4
МЛ5	Без термической обработки	160	110	1,5
	Закаленный и состаренный	260	150	2
МЛ10	То же	220	125	5
МЛ12	»	270	180	6

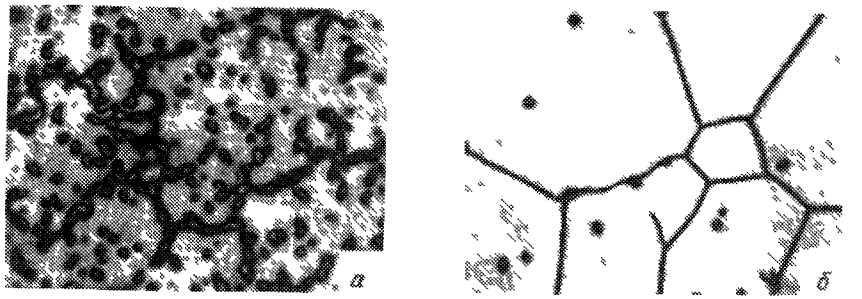


Рис 412 Микроструктура сплава МЛ5, ×250
а — в литом состоянии (α-раствор + включения Mg_4Al_3), *б* — в закаленном состоянии (пересыщенный α-раствор)

бой литой структурой (рис 412) Термическая обработка (гомогенизация при нагреве под закалку) приводит к растворению избыточных фаз, сконцентрированных по границам зерен, что повышает пластичность и прочность

13. Бериллий

О бериллии было сказано в гл XXV, поскольку бериллий применяют в атомной технике Однако бериллий — легкий металл, и его применяют для тех же целей что и другие легкие металлы (алюминий, магний)

Бериллий, как химический элемент был открыт даже раньше алюминия и магния (в 1797 г. Вокеленом), и вскоре были получены первые образцы металлического бериллия (1827 г)

Высокая стоимость бериллия, которая сохранится, вероятно и в будущем в связи с малым содержанием его в земной коре (0,0005 % против 5 1 % Fe 7,5 % Al) позволяет считать, что бериллий и его сплавы будут использовать в исключительных случаях, тогда когда бериллий по свойствам окажется единственно возможным материалом для данного назначения, а высокая его стоимость не окажет эффективного торможения для его применения, разумеется, в ограниченных количествах

Бериллий и особенно его сплав обладают при малой плотности (1 8 г/см³) высокими модулем упругости и прочностью, размерной стабильностью, хорошей коррозионной стойкостью в ряде сред [1]

[1] Почти для всех промышленных сплавов удельный модуль упругости $E\gamma = 2,7 — 2,9\ 10^3$, тогда как для бериллия он $16,5\ 10^3$, т е в 6 раз больше Если бы в расчет входила только упругая константа (модуль упругости), то применение бериллия позволило бы сократить массу изделия во много раз Это было бы возможно если бы бериллий не был бы так дорог.

Следует отметить, что бериллий токсичен [1], а также малопластичен. Последнее обстоятельство обусловлено тем, что он имеет гексагональную кристаллическую решетку ($a = 0{,}23$ нм; $c = 0{,}36$ нм).

Некоторые физические свойства бериллия указаны в табл. 106.

Механические свойства бериллия примерно таковы: $\sigma_в = 250$ МПа, $\delta = 1\ \%$. Однако экструдирование (выдавливание) создает текстурованность и вдоль направления деформации прочность ($\sigma_в$) повышается до 700 МПа, а пластичность (δ) — до 10 %.

Это указывает на весьма высокую анизотропию свойств, которая при комнатной температуре для прочности равна 2, а для пластичности 10.

Бериллий изготавливают методами порошковой металлургии горячей пластической деформацией после спекания порошка. Размер частиц порошка также влияет на свойства бериллия, чем они мельче, тем прочность выше (при размере частиц в порошке 10 мкм $\sigma_в = 400$ МПа; при 5 мкм — 500 МПа). Для получения хороших механических свойств мелкое зерно должно сохраниться и в готовом изделии.

Для снятия внутренних напряжений бериллий отжигают при 600 °С, а рекристаллизационный отжиг проводят при 800 °С (для бериллия необычайно высокое отношение $T_{рекр}/T_{пл} = 0{,}6$).

Наличие у бериллия полиморфного превращения, обнаруженного недавно ($Be_β$ имеет кубическую решетку, температура $\alpha \rightleftarrows \beta$-превращения 1250 °С), позволяет надеяться на возможность использования термической обработки (фазовой перекристаллизации) для улучшения свойств. Высокотемпературная β-фаза пластична, но переохладить ее до комнатной температуры не удается ни легированием, ни быстрым охлаждением.

14. Сплавы бериллия

Бериллий — элемент с малыми атомными размерами. Образование твердых растворов создает сильные искажения кристаллической решетки, поскольку остальные элементы (металлические) имеют гораздо большие атомные размеры, чем бериллий, а это снижает пластические свойства и без него низкие. Поэтому улучшение свойств бериллия создается не за счет легирования, а за счет чистоты. Достаточно иметь в бериллии 0,001 % Si, как он становится совершенно хрупким.

Наличие кислорода улучшает свойства бериллия, а для всех других металлов кислород — вреднейшая примесь.

Тем не менее пытаются создавать сплавы на основе бериллия.

Перспективным является сплав Be + 4÷5 % Cu. Введение меди уменьшает анизотропию, резко выраженную у бериллия, и в этом ее положительное действие. Возможно, получат применение двухфазные (Be + эвтектика Be + Al) сплавы Be 20—35 % Al, имеющие хотя и большую плотность (2 г/см³), но большую пластичность, чем чистый бериллий.

Кроме использования бериллия как легирующего элемента (например, бериллиевые бронзы, см. с. 521) или в атомной технике (см. с. 473) применение бериллия и его сплавов в авиации и в приборостроении имеет еще в основном опытный характер.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Петров Д. А. Вопросы теории алюминиевых сплавов. М : Металлургиздат, 1951. 256 с.

Портной К. И., Лебедев А. А. Магниевые сплавы. М.: Металлургиздат, 1952. 736 с.

Уайт Д. В., Беркс Д. Э. Металлический бериллий. Пер. с англ. М.: ИЛ, 1960. 235 с.

Дарвин Дж., Баддери Дж. Бериллий Пер. с англ. М. ИЛ, 1962. 246 с.

Дриц М. Е. Магниевые сплавы для работы при повышенных температурах. М.: Наука, 1964. 180 с.

[1] Работы с бериллием, особенно с его пылью, оксидами, вредны для здоровья людей, с ними соприкасающихся, поэтому надо быть особенно осторожным и соблюдать все предписания техники безопасности.

Лужников Л. П. Деформируемые алюминиевые сплавы для работы при повышенных температурах. М.: Металлургия, 1965. 245 с.

Материалы в машиностроении. т. I. Цветные металлы и сплавы. М.: Машиностроение, 1967. 304 с.

Металловедение алюминия и его сплавов. Справочное руководство под ред. Фридляндера И. Н., М : Металлургия, 1971. 353 с.

Колачев В. А., Литвинов В. А., Благин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972. 480 с.

Промышленные деформируемые, спеченные и литейные сплавы. Справочное руководство. М.: Металлургия, 1972. 551 с.

Глава XXVII

МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

1. Медь

Медь как золото и серебро, встречается в самородном виде и поэтому в древности человек, который еще не знал металлургии (восстановления металла из руд), уже мог находить и применять медь. В те времена железо (метеоритное) ценилось намного выше меди и золота, так как железо по его свойствам, очевидно, более подходило для изготовления орудия, чем медь [1].

В настоящее время медь производят металлургическим способом, отделением ее от кислорода и серы.

Несмотря на то что содержание меди в земной коре невелико (0,01 %), она не рассеянный металл и концентрируется в медных рудах, где содержание ее порядка 5 %.

По свойствам медь близка к серебру и золоту (табл. 120). Последние на воздухе не окисляются и поэтому называются благородными металлами (подробнее см. гл. XXX); медь окисляется слабо, поэтому ее называют полублагородным металлом.

Чистая медь имеет ряд ценных технических свойств. Высокая пластичность, высокая электро- и теплопроводность, малая окисляемость — все это обусловило широкое применение меди. Кроме того, медь является основой важнейших сплавов — латуней и бронз.

Таблица 120. **Основные физические свойства благородных (полублагородных) металлов**

Свойство	Cu	Ag	Au
Атомный номер	29	47	79
Атомная масса	63,5	107,9	197,0
Плотность при 20 °С, г/см³	8,9	10,5	19,3
Температура плавления, °С	1 083	961	1 064
» кипения, °С	2 595	2 530	2 212
Кристаллическая решетка	Г. ц. к.	Г. ц. к.	Г. ц. к.
Параметр кристаллической решетки при 20 °С, нм	0,361	0,408	0,407
Коэффициент линейного расширения $\alpha \cdot 10^6$	16,5	14,2	9,7
Удельное электросопротивление, Ом×см 10^{-4}	1,7	1,5	2,1
Модуль нормальной упругости, МПа	120 000	75 000	80 000

[1] Во время Троянской войны (X в. до нашей эры) только цари имели железные мечи.

Высокая электропроводность меди обусловливает ее преимущественное применение в электротехнике как проводникового металла. После серебра медь стоит на втором месте по электропроводности. Электросопротивление для некоторых металлов: серебра $1{,}5 \cdot 10^{-6}$ Ом·см; меди $1{,}7 \cdot 10^{-6}$; алюминия $2{,}7 \cdot 10^{-6}$; железа $9{,}8 \cdot 10^{-6}$.

Все примеси уменьшают электропроводность меди, как это видно из рис. 413. Наклеп также понижает электропроводность меди (рис. 414). Поэтому, если провода не должны быть особо прочными, то применяют отожженную медь. Для подвесных же

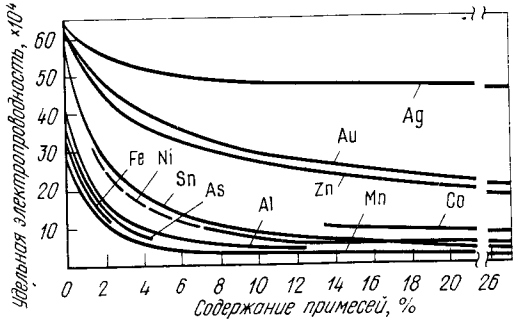


Рис. 413. Влияние примесей на электропроводность меди

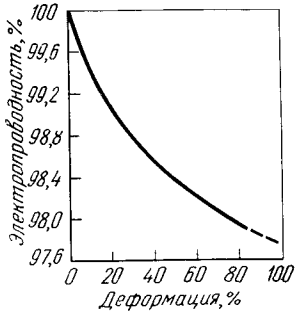


Рис. 414. Влияние наклепа на электропроводность меди

проводов (где требуется прочность) применяют нагартованную медь или медь с небольшими добавками активных упрочнителей (например, с добавкой 1 % Cd).

Механические свойства чистой меди приведены в табл. 121.

Таблица 121. Механические свойства чистой меди

Состояние	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Литая	150—200	15—25
Прокатанная и отожженная	250—270	40—50
Нагартованная	400—450	1—2

Путем электролиза удается получить медь весьма высокой чистоты. Для научных целей можно приготовить медь 99,999 %-ной чистоты, но техническая медь обычной чистоты содержит 0,1—0,5 % примесей (табл. 122).

Таблица 122. Состав (%) технической меди (ГОСТ 859—78)

Марка	Cu	Примеси (не более)			Марка	Cu	Примеси (не более)		
		Bi	Pb	$\Sigma_{прим}$			Bi	Pb	$\Sigma_{прим}$
М000	99,99	0,0005	0,001	0,01	М2	99,7	0,002	0,01	0,3
М1	99,9	0,001	0,005	0,1	М3	99,5	0,003	0,05	0,5

Вреднейшими примесями меди являются висмут и свинец. Эти элементы почти нерастворимы в меди и образуют легкоплавкие эвтектики: эвтектика в системе Cu—Bi содержит 99,8 Bi (рис. 415, *а*), а эвтектика в системе Cu—Pb — 99,94 % Pb (рис. 415, *б*).

Кристаллизация сплавов меди с висмутом и свинцом фактически заканчивается при температурах плавления этих металлов (соответственно при 270 и 327 °С), а структура сплава состоит из ранее выделившихся кристаллов меди, вокруг которых расположены в виде оболочек висмут или свинец. Вследствие этого нагрев сплава выше температур плавления этих металлов сопровождается нарушением связи между первичными кристаллами меди (красноломкость). Прокатка такого сплава невозможна из-за его красноломкости. Уже тысячные доли процента висмута вызывают красноломкость меди; свинец вызывает красноломкость при наличии его в сотых долях процента.

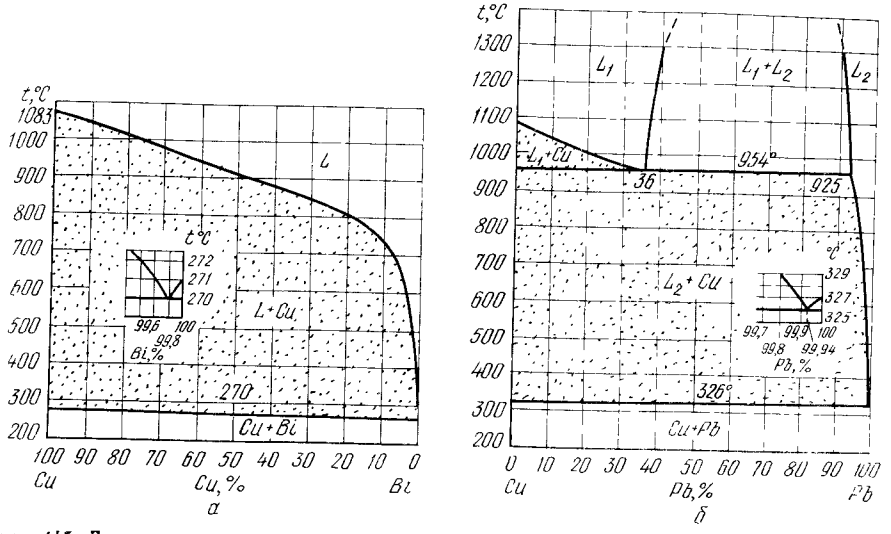


Рис. 415. Диаграммы состояния:
а — Cu—Bi; *б* — Cu—Pb

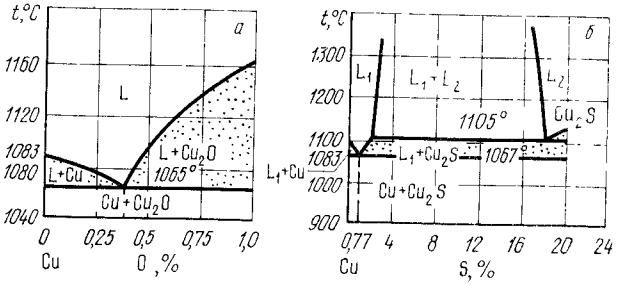


Рис. 416. Диаграммы состояния:
а — Cu—O; *б* — Cu—S

Сера и кислород также нерастворимы в меди, но медь образует с кислородом и серой эвтектики, богатые медью, содержащие 0,39 % O_2 (рис. 416, *а*) и 0,77 % S (рис. 416, *б*) и плавящиеся соответственно при 1065 и 1067 °С, т. е. выше температур горячей обработки меди. Поэтому ни кислород, ни сера не вызывают красноломкости.

В литой меди эвтектика $Cu + Cu_2O$ располагается по границам зерен и имеет точечное строение. После обработки давлением эвтектика разрушается, и в деформированной меди кислород присутствует уже в виде обособленных включений закись меди (рис. 417).

Медь, содержащая кислород, подвержена при нагреве так называемой *«водородной болезни»*. Если нагревать медь в среде, содержащей водород (например, в продуктах неполного сгорания жидкого топлива), то происходит диффузия водорода в меди и протекает реакция восстановления закиси меди $Cu_2O + H_2 = 2\,Cu + H_2O$. А так как пары воды при этом создают высокое давление, то внутри несплошностей металла возможно образование разрывов, трещин.

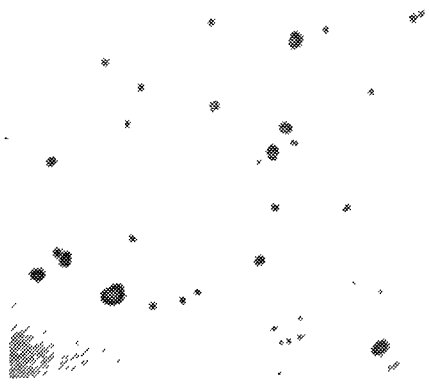


Рис. 417. Включения Cu_2O в прокатанной меди

2. Сплавы меди с цинком (латуни)

Практическое применение имеют медные сплавы с содержанием цинка до 45 %, которые называются *латунями*.

Диаграмма состояния Cu—Zn показана на рис. 418. Сложная, на первый взгляд, диаграмма фактически составлена из пяти простых перитектических диаграмм.

У сплавов меди и цинка в твердом состоянии возможно образование шести фаз. Рассмотрим их.

α-твердый раствор цинка в меди: растворимость цинка в меди при комнатной температуре равна 39 %, она не изменяется практически до 454 °С и убывает до 32 % при 902 °С.

β-твердый раствор на базе соединения CuZn с электронным типом связи $\left(\frac{\text{число электронов}}{\text{число атомов}} = \frac{3}{2}\right)$ имеет простую кубическую объемноцентрированную решетку. Упорядоченное расположение атомов сохраняется лишь при температурах не выше 454—468 °С. При более высокой температуре атомы меди и цинка в объемноцентрированной решетке располагаются статистически. Упорядоченный β-твердый раствор обозначается через β′; γ-твердый раствор на базе соединения Cu_5Zn_8 электронного типа $\left(\frac{21}{13}\right)$ имеет сложную кубическую решетку. Температура упорядочения этой фазы равна 270 °С.

ε — твердый раствор на базе соединения $CuZn_3$ электронного типа $\left(\frac{7}{4}\right)$ с гексагональной плотноупакованной решеткой.

δ-твердый раствор; природа химического соединения, лежащего в основе этого твердого раствора, не установлена.

η-твердый раствор меди в цинке.

При комнатной температуре практически применяемые латуни либо состоят из одних α-кристаллов (рис. 419), либо являются смесью α- и β-кристаллов (рис. 419, *б*).

Механические свойства сплавов Cu—Zn в зависимости от содержания цинка приведены на рис. 420. Цинк повышает прочность и пластичность сплава. Максимальной пластичностью обладает сплав с 30 % Zn.

Переход через границу однофазной области (39 % Zn) резко снижает пластичность; β-латунь обладает максимальной прочностью ($\sigma_в = 400$ МПа) при относительно низкой для латуней пластичности ($\delta = 7$ %); γ-латунь является весьма хрупкой. В силу отме-

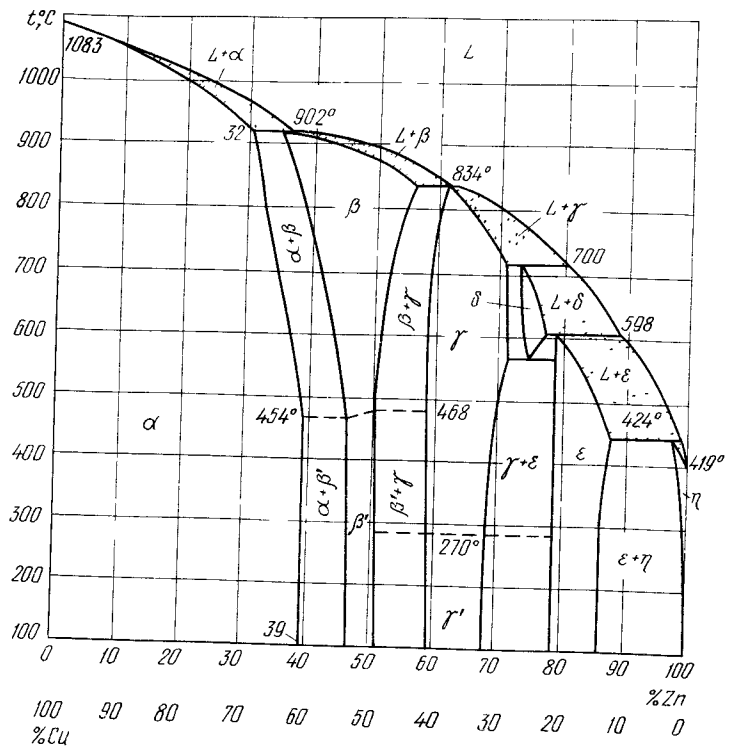


Рис. 418. Диаграмма состояния Cu—Zn

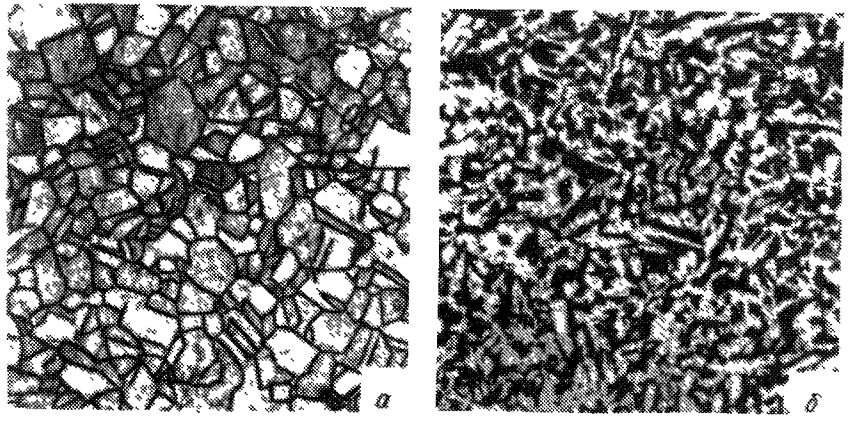


Рис. 419. Микроструктура латуни, ×200:
а — α-латунь; *б* — α + β-латунь

ченных обстоятельств (малая пластичность) не только γ- и γ + β-, но и β-латуни не имеют практического применения. Применяются латуни, имеющие структуру α или α + β.

Литейные свойства латуней определяются взаимным расположением линий ликвидус и солидус. Так как линии ликвидус и солидус для кристаллизации α- и β-фаз лежат близко одна от другой, то литейные свойства латуней характеризуются малой склонностью к ликвации, хорошей жидкотекучестью, склонностью к образованию концентрированной усадочной раковины и, следовательно, большой усадкой.

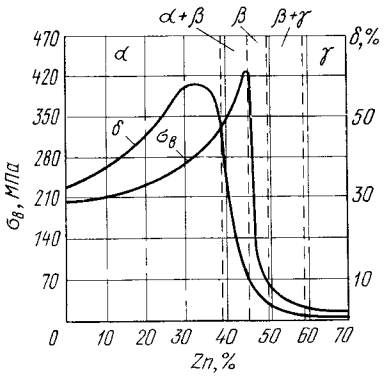


Рис 420 Механические свойства сплавов Cu—Zn

Латунь легко поддается пластической деформации (в особенности α-латуни) и поэтому из латуней изготавливают катаный полуфабрикат (листы, ленты, профили и т. д.).

Поведение различных латуней при горячей обработке своеобразно. Пластичные при комнатной температуре α-латуни оказываются в интервале 500—700 °С менее пластичными, чем β-латуни. Хотя прочность α-латуни при комнатной температуре ниже, чем β-латуни, при температурах выше 500 °С β-латуни оказываются менее прочными и более пластичными. По этой причине для прокатки в горячем состоянии наиболее пригодны латуни с таким содержанием цинка (более 32—39 %), чтобы при высокой температуре структура состояла бы из α + β- или β-кристаллов (см. рис. 418). Наоборот, для производства тонких листов и проволоки (т. е. для деформации в холодном состоянии) целесообразно применение латуней, обладающих максимальной пластичностью при комнатной температуре (т. е. однофазные α-латуни с содержанием цинка около 30 %).

Вредное влияние на способность к деформации в горячем состоянии оказывает загрязнения латуни висмутом и свинцом. Причину следует искать в образовании легкоплавких включений этих металлов по границам зерен. Однако вредное влияние свинец оказывает только на α-латунь, не испытывающую фазовых превращений (Zn < 32 %). При содержании цинка более 32 % свинец, располагающийся по границам зерен, в результате перекристаллизации α → β оказывается внутри зерен и не мешает обработке давлением. Поэтому в латунях с содержанием 32—38 % загрязнение свинцом можно допустить в значительно больших пределах, а при содержании больше 38—40 % Zn свинец вводят умышленно до 1—2 %, так как такие латуни обрабатываются давлением в однофазном β-состоянии и свинец не препятствует латуни пластически деформироваться. Одновременно обособленные включения свинца повышают обрабатываемость режущим инструментом, что облегчает стружколомание.

Латуни маркируют буквой Л, за которой следует цифра, показывающая среднее содержание меди в сплаве. Так как цинк дешевле меди, то чем больше в латуни цинка, тем она дешевле.

Практически применяемые латуни в зависимости от структуры при комнатной температуре разделяются на две категории: α-латуни и α + β-латуни; α-латуни содержат меди не менее 61 %. Марки этих латуней Л62, Л68 и др. Их изготавливают в виде тонких листов, лент и других полуфабрикатов, из которых штампуют различные детали. α-Латуни с более высоким содержанием меди (Л80) имеют цвет золота, и их применяют для ювелирных и декоративных изделий. Такие латуни, содержащие высокий процент меди, называют *томпаком*.

Латуни α + β содержат 55—61 % Cu; наиболее распространенная марка Л59; из латуни этой марки изготавливают прутки, а из них с помощью обработки резанием — различные детали.

Механическая прочность латуней невысока. Для α-латуней характерны следующие значения механических свойств: $\sigma_в$ = = 300 МПа; δ = 40 %, α + β-латуни имеют несколько большую прочность ($\sigma_в$ = 350 МПа), но меньшую пластичность (δ = 20 %).

Кроме простых латуней — сплавов только меди и цинка, применяют специальные латуни, в которых для придания тех или иных свойств дополнительно вводят различные элементы: свинец для улучшения обрабатываемости (латунь марки ЛС59 содержит около 40 % Zn и 1—2 % Pb, так называемая *автоматная латунь*), олово для повышения сопротивления коррозии в морской воде (так называемая *морская латунь*), алюминий и никель для повышения механических свойств и т. д.

В табл. 123 приведены состав и механические свойства простых латуней (двойных α-латуней), а в табл. 124 — фазовый состав и механические свойства некоторых сложных (специальных) латуней.

Таблица 123. **Состав и свойства двойных латуней (ГОСТ 17711—80)**

Марка латуни	Содержание элементов [1], %		Механические свойства		Марка латуни	Содержание элементов, %		Механические свойства	
	Cu	примеси	$\sigma_в$, МПа	δ, %		Cu	примеси	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Л96	95—97	0,2	240	52	Л70	69—72	0,2	320	55
Л90	88—91	0,2	260	44	Л68	67—70	0,3	330	56
Л85	84—86	0,3	280	43	Л62	60,5—63,5	0,5	360	49
Л80	79—81	0,3	310	52					

[1] Остальное — цинк.

Таблица 124. **Состав и свойства некоторых сложных латуней (ГОСТ 17711—80)**

Марка	Содержание [1], %		$\sigma_в$, МПа (кгс/мм²)	δ, %
	меди	примесей		
ЛЦ40С	57—60	2,0	215 (22)	12—20
ЛЦ40Мц1,5	57—60	2,0	372—390 (38—40)	20—30
ЛЦ40Мц3А	55—58	1,5	440 (45)	15
ЛЦ[illegible]1ц2С2	57—60	2,4	245—343 (25—35)	10—15
ЛЦ30[illegible]	66—68	2,6	294—392 (30—40)	12—15
ЛЦ23А6Ж3Мц2	64—68	1,8	686—705 (70—72)	7

[1] Остальное — цинк.

Для ориентации важно, к какому структурному классу относится латунь той или иной марки (для сложных латуней это нельзя определить по диаграмме Cu—Zn, так как легирующие элементы изменяют границы фазовых областей)

В частности, присадка всех элементов (кроме никеля) равносильна увеличению содержания цинка Другими словами, β-фаза при наличии третьих элементов появляется при меньшем содержании цинка. Для того, чтобы оценить влияние того или иного элемента Л Гийе установил коэффициенты (Si = 10, Al = 5, Sn и Mg = 2, Cd, Pb и Fe = 1, Mn = 0,5, Ni = —1,5) Поэтому, например, если латунь, кроме 38 % Zn, содержит 2 % Sn, т е в первом приближении можно рассматривать как латунь с 42 % Zn (это не α-латунь, а α + β).

3. Сплавы меди с оловом (оловянистые бронзы)

При изучении строения меднооловянистых сплавов (оловянистых бронз) следует в первую очередь обратиться к системе Cu—Sn (рис. 421).

Диаграмма [1] Cu—Sn, как и Cu—Zn, представляет собой комбинацию нескольких перитектических диаграмм.

В системе Cu—Sn в твердом состоянии возможно образование следующих фаз: α-твердый раствор олова в меди, Sn — почти чистое олово Растворимость меди в олове, вероятно, меньше 0,01 % и на диаграмме не указана, β твердый раствор на базе β электронного соединения Cu_5Sn Пунктирная линия показывает процесс упорядочения, δ электронное соединение $Cu_{31}Sn_8$, γ твердый раствор на базе химического соединения меди и олова Кристаллическая структура его подобна δ, ε-электронное соединение Cu_3Sn, η — химическое соединение Cu_6Sn_5.

Структура литых меднооловянных сплавов значительно отклоняется от равновесного состояния [2], поэтому уже в сплавах, содержащих 5 % Sn и более, в литом состоянии обнаруживается δ-фаза в виде эвтектоидной составляющей (эвтектоид образуется при 520 °С и имеет концентрацию 26,8 % Sn)

Отожженная бронза с содержанием до 14 % Sn должна состоять по структуре из однородного α-твердого раствора (рис 422, *а*). В литом же виде структура бронзы, содержащей до 5—6 % Sn, состоит из неоднородного твердого раствора α, имеющего, как у литого металла, дендритное строение (рис 422, *б*)

При содержании олова более 6 % наряду с неоднородным раствором внутри участков этого раствора, богатого оловом (светлых участков), располагается эвтектоид α + δ (рис 423)

Наличие хрупкой δ-фазы исключает возможность прокатки, поэтому, за исключением бронз, содержащих небольшое количество олова (применяемых редко), бронза, обычно содержащая более

[1] Диаграмму состояния Cu—Sn изучали многочисленные исследователи, но из-за значительной сложности (особенно в районе концентрации 20—50 % Sn), а также трудностей достижения равновесного состояния (ввиду малой скорости диффузии олова в меди) вопрос о действительном расположении линии равновесия и природе образующихся фаз еще не разрешен Укажем, например, что в работе С Т Конобеевского растворимость олова в меди устанавливается значительно меньше, чем это указано на рис 421. Таких результатов авторы добились, применяя диффузионный отжиг чрезвычайно большой длительности. Для анализа структур (реальных) бронз удобнее пользоваться диаграммой, приведенной на рис. 421.

[2] Причину отклонения от равновесного состояния у литых сплавов см. в гл. V, п. 10.

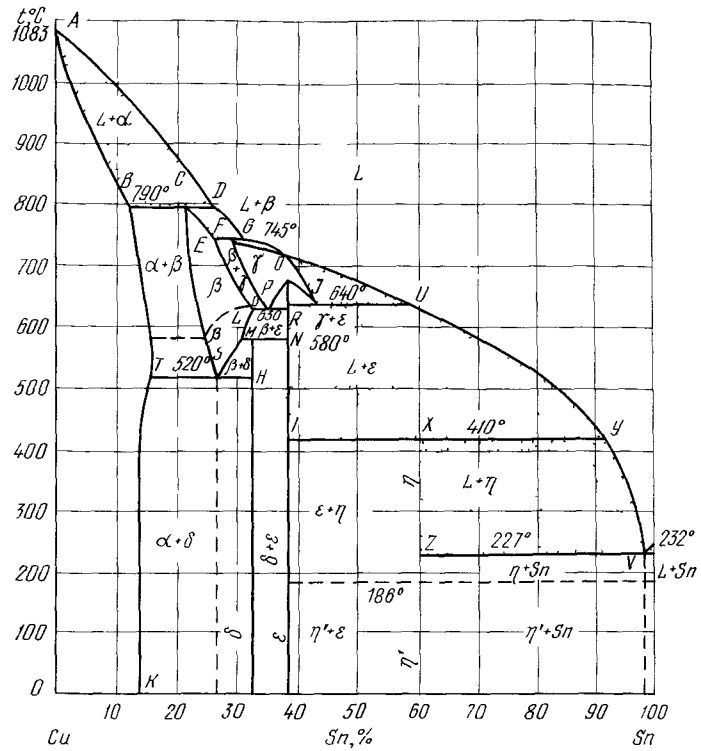


Рис 421 Диаграмма состояния Cu—Sn

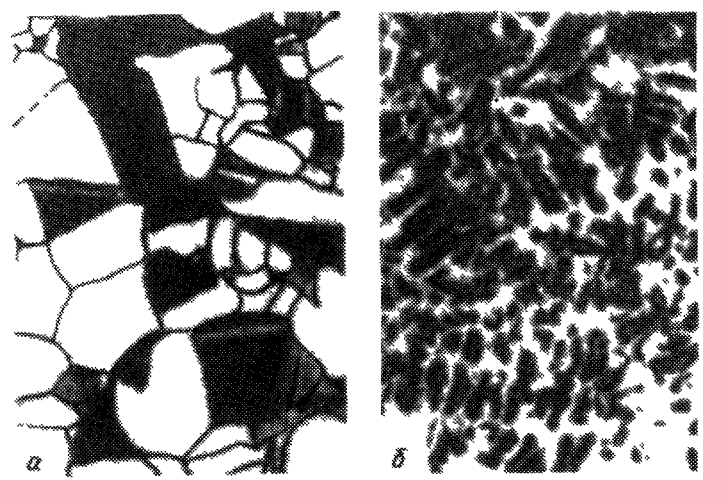


Рис 422 Структура литой бронзы с 6 % Sn ×200
а — после отжига, *б* — до отжига

5—6 % Sn, не прокатывается и не куется и ее применяют в литом виде.

Высокие литейные свойства бронз определяются исключительно малой усадкой, которую имеют бронзы. Усадка оловянистой бронзы меньше 1 %, тогда как усадка латуней и чугуна — около 1,5 %, а сталей — более 2 %. Наиболее сложные по конфигурации отливки (в том числе художественное литье) обычно изготавливают из бронзы.

Жидкотекучесть бронзы невелика из-за большой разницы в температурах между линиями ликвидус и солидус. По этой же причине

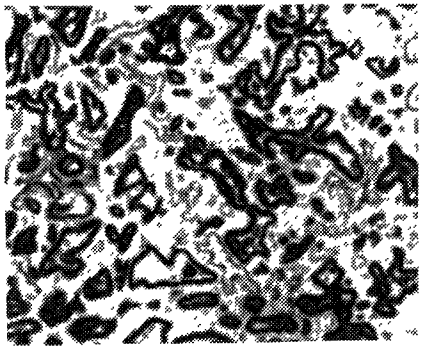


Рис 423. Структура литой бронзы с 10 % Sn, ×200

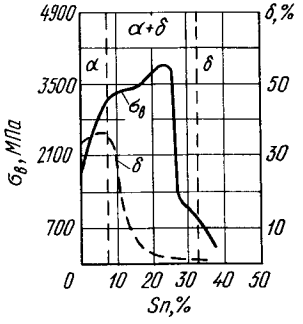


Рис 424 Механические свойства сплавов Cu—Sn

бронза не дает концентрированной усадочной раковины и для отливки из бронз высокой плотности (рассеянные усадочные поры по всему объему отливки понижают ее герметичность, в то же время это обстоятельство определяет ее пониженную плотность и малую усадку) она не годится.

Влияние олова на механические свойства меди аналогично влиянию цинка, но проявляется более резко (рис. 424) Уже при 5 % Sn пластичность начинает падать.

В литой бронзе наличие включений твердого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истирания, поэтому бронза с 10 % Sn является лучшим антифрикционным материалом и ее применяют как подшипниковый сплав.

Благодаря высокой химической стойкости бронз из них изготавливают арматуру (паровую, водяную и пр.). Таким образом, основное применение бронз — сложные отливки, вкладыши подшипников и др.

Для удешевления в большинство промышленных бронз добавляют 5—10 % Zn. Цинк в этих количествах растворяется в меди и не оказывает существенного влияния на структуру.

Для лучшей обрабатываемости в бронзу вводят до 3—5 % Pb, который присутствует в виде обособленных свинцовых включений, облегчающих разрушение стружки.

Таблица 125. Состав и свойства некоторых оловянистых бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %					Механические свойства		Основное назначение
	Sn	Zn	Pb	Ni	P	$\sigma_в$, МПа	δ, %	
БрО10	9—11	—	—	—	—	250	5	Сложное литье, подшипники, шестерни
БрО10-1	9—11	—	—	—	0,8—1,2	250	5	То же
БрОЦСН 3-7-5-1	2,5—4	6—9,5	3—6	0,5—2	—	200	10	Водяная и паровая арматура, шестерни
БрОЦС 5-5-5	4—6	4—6	4—6	—	—	170	8	То же
Бр-1	4—7	5—8	1,4	—	—	—	—	Художественное литье
БрОФ 4-0,25	3,5—4	—	—	—	0,1—0,25	350	50	Лист, лента, проволока (обрабатывается давлением)
БрОЦ 4-3	3,5—4	2,7—3,3	—	—	—	320	40	То же

Фосфор вводят в бронзу как раскислитель и он устраняет хрупкие включения окиси олова (SnO). При наличии около 1 % P такую бронзу часто называют *фосфористой*.

Бронзу маркируют начальными буквами Бр, затем следуют буквы, показывающие, какие легирующие элементы содержит бронза, а потом цифры, показывающие количество этих элементов в целых процентах.

В табл. 125 приведены составы наиболее применяемых в промышленности оловянистых бронз и примерные механические свойства этих бронз для литых в землю образцов.

4. Сплавы меди с алюминием, кремнием, бериллием и другими элементами

Сплавы меди с алюминием, кремнием, бериллием и другими элементами также называются бронзами; в отличие от оловянистых их называют соответственно алюминиевыми, кремнистыми и т. д. Малой величиной усадки оловянистая бронза превосходит эти бронзы, но они в свою очередь превосходят оловянистую в других отношениях: по механическим свойствам (алюминиевая, кремнистая бронза), по химической стойкости (алюминиевая бронза), по жидкотекучести (кремнецинковистая бронза). Олово — дефицитный элемент, поэтому эти бронзы, кроме, разумеется, бериллиевой, дешевле оловянистой. Бериллиевая бронза отличается от остальных высокими твердостью и упругостью.

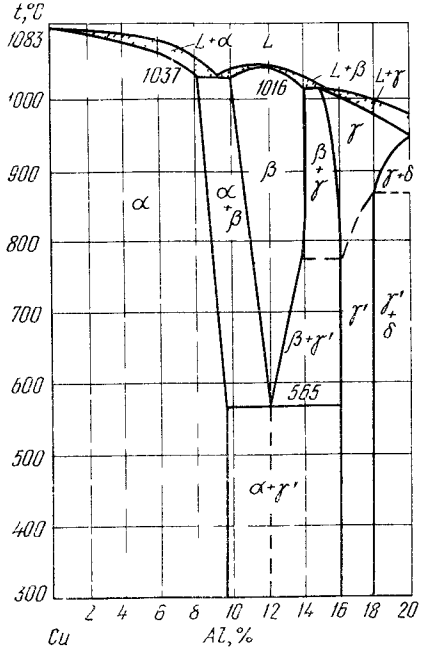
Ценными механическими и технологическими свойствами обладают *алюминиевые бронзы*, содержащие 5—10 % Al. Эти бронзы кристаллизуются в узком интер-

вале температур (рис 425), поэтому обладают высокой жидкотекучестью и дают концентрированную усадочную раковину.

Наряду с простыми алюминиевыми бронзами применяют сложные алюминиевые бронзы Состав и свойства некоторых алюминиевых бронз приведены в табл 126

Бронзы содержащие 10 % Al и более, имеют в структуре эвтектоид $\alpha + \gamma$, полученный в результате распада β фазы

При быстром охлаждении β-фаза переохлаждается и распад ее сопровождается образованием более дисперсных частиц $\alpha + \gamma$ (т е эвтектоидная смесь по мере увели-



←

Рис 425 Диаграмма состояния Cu — Al

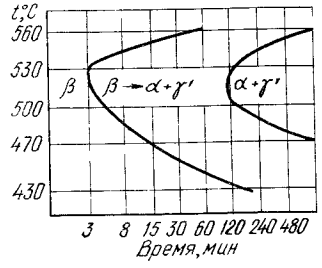


Рис 426 Диаграмма изотермического распада β-фазы в алюминиевой бронзе

чения скорости охлаждения становится более дисперсной и твердой) Скорость распада твердого раствора β зависит от температуры и может быть представлена С-образной кривой (рис 426) Сходство термической обработки алюминиевых бронз с термической обработкой стали дополняется тем, что при охлаждении с критической скоростью β фаза превращается в игольчатую структуру Превращение происходит по мартенситному типу

Таблица 126 Состав и свойства алюминиевых бронз (ГОСТ 18175—78)

Марка бронзы	Содержание элементов %				Механические свойства (в отожженном состоянии)	
	Al	Mn	Fe	Ni	$\sigma_в$ МПа	δ %
БрА7	6—8	—	—	—	420	70
БрАМц9-2	8—10	1,5—2,5	—	—	500	55
БрАЖН10 4-4	9,5—11	—	3,5—5,5	3,5—5,5	650	40

На рис 427 приведены типичные микроструктуры алюминиевых бронз Структура на рис. 427 *а* соответствует медленному охлаждению с температуры выше критической Структура получается доэвтектоидной и состоит из кристаллов α

(светлые) и эвтектоида $\alpha + \gamma$ (темные) Мартенситная структура алюминиевой бронзы (рис 427, *б*) получена в результате закалки в воде с 900 °С

Алюминиевые бронзы применяют для изготовления различных **втулок, направляющих седел, фланцев, шестерен и многих других, преимущественно мелких,** но ответственных деталей.

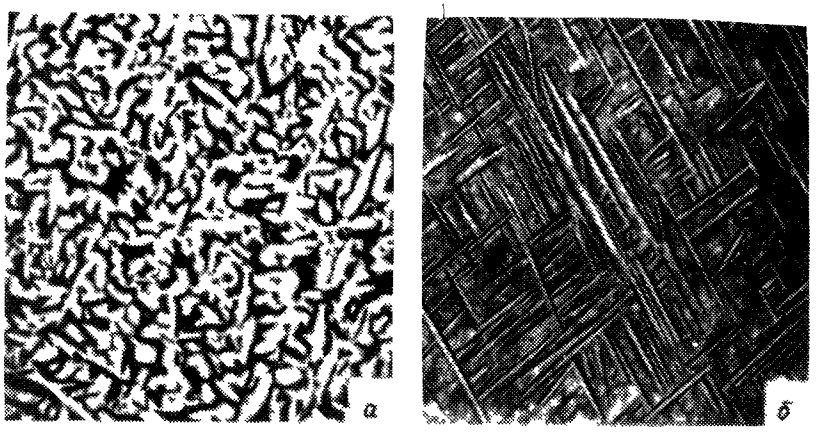


Рис 427 Микроструктура алюминиевой бронзы с 10,5 % Al ×100
а — после медленного охлаждения с 900 °С (α + эвтектоид) *б* — после быстрого охлаждения (мартенсит)

Кремнистые бронзы например, бронза БрКЦ4 4 (4 % Si, 4 % Zn) назначаются как заменители оловянистых бронз, например БрОЦС5 5 5 Уступая оловянистой бронзе по величине усадки кремнистая бронза превосходит ее в отношении коррозионной стойкости механических свойств и плотности отливки

Добавка приблизительно 20 % Ni (и для удешевления 20 % Zn) и меди делает такой сплав похожим на серебро и он получил название *нейзильбер* [Neusilber нем — новое серебро) Высокие механические свойства ($\sigma_в$ до 800 МПа в клепаном состоянии), коррозионная стойкость, красивый вид поверхности способствовали применению его в приборостроении, а также в качестве декоративного материала

Особый интерес представляет *бериллиевая бронза* (БрБ2 с 2 % Be) Сплав с 2 % Be, как видно из диаграммы рис 428, дисперсионно твердеющий Растворимость бериллия в меди при комнатной температуре не превышает 0,2 %, но закалка с 800 °С фиксирует пересыщенный раствор α Если закаленный сплав подвергнуть затем искусственному старению при 300—350 °С, твердость повышается до 350—400 *НВ*

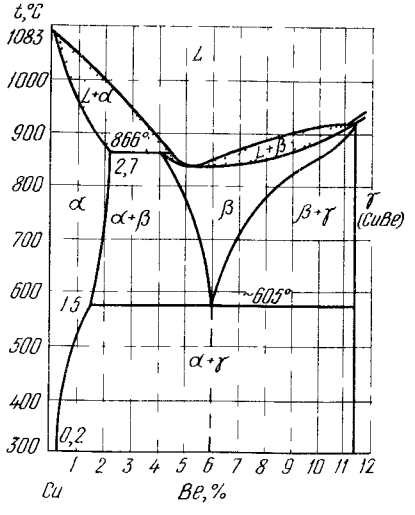


Рис 428 Диаграмма состояния Cu — Be

При старении бериллиевой бронзы частицы выделяющейся фазы CuBe располагаются в матрице — пересыщенном α-твердом растворе не беспорядочно, а регулярно, образуя так называемую *модулированную* или *квазипериодическую структуру* (рис 429). При образовании такой структуры частицы выделяющейся фазы

размером ≈10 нм формируют объемноцентрированную тетрагональную макрорешетку с параметрами $a = 20$ нм и $c = 100$ нм. Исследованиями последних лет установлено, что образование таких регулярных структур происходит во многих сплавах и сталях, испытывающих старение, эвтектоидный распад, упорядочение. Причиной такого пространственного расположения частиц во второй фазе является взаимодействие полей упругих деформаций, создаваемых ими в матрице. Образование квазипериодических структур происходит преимущественно на стадии формирования когерентных зародышей второй фазы и приводит к снижению свободной энергии системы, т. е. энергетически выгодно.

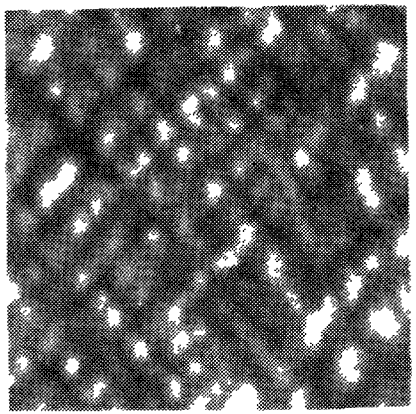


Рис. 429. Электронномикроскопическое изображение бериллиевой бронзы после старения. Регулярное расположение выделений, ×50 000



Рис. 430. Микроструктура свинцовистой бронзы БрС30, ×100

Высокая прочность и упругость при одновременной высокой химической стойкости, хорошей свариваемости, обрабатываемости резанием делают бериллиевую бронзу подходящим материалом для ответственных пружин, мембран, пружинящих контактов и т. д. [1].

Состав, режимы термической обработки и свойства бериллиевой бронзы приведены в табл. 127.

Свинцовистая бронза, содержащая 30 % Pb (Бр.С30) является высококачественным антифрикционным материалом, широко применяемым в машиностроении.

Структура такого сплава состоит из отдельных зерен меди и свинца (рис. 430). Высокие антифрикционные свойства сплава обеспечиваются равномерным вкраплением свинца в медь.

Однако получить надлежащую структуру свинцовистой бронзы трудно, так как большой температурный интервал кристаллизации (954—326 °С) (см. диаграмму состояния Cu—Pb, рис. 416, *б*) при различии в плотности меди и свинца благоприят-

[1] Кроме того, бериллиевую бронзу можно применять как безыскровый инструмент. При ударе бериллиевой бронзы о металл или камень не получаются искры, как у стали. Поэтому инструмент из бериллиевой бронзы применяется при взрывоопасных горных работах.

Таблица 127. Термическая обработка и свойства бериллиевой бронзы (1,9—2,2 % Be)

Термическая обработка	Механические свойства		
	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Твердость НВ
Закалка с 800 °С в воде	500	30	100
То же + старение при 325 °С	1200	4	370

ствует усиленной ликвации по плотности. Это явление можно предупредить ускорением охлаждения расплава в процессе кристаллизации и другими приемами.

В последнее время получили распространение дешевые антифрикционные материалы из железных порошков. Наиболее простым таким сплавом является спеченный порошок железа (марочное обозначение Ж), но спрессованный таким образом, чтобы материал содержал 12—15 % пор. Поры такого псевдосплава пропитываются маслом, которое образует также пленку, разделяющую вкладыш от детали.

Таблица 128. Порошковые антифрикционные материалы на основе железа

Марка	Содержание, %		Пористость, %	Твердость НВ	Коэффициент трения	Максимально допустимые параметры эксплуатации		
	графита	сульфидов				температура, °С	давление, МПа	скорость скольжения, м/с
Ж	—	—	12—15	40—80	0,07—0,10	150	2.0	1
ЖГр1	1	—	15—25	50—100	0,06—0,08	180	2,5	5
ЖГр2	2	—	15—25	50—130	0,05—0,07	180	5.0	5
ЖГр3	3	—	15—25	50—120	0,06—0,09	180	10,0	5
ЖГрК1	3	1	15—25	40—100	0,05—0,07	150	10,0	3
ЖГр2Д2,5	2	2,5	15—20	90—150	0,06—0,10	200	10,0	3

Иногда поры заполняют графитом, а еще лучше графитом и серой (последняя при наличии меди или цинка).

Некоторые, наиболее важные, эксплуатационные характеристики таких порошковых антифрикционных материалов на основе железа приводятся в табл. 128.

В качестве антифрикционных чугунов применяют ферритные, феррито-перлитные, перлитные и даже аустенитные чугуны с пластинчатым (марки АЧС), шаровидным (марки АЧВ) и хлопьевидным (марки АЧК) графитом.

Антифрикционные чугуны отличаются от обычных высокой пористостью, что обеспечивает впитывание масла и образование между вкладышем и валом масляной пленки.

По химическому составу антифрикционные чугуны относятся к легированным, содержащим разные присадки (медь — АЧС-1; никель, титан и медь — АЧС-2; сурьму — АЧС-3, алюминий и свинец — АСЦ-5 и др.).

Некоторые эксплуатационные характеристики антифрикционных чугунов приведены в табл. 129.

Таблица 129. Предельные эксплуатационные режимы антифрикционных чугунов

Марка	НВ	pv	v, м/с
АЧС-1	180—260	1,0	5
АЧС-2	180—230	1,8	0,2
АЧС-3	160—190	4,5	0,75
АЧС-4	180—230	40,0	5
АЧВ-1	210—260	8,0	8
АЧК-1	190—260	20,0	2

Примечание. p — удельное давление, МПа, v — скорость скольжения, м/с

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Смирягин А. П. Промышленные цветные металлы. Изд. 2-е. М., Металлургиздат, 1956. 559 с.

Сучков Д. И. Медь и ее сплавы. М.: Металлургия, 1967. 248 с. Свойства меди и ее сплавов. Алма—Ата: Наука, 1969. 143 с.

Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных металлов. М.: Металлургия, 1971. 488 с.

Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972. 480 с.

Металловедение медных деформируемых сплавов. (Науч. тр. ин-та «Гипроцветметобработка». Вып. 39). М.: Металлургия, 1973. 144 с.

ГЛАВА XXVIII
ПОДШИПНИКОВЫЕ СПЛАВЫ И ПРИПОИ

1. Требования к подшипниковым сплавам

Подшипниковыми сплавами называются сплавы, из которых изготавливают вкладыши подшипников.

Для этой цели применяют чугун, бронзу и легкоплавкие сплавы на основе свинца, олова, цинка или алюминия, так называемые *баббиты*.

Несмотря на все большее применение в машинах подшипников качения (шариковых или роликовых подшипников), подшипники скольжения применяются достаточно широко.

Металл вкладыша должен обладать следующими свойствами: 1) коэффициент трения со стальной поверхностью должен быть небольшим; 2) обе трущиеся поверхности должны мало изнашиваться; 3) этот материал должен выдерживать достаточные удельные давления.

Первое и второе требования удовлетворяются тогда, когда поверхность вала и вкладыша разделена пленкой смазки. Если структура вкладыша неоднородна и состоит из твердых включений и мягкой основы, то после непродолжительной работы («приработки») на поверхности вкладыша образуется микрорельеф — выступают твердые включения и между валом и вкладышем образуется пространство, в котором удерживается смазка (так называемый *«принцип Шарпи»*).

Подобной структурой обладают сплавы олова и сплавы свинца. Однако эти сплавы из-за своей низкой прочности не могут выдерживать больших давлений, а вследствие низкой температуры плавления — сравнительно небольшого нагрева.

В современном машиностроении, как уже указывалось, для вкладышей подшипников применяют чугуны, бронзы и баббиты, а также пористые спеченные материалы.

Чугунные вкладыши изготавливают из серого перлитного чугуна (марки АЧЦ-1 и АЧЦ-2); это самый дешевый материал для вкладышей; он может выдерживать значительные удельные давления,

но из-за более высокого коэффициента трения (у пары сталь — чугун по сравнению с парой бронза—сталь или баббит—сталь) чугунные вкладыши не следует применять в быстроходных двигателях.

Бронзовые вкладыши изготавливают из оловянистой и свинцовистой бронз, с некоторыми мы познакомились в предыдущей главе. Благодаря неоднородной структуре бронзы (у оловянистой бронзы α-твердый раствор является мягкой основой, а эвтектоид $\alpha + \beta$ — твердыми включением) смазка хорошо удерживается на поверхности вкладыша. Бронзы обладают высокой прочностью. Сказанное позволяет применять бронзовые вкладыши для ответственных подшипников, работающих в тяжелых условиях (большие удельные давления, большие числа оборотов).

При применении очень мягких легкоплавких подшипниковых сплавов обеспечивается меньший износ шейки вала. Баббиты, кроме того, имеют и минимальный коэффициент трения со сталью и хорошо удерживают смазку. Поэтому наряду с чугунными и бронзовыми вкладышами в машиностроении для вкладышей подшипников широко применяют легкоплавкие сплавы на основе олова, свинца, а также цинка и алюминия.

2. Легкоплавкие подшипниковые сплавы (баббиты)[1]

Для легкоплавких подшипниковых сплавов применяют сплавы системы Pb—Sn, Sn—Sb и Pb—Sn—Sb, а также цинковые баббиты

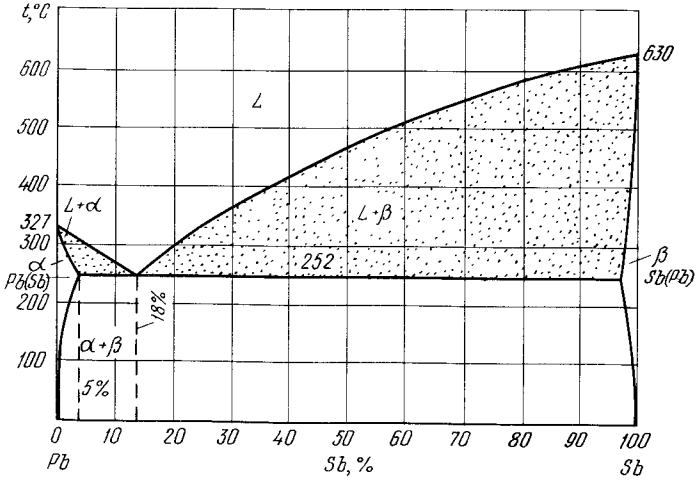


Рис. 431. Диаграмма состояния Pb—Sb

на основе цинка (с добавками меди и алюминия) и алюминиевые баббиты на основе алюминия (с добавками меди, никеля, сурьмы).

Система Pb—Sb приведена в действительном виде (с учетом растворимости сурьмы в свинце и свинца в сурьме) на рис. 431. Свинец имеет твердость 3 НВ, сурьма 30 НВ.

[1] По имени английского инженера И. Баббита, который в середине прошлого века изобрел эти сплавы.

Эвтектика состоит из 13 % Sb и 87 % Pb, твердость 7—8 НВ. Очевидно, доэвтектические сплавы, т е имеющие структуру эвтектика + свинец, слишком мягки и лучшими являются заэвтектические сплавы, содержащие 16—18 % Sb Мягкой основой является эвтектика, а твердыми включениями — кристаллы сурьмы, количество которых составляет около 5 % общего объема сплава

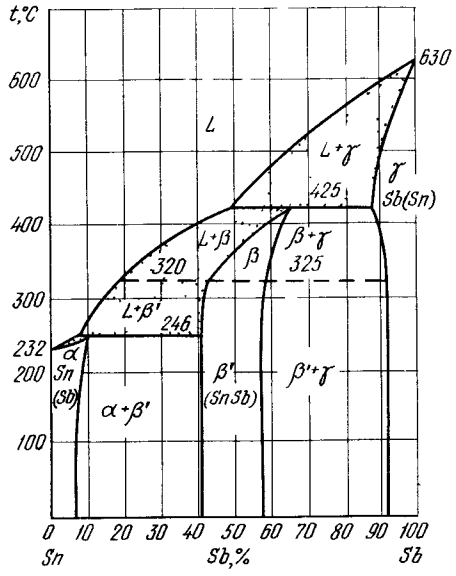


Рис 432 Диаграмма состояния Sn Sb



Рис 433 Микроструктура баббита Б83, ×100

Таблица 130. Химический состав баббитов и структура

Марка баббита	Содержание основных элементов %				Прочие	Сумма примесей (не более)
	Sn	Sb	Cu	Pb		
Б83	Основа	10—12	5,5—6,5	—	—	0,55
Б89	»	7,25—8,25	2,5—3,5	—	—	0,55
Б6	5—6	14—16	2,5—3,0	Основа	1,75—2,25 Cd	0,4
БТ	9—11	14—16	0,7—1,1	—	0,05—0,20 Te	0,6
БН	9—11	13—15	1,5—2,0	То же	0,5—0,9 As 0,75—1,25 Ni 1,25—1,75 Cd	0,35
Б16	15—17	15—17	1,5—2,0	»	—	0,6
БС	—	16—18	1,0—1,5	Основа	—	0,5
БК	—	—	—	»	0,85—1,15 Ca 0,6—0,9 Na	0,7

[1] Растворимость в олове, свинце и химических соединениях не указана фактичес

В системе Sn—Sb (рис. 432) олово имеет низкую твердость (5 НВ) Оптимальной композицией будет сплав, состоящий из 13 % Sb и 87 % Sn, имеющий двухфазную структуру α + β′, где α-твердый раствор на базе олова (мягкая основа), β′-твердый раствор на базе интерметаллидного соединения SnSb (твердые включения).

Оловянносвинцовосурьмянистый подшипниковый сплав в качестве мягкой основы имеет твердый раствор на базе свинца, а твердыми включениями служат соединения SnSb Перечисленные сплавы содержат, как правило, добавку меди, которая, с одной стороны, уменьшает ликвацию по плотности, а с другой — образует соединение Cu_3Sn, выполняющее роль твердых включений

Типичная структура оловянносурьмяномедного баббита Б83 (состав см в табл 130) приведена на рис 433 На темном фоне твердого раствора α видны кубические включения соединения SnSb и игольчатые включения соединения Cu_3Sn В случае перегрева образуются более крупные включения, и качество баббита ухудшается.

Приведенные в табл 130 составы баббитов можно разделить на три группы. К первой относятся оловянносурьмяные (Б83 и Б89), ко второй — свинцовооловянносурьмяные (Б6, БН, Б16), к третьей — свинцовые баббиты, не содержащие олова. Баббиты второй группы Б6, БН, БТ, кроме олова, сурьмы и меди, содержат еще добавки других компонентов Назначение этих присадок различное — мышьяк увеличивает жидкотекучесть (облегчается заливка вкладыша), никель повышает твердость что уменьшает износ, аналогично влияет и кадмий Роль теллура и мышьяка — способствовать мелкие твердые включения (TePb и AsPb), повышающие износоустойчивость баббита

Оловянносурьмяные баббиты (Б83 и Б89) являются наилучшими Оловянная основа вязкая и пластичная и менее склонна к усталостному разрушению На втором месте стоит оловянносвинцовосурьмяный баббит (Б16), в котором мягкая основа — свинец Оловянносвинцовосурьмяные баббиты значительно дешевле оловянноосновных, а по качеству уступают им ненамного Хуже свинцовосурьмяный баббит Б6 с основой которого является недостаточно пластичная эвтектика

Структура		Свойства					
Мягкая основа	твердые включения [1]	плотность г/см³	$t_{пл}$, °С	$\sigma_в$, МПа	δ, %	коэффициент трения (со смазкой)	α·10⁶
Sn	SnSb, Cu_3Sn	7,5	380	90	6	0,005	21
Sn	Cu_3Sn	7,3	342	90	9	—	—
Pb	SnSb, Cu_3Sn	9,6	460	70	0,5	0,005	21
Pb	SnSb	—	—	80	2	0,009	23
Pb	SnSb, $SnAs_2$	9,5	400	70	1	0,006	—
Pb	SnSb, Cu_3Sn	9,3	410	80	0,5	0,006	24
Эвтектика Pb — Sb	Sb	10,1	410	40	0,5	0,007	26
Pb	Pb_3Ca, Pb_3Na	10,5	470	100	2,5	0,004	26

Фазы являются твердыми растворами на основе химического соединения.

Баббит БК, применяемый в железнодорожном транспорте, как и баббит БС, является относительно дешевым сплавом, его структура основа — свинец, твердые включения — химические соединения свинца с кальцием и натрием

Дефицитность олова, а также свинца заставляет изыскивать и применять сплавы на другой, менее дефицитной основе (цинка, алюминия)

В качестве цинковых подшипниковых применяют сплавы марки ЦАМ10-5 и ЦАМ5-10 Их состав приведен в табл 131 (там же указаны структура и некоторые свойства)

Цинковые сплавы ЦАМ10-5 и ЦАМ5-10 уступают баббитам на оловянной основе по пластичности, коэффициенту трения и коэффициенту линейного расширения и примерно равноценны свинцовистым баббитам

Имеется также серия алюминиевых сплавов, применяемых как подшипниковые Это двухфазные высоколегированные сплавы, в которых твердый раствор на базе

Таблица 131 Состав и некоторые свойства цинковых баббитов

Марка баббита	Содержание элементов %		Свойства				
	Al	Cu	плотность, г/см³	$t_{пл}$, °C	δ %	коэффициент трения	$\alpha \cdot 10^6$
ЦАМ10-5	10	5	6,3	395	0,5	0,009	27
ЦАМ5-10	5	10	7,1	500	1	—	28

Примечания 1 Мягкая основа указанных баббитов — эвтектика Zn + Al + + $CuZn_3$ твердые включения — $CuZn_3$
2 Предел прочности указанных баббитов 300 МПа

алюминия является мягкой основой, а химические соединения — твердыми включениями Состав и некоторые свойства алюминиевых подшипниковых сплавов приведены в табл 132

Алюминиевые подшипниковые сплавы обладают высокими свойствами (низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью) Но по технологичности они уступают обычным баббитам Их более высокая твердость является скорее недостатком, чем преимуществом сплава, так как требует обработки цапф и вкладыша повышенной чистоты, а шейка вала должна быть твердой Наблюдение этих условий вызовет ускоренный износ Высокий коэффициент линейного расширения алюминиевых баббитов требует более тщательной сборки с большими зазорами

Алюминиевые баббиты применяют вместо оловянных и свинцовых баббитов, а также свинцовистой бронзы

Таблица 132. Состав и некоторые свойства алюминиевых баббитов

Марка баббита	Содержание элементов %						Твердые включения
	Sb	Pb	Mg	Ni	Cu	Si	
АСС6—5	5—6	4—5	0,5—0,7	—	—	—	AlSb
АСМ	3,5—5	—	0,5—0,7	—	—	—	AlSb
АН2,5	—	—	—	2,7—3,4	—	—	Al_3Ni
Алькусин D	—	—	—	—	7,5—9,5	1,5—2,5	$CuAl_2$

Примечание Мягкая основа указанных баббитов — алюминий

Кроме алюминиевых сплавов, указанных в табл. 132 применяют такого же назначения алюминевооловянные сплавы, содержащие 6—7 % Sn с разными добавками в количестве 1—2 % никеля, меди, кремния.

3. Припои

Различают припои двух видов:

Мягкие припои с низкой температурой плавления, обеспечивающие лишь герметичность спая; механические свойства спая, как правило, очень низки ($\sigma_в$ = 50—70 МПа) и спаянную деталь поэтому не следует подвергать механическим нагрузкам.

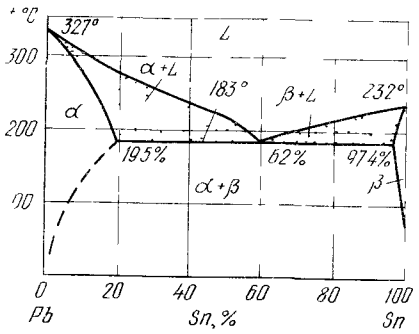


Рис 434. Диаграмма состояния Pb—Sn

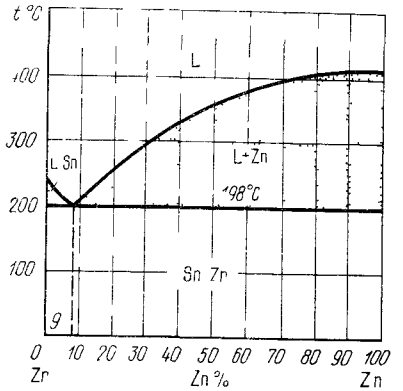


Рис. 435. Диаграмма состояния Sn—Zn

Твердые припои имеют высокую температуру плавления; пайка этими припоями затруднительна, но спай обладает высокими механическими свойствами. Например, спай сплавов на основе меди имеет свойства (пластичность) не хуже, чем основной металл.

В качестве мягких припоев применяют сплавы легкоплавких металлов: свинца, олова, висмута, кадмия, чаще всего сплавы свинца и олова. Наиболее легкоплавким сплавом в системе Pb—Sn является эвтектический, содержащий 62 % Sn и 38 % Pb (рис. 434) (приблизительно 2/3 Sn и 1/3 Pb). В производстве его часто называют *третником*. Температура плавления сплава 183 °С. Стандартное обозначение сплава ПОС-61 (припой оловянносвинцовый, 61% Sn). Припои ПОС-40 и ПОС-30 содерж т, следовательно, 40 и 30 % Sn и имеют, как это можно определить по диаграмме, приведенной на рис. 434 более высокую температуру плавления.

Плотность, г/см³	$t_{пл}$, °C	$\sigma_в$, МПа	δ, %	$\alpha \cdot 10^6$
3,1	750	80	14	24
2,8	750	90	29	24
2,85	650	140	23	25,5
2,85	632	160	1	25,7

Твердые припои имеют температуру плавления в интервале 800—900 °С и являются сплавами меди и цинка (латуни) и меди, цинка и серебра (так называемые серебряные припои). Последние применяют при пайке электроприборов, когда электропроводность спая не должна уменьшаться по сравнению с электропроводностью основного металла.

В табл. 133 и 134 приведены составы сплавов, применяемых для пайки (и лужения), согласно действующим стандартам.

Таблица 133. Олово для пайки и лужения

Марка олова	Sn (не менее)	$\Sigma_{прим}$ (не более)	Назначение
О1	99,90	0,10	Лужение консервной жести
О2	99,56	0,44	Лужение кухонной утвари

Таблица 134. Составы и некоторые свойства мягких припоев

Марка припоя	Содержание элементов, % *		Свойства				
	Sn	Sb	температурный интервал затвердевания, °С	жидкотекучесть, см	электропроводность, м/(Ом·мм²)	$\sigma_в$, МПа: металла	$\sigma_в$, МПа: шва
ПОС-90	89—90	<0,15	185—220	135	—	40	—
ПОС-81	56—61	<0,8	183—185	135	6,9	50	40—80
ПОС-50	45—50	<0,8	183—210	115	6,4	40	50—90
ПОС-40	39—40	1,5—2,0	183—235	91	5,7	40	40—110
ПОС-30	29—30	1,5—2,0	183—256	63	5,5	30	30—90
ПОС-18	17—18	2,0—2,5	183—277	60	4,5	30	40—80

* Остальное — свинец.

Кроме того, олово О1 и О2, а также более низких сортов (0,3—98,35 % Sn и 4—96,25 % Sn) применяют для пайки и для изготовления баббитов и припоев. Прочность олова при комнатной температуре составляет 25 МПа, а прочность паяного шва, вследствие образования твердых растворов с основным металлом и достигает 40—90 МПа и выше [1].

Кроме перечисленных в таблице, находят применение мягкие припои и других марок, например малооловянистые припои ПОС-10, ПОС-5 и некоторые другие, содержащие всего 5—10 % Sn и поэтому менее дефицитные, чем припои составов, приведенных в табл. 134. Однако по физическим и технологическим свойствам они уступают первым — у малооловянистых припоев выше температурный интервал затвердевания (265—299 °С у сплава ПОС-10 и 300—314 °С у сплава ПОС-5), меньше прочность и жидкотекучесть.

Кроме оловянносвинцовых припоев, применяют и оловянноцинковые, содержащие 90, 70, 60 и 40 % Sn, остальное цинк (марки припоев ПОЦ-90, ПОЦ-70, ПОЦ-60 и ПОЦ-40).

Наилучшим из этой серии сплавов является припой ПОЦ-90, по составу отвечающий эвтектике (рис. 435), т. е. имеющий самую низкую температуру начала кристаллизации (по диаграмме состояния 198 °С). Фактически же в связи с колебаниями в химическом составе несколько выше, но не выше 209 °С. Сплавы ПОЦ-70, ПОЦ-60 и ПОЦ-40 имеют температуры начала кристаллизации соответственно 325, 345 и 365 °С (температура конца кристаллизации всех сплавов 198 °С). Оловянноцинковые припои, по сравнению с оловянносвинцовыми, имеют более высокую прочность, меньшую пластичность. Имеются точные указания, в каких случаях [1] и какую марку припоя следует применять.

В табл. 135 приведены составы и свойства свинцовосеребряных припоев. При пайке медью припоем, содержащим олово, может образоваться соединение Cu_3Sn, что приводит к охрупчиванию шва; в первом случае это явление не должно наблюдаться.

Таблица 135. Составы и свойства свинцовосеребряных припоев

Марка припоя	Содержание элементов, %		Свойства		
	Ag	Sn	температурный интервал затвердевания, °С	микроэлектропроводность, м/(Ом·мм²)	$\sigma_в$, МПа
ПСр-1,5	1,3—1,7	0,75—1,25	309—309	—	—
ПСр-2,5	2,3—2,7	—	304—304	5,2	33
ПСр-3	2,7—3,3	—	300—305	5,0	31

Примечания: 1. Основа указанных припоев — свинец.
2. Для указанных припоев $\Sigma_{прим} \leqslant 0,5$.

В качестве примера твердых припоев в табл. 136 приведены некоторые составы серебряных припоев (ГОСТ 8190—56) и их свойства.

Таблица 136. Составы серебряных припоев и их свойства

Марка припоя	Содержание элементов, %			Свойства	
	Cu	Zn	$\Sigma_{прим}$ (не более)	температурный интервал затвердевания, °С	электросопротивление, Ом·мм²/м
ПСр-72	27,3—28,5	—	0,25	779—779	0,022
ПСр-50	49,3—50,5	—	0,25	779—850	0,025
ПСр-45	29,5—30,5	24—26,5	0,50	660—725	0,097
ПСр-25	39—41	33,5—37	0,50	745—775	0,069
ПСр-10	52—54	35,5—39	0,50	815—850	0,065

Примечание. Основа указанных припоев — серебро. Среднее его содержание показывает марочное обозначение.

Другими твердыми припоями, как уже говорилось, являются латуни, более дешевые, чем серебряные припои. Составы латуней были приведены раньше.

4. Легкоплавкие сплавы

К таким сплавам относят обычно сплавы с температурой плавления ниже 230 °С (т. е. ниже температуры плавления олова). Компонентами этих сплавов являются металлы, имеющие низкую тем-

[1] В зависимости от того, пайка какого металла осуществляется, и от формы шва — внахлестку, встык и т. д.

[1] Паяемый металл, способ пайки и т. д.

Таблица 137. Химический состав легкоплавких сплавов, %

Марка сплава	Sn	Pb	Cd	Bi	Zn, In	Марка сплава	Sn	Pb	Cd	Bi	Zn, In
Л199	91,1	—	—	—	8,9 Zn	Л96	18,75	31 25	—	50 0	—
Л183	61,9	38,1	—	—	—	Л68	12,5	25,0	12,5	50 0	—
Л141	50,0	30,0	—	20,0	—	Л58	12,0	18,0	—	60 0	21,0 In
Л145	49,8	32,0	18 2	—	—	Л47	8,3	22,6	5,3	44,7	19,1 In
Л130	52,0	30,0	13,0	5,0							

пературу плавления (свинец, олово, висмут, индий, ртуть) Легкоплавкие компоненты подбирают, как правило, в сочетаниях, обеспечивающих образование многофазной многокомпонентной эвтектики, состоящей из двух, трех и более фаз

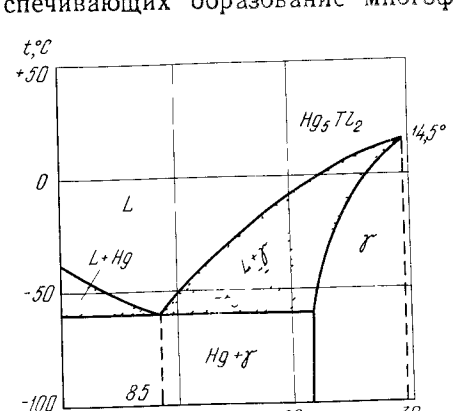


Рис. 436. Диаграмма состояния Hg—Al

Легкоплавкие сплавы применяют, например, для различных предохранительных пробок и вставок, в качестве особо легкоплавких припоев, а также в качестве материала для анатомических слепков и т. д.

Маркируются легкоплавкие металлы буквой Л и цифрой, показывающей температуру плавления сплава (она постоянна, поскольку легкоплавкие сплавы являются сплавами эвтектического типа).

Основные марки легкоплавких сплавов указаны в табл. 137. К ним следует отнести и оловянносвинцовые припои (ПОС-90 и ПОС-61) (см. табл. 134). Сплав системы Sn—Pb—Cd—Bi, образующий четвертую эвтектику, т. е. наиболее легкоплавкий сплав в этой системе, широко известен под названием *сплава Вуди* (по имени Р. Вуда, американского археолога и изобретателя XVII в) (Температура плавления сплава 68 °С).

В пятерной системе Sn—Pb—Cd—Bi—In эвтектический сплав Л47 имеет температуру плавления 47 °С.

Наконец, сплавы с добавкой ртути (называются *амальгамами*) имеют температуру плавления ниже 100 °С) (сплавы системы Sn—Pb—Bi—Hg). Чистая ртуть и сплавы системы Tl—Hg имеют температуру плавления ниже 0 °С Наиболее легкоплавкий металлический сплав из известных в природе (сплав с 8,5 % Tl, 91,5 % Hg плавится при —59 °С (рис. 436).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Шпагин А. И. Антифрикционные сплавы. М.: Металлургиздат, 1958. 320 с.

Смирягин А. П., Шпагин А. И. Оловянистые бронзы, баббиты, припои и их заменители. М.: Металлургиздат, 1959. 116 с.

Глава XXIX

НЕКОТОРЫЕ СПЛАВЫ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

1. Цинк и его сплавы

Цинк — металл с низкой температурой плавления (419 °С) и очень низкой температурой кипения (906 °С), высокой плотностью (7,1 г/см³). Прочность цинка низка ($\sigma_в$ = 150 МПа) при высокой пластичности (δ = 50 %). Кристаллическая решетка гексагональная. Аллотропических превращений не имеет.

Цинк применяют для горячего и гальванического оцинкования стальных листов, в полиграфической промышленности, для изготовления гальванических элементов и для других назначений. Его используют как добавку в сплавы, в первую очередь в сплавы меди (латуни и т. д.), и как основу для цинковых сплавов[1], а также как типографский металл.

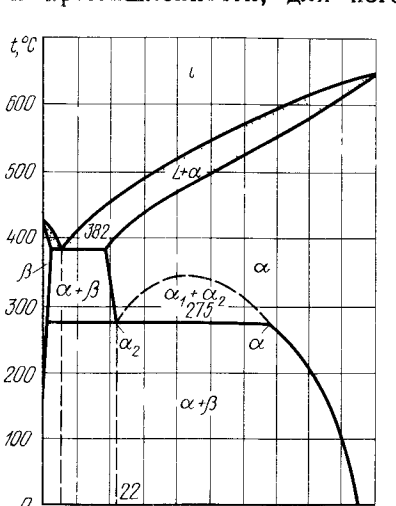


Рис. 437. Диаграмма состояния Zn—Al

В зависимости от чистоты цинк делится на марки ЦВ (99,99 % Zn); ЦО (99,96); Ц1 (99,94); Ц2 (99,9); Ц3 (98,7); Ц4 (97,5). Примеси в техническом цинке — свинец (основное загрязнение), железо, кадмий, некоторые другие.

Обычный легирующий компонент в цинковых сплавах — алюминий (до 5—10 %). В системе Al—Zn (рис. 437) возможно образование двух твердых растворов β-твердый раствор (почти чистый цинк) и α-твердый раствор на основе алюминия, но растворяющий до 83 % Zn (такой твердый раствор на основе алюминия может содержать 83 % Zn и только 17 % Al). В определенном интервале температур и концентраций твердый раствор распадается на два твердых раствора той же кристаллической структуры, богатой (α_2) и бедной (α_1) цинком.

В соответствии с диаграммой состояния Al—Zn (см. рис. 437) твердый α-раствор при 275 °С претерпевает монотэктоидный распад $\alpha_2 \rightarrow \alpha_1 + \beta$, причем растворимость цинка в алюминии резко снижается по мере снижения температуры менее 275 °С. Таким образом, структура сплавов цинка с 5—10 % Al представляет собой доэвтектоидный сплав β + эвтектоид (α + β). При быстром охлаждении реакции эвтектоидного распада может не произойти; α_2-фаза переохлаждается до низких температур. Структура неустойчивая, и происходящие структурные изменения (распад переохлажденной α_2-фазы) вызывают изменения в размерах изделий, что особенно нежелательно для высокоточных отливок (отливок под давлением). Добавка магния (около 0,1 %) уменьшает скорость распада переохлажденного α_2-твердого раствора и поэтому стабилизирует размеры.

Сплавы цинка с медью не склонны к старению, но по механическим свойствам они хуже сплавов с алюминием.

[1] С некоторыми мы уже познакомились раньше, например легкоплавкие припои на основе цинка, цинковые баббиты.

Наиболее прочными сплавами на основе цинка являются тройные сплавы Zn—Al—Cu Структура этих сплавов весьма разнообразна (зависит главным образом от соотношения и количества алюминия и меди) и состоит из первичных выделений β (чистый цинк), α (раствор на базе алюминия, богатый цинком) или (химические соединения $CuZn_3$), двойных эвтектик β + α, ε + α или β + ε и тройной эвтектики α + β + ε Например, литой сплав с 5 % Al и 10 % Cu имеет структуру первичные кристаллы ε, двойная эвтектика ε + β и тройная ε + β + α Состав некоторых промышленных цинковых сплавов приведен в табл. 138.

Таблица 138. **Состав и свойства промышленных цинковых сплавов**

Марка сплава	Содержание элементов, %			Свойства		
	Al	Cu	Mn	$\sigma_в$ МПа	δ, %	Твердость НВ
ЦА4 *	3,5—4,5	—	0,03—0,08	250—300	3—6	70—90
ЦАМ4-1 *	3,5—4,5	0,75—1,25	0,03—0,08	270—330	2—5	80—100
ЦАМ4-3 *	3,5—4,5	2,5—3,5	0,02—0,10	320—380	2—3	80—120
ЦМ1	—	0,8—1,2	—	200—300	30—40	45—75
ЦАМ0,2-4	3,5—4,5	0,20—0,15	—	300—360	20—30	75—90
ЦАМ4-1	3,7—4,3	0,6—1,0	0,02—0,15	370—440	8—12	90—105
ЦАМ10-1	9—11	0,6—1,0	0,02—0,05	400—460	8—12	90—110
ЦАМ15	14—16	—	0,02—0,04	250—400	10—40	40—110

Примечание Звездочкой отмечены марки сплавов, предназначенные для литья под давлением. Остальное — для изготовления листов и профилей методом прокатки и прессования.

2. Типографские сплавы

Сплавы для отливки шрифтов ручного и машинного набора должны иметь по возможности низкую температуру плавления, достаточно высокую твердость и давать возможно меньший угар олова. Оловянные сплавы в настоящее время не применяют. Чаще всего применяют сплавы на основе свинца. Менее дефицитны сплавы на основе цинка, но у них выше температура плавления и больше угар при переплавках.

Составы наиболее распространенных типографских металлов и наиболее важные их свойства (температура полного расплавления, твердость) приведены в табл. 139.

Таблица 139. **Состав, %, и некоторые свойства типографских сплавов**

Марка сплава	Sb	As	Sn	Al	Cu	Mg	Pb	Zn	$t_{пл}$, °C	Твердость в литом состоянии НВ
МШ1	13,5—15	3,5—4,5	—	—	—	—	Основа	—	325	25—30
МШ2	14—16	2,7—3,3	—	—	—	—	—	—	315	23—28
МШ3	14—16	1,5—2,5	—	—	—	—	Основа	—	320	23—30
МЛ1	9,5—10,5	1,0—1,5	—	—	—	—	»	—	250	—
ЛН1	11—12	—	4,2—4,8	—	—	—	»	—	245	22—23
ЦШ1	—	—	—	3,5—4,5	<0,06	0,02—0,06	—	Основа	390	—
№ 3	—	—	—	2,2—3,0	<0,10	1,2—1,8	—	»	400	—
№ 7	—	—	—	4,5—5,5	3,5—4,5	1,5—2,0	—	»	460	—

В полиграфической промышленности получил применение и цинк с небольшими добавками магния (0,05 %) и алюминия (0,1 %) и имеющий мелкозернистую структуру и повышенную по сравнению с другими сплавами твердость (55—70 НВ). Этот сплав называется *микроцинком*.

3. Благородные металлы

К этим металлам относятся золото, серебро, металлы платиновой группы, а также их сплавы. Свое название они получили из-за высокой коррозионной стойкости — практически они совершенно не склонны к коррозии в обычной атмосфере, воде и многих других средах. Все эти металлы (кроме золота и серебра) имеют высокую температуру плавления, высокую плотность, не имеют аллотропических превращений (кроме родия), очень пластичны (кроме родия и осмия). Все эти металлы отличаются высокой стоимостью.

Некоторые свойства этих металлов приведены в табл. 140.

Благородные металлы, в первую очередь золото и серебро, применяют в ювелирном и зубоврачебном деле Чистое золото из-за его мягкости не применяют Легирование золота серебром мало целесообразно, так как твердость повышается незначительно (твердость сплавов Au—Ag не выше 30 НВ) Легирование золота медью повышает твердость. При 20 % Cu твердость сплава становится выше (100 НВ). Коррозионная стойкость при легировании медью снижается. Практически применение имеют [1] тройные сплавы Au—Ag—Cu.

Наиболее распространенными являются сплавы 375, 583, 750 и 916-й проб — это значит, что в этих сплавах на 1000 г сплава приходится 375, 583, 750 и 916 г золота, а остальные — медь и серебро В металле каждой из указанных проб соотношение серебра и меди может быть различным.

Сплавы 916-й пробы наиболее мягкие, но и наиболее коррозионностойкие. С уменьшением индекса пробы коррозионная стойкость снижается. Наибольшей твердостью (и, следовательно, наибольшей износоустойчивостью) обладают сплавы 583-й пробы при соотношении Cu Ag около 1 1. Сплавы указанных проб имеют цвет золота.

Структуры сплавов представляют собой однородные твердые растворы (сплавы высоких проб) или механические смеси двух-трех твердых растворов

Отжиг этих сплавов (например, для рекристаллизации) может привести к охрупчиванию, вследствие процессов упорядочения (образование упорядоченных твердых растворов типа AuCu и $AuCu_3$).

Если для ювелирных целей применяют сплавы золота и серебра, а металлы платиновой группы применения не имеют, то для промышленных целей, наоборот, чаще применяют сплавы металлов платиновой группы, а золото и его сплавы в этом случае не имеют широкого применения.

Сплав 90 % Pt и 10 % Rh применяют как сплав для термопар

[1] В ювелирном и зубопротезном деле.

Таблица 140. Свойства благородных металлов

Металл	Кристаллическая решетка	Плотность, г/см³	$t_{пл}$ °С	Твердость НВ	Окисляется на воздухе при температуре, °С
Ru	Г12	12,5	2310	200	100
Rh	К12	12,4	1960	50	600
Pd	К12	12,2	1550	30	600—800
Ag	К12	10,0	960,5	20	Не окисляется
Os	Г12	22,5	3050	350	18—20
Ir	К12	22,6	2443	150	600—700
Pt	К12	21,6	1769	30	Не окисляется
Au	К12	19,6	1063	18	То же

(один электрод из этого сплава, другой — из чистой платины) из-за большой электродвижущей силы и высокой окалиностойкости. Такая термопара может работать до 1700 °С.

Для прецизионных измерительных и автоматических управляемых приборов применяют потенциометры с обмоткой из благородных сплавов (например, проволока из сплава Pt + 25 % Ir или сплава Pt + 30—40 % Ag и т. д.).

Для электрических контактов различных ответственных аппаратов применяют сплавы благородных металлов из-за их большой стойкости против испарения и окисления (сплавы Pt + Ir; Pt + + W; Pd + Ag и т. д.).

Высокой твердостью и износоустойчивостью в сочетании с очень высокой коррозионной стойкостью обладает сплав Os + Ir.

Из него делают опорные точки измерительных инструментов, иглы компасов, наконечники перьев автоматических ручек.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Бойцов А. В., Бойцова Г. Ф., Авдошина Н. А. Благородные металлы. М.: Металлургиздат, 1946. 380 с.

Семионов А. А., Коган В. А. Полиграфическое металловедение. М.: Книга, 1968. 294 с.

Металловедение платиновых металлов. М.: Металлургия, 1975. 422 с. Авт. *Е. М. Савицкий, В. П. Поляков, Н. Б. Горина, Н. Р. Рошан*

Малышев В. М., Румянцев Д. В. Серебро М.: Металлургия, 1976. 311 с.

Приложение. Таблица перевода чисел твердости

Виккерс HV	Бринелль $HB_{30/10}$	Роквелл HRB	$\sigma_в$, МПа	Виккерс HV	Бринелль $HB_{30/10}$	Роквелл HRC	$\sigma_в$, МПа	Виккерс HV	Роквелл HRC
100	100	52,4	340	240	240	20,3	810	490	47,5
105	105	57,5	360	245	245	21,2	830	500	48,2
110	110	60,9	370	250	250	22,1	850	520	49,6
115	115	64,1	390	255	255	23,0	870	540	50,8
120	120	67,0	410	260	260	23,9	880	560	52,0
125	125	69,8	420	265	265	24,8	900	580	53,1
130	130	72,4	440	270	270	25,6	920	600	54,2
135	135	74,7	460	275	275	26,4	930	620	55,4
140	140	76,6	480	280	280	27,2	950	640	56,5
145	145	78,3	490	285	285	28,0	970	660	57,5
150	150	79,9	510	290	290	28,8	990	680	58,4
155	155	81,4	530	295	295	29,5	1000	700	59,3
160	160	82,8	540	300	300	30,2	1020	720	60,2
165	165	84,2	560	310	310	31,6	1050	740	61,1
170	170	85,6	580	320	319	33,0	1080	760	62,0
175	175	87,0	590	330	328	34,2	1110	780	62,8
180	180	88,3	610	340	336	35,3	1140	800	63,6
185	185	89,5	630	350	344	36,3	1170	820	64,3
190	190	90,6	650	360	352	37,2	1200	840	65,1
195	195	91,7	660	370	360	38,1	1220	860	65,8
200	200	92,8	680	380	368	38,9	1250	880	66,4
205	205	93,8	700	390	376	39,7	1280	900	67,0
210	210	94,8	710	400	384	40,5	1310		
215	215	95,7	730	410	392	41,3	1330		
220	220	96,6	750	420	400	42,1	1360		
225	225	97,5	760	430	408	42,9	1390		
230	230	98,4	780	440	416	43,7	1410		
235	235	99,2	800	450	425	44,5	1440		
240	240	100,0	810	460	434	45,3	1470		
				470	443	46,1	1510		
				480	452	46,8	1540		

Примечание. Погрешность перевода чисел твердости по Виккерсу в единицы Бринелля — ±HB20, в единицы Роквелла — до ±HRC (=RB) и в значения $\sigma_в$ — до ±1 %

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абсорбция 284
Авиаль 488
Адгезия 375
Азотирование 295
Алитирование 301
Аллотропия 50
Алсифер 465
Алюмель 471
Алюминий 478
Альнико 459
Амальгама 532
Аморфизатор 126
Анализ:
  рентгеноструктурный 35
  спектральный 35
  фазовый химический 35
Анизотропия свойств 32, 167, 288
Аннигиляция 78
Аустенит 146, 150
Аусформинг 253

Баббит 524
Бейна схема 236
Бейнит 213, 221
Бериллий 473, 507
Бертоллид 96
Ближний порядок в расположении атомов 19
Бориды 316
Бравэ решетка 21
Браунит 296
Бронза:
  алюминиевая 519, 521
  бериллиевая 521
  кремнистая 521
  оловянистая 516
  свинцовистая 522
  фосфористая 519
Бюргерса контур 28

Вакансии 27
Ван-дер-Ваальса связь 21
Виккерса метод 72
Водородная болезнь меди 512
Возврат 78, 484
Временное сопротивление 57
Выносливость ограниченная 75
Вязкость 57
— ударная 252
Гадфильда сталь 431
Газ эндотермический 291
Гайперник 465
Гафний 473
Гетеродиффузия 286
Гиббса закон 100
Гиббса энергия 237
Гинье-Престона зона 485
Гистерезис температурный 238
Гомогенизация 277
Граница зерна 26
Графит:
  вермикулярный 181
  пластинчатый 181, 188
  хлопьевидный 181, 189
  шаровидный 181, 188
Графитизация 182, 430
Гука модуль 58

Дальний порядок в расположении атомов 19
Дальтонид 96
Двойникование 30, 235
Дендрит 46
Деструкция 77
Дефект:
  в кристаллах 27
  — линейный 27
  — объемный 31
  — поверхностный 30
  — точечный 27
  упаковки 235
Деформация:
  бейновская 236
  пластическая 55, 76
  упругая 55, 58
Диаграмма:
  анизотермического превращения аустенита 227
  рекристаллизации полная 87
  состояния (равновесия) 100, 107
  — железо — углерод 142, 148
  — псевдобинарная 139
  — I рода 108
  — II рода 112
  — III рода 113
  — IV рода 118
Дидим 15
Дислокации краевая и винтовая 28
Диссоциация 89, 284
Диффузия 284
Доводка термическая 374
Долговечность материала 64, 74
Дуралюмин 488, 493

Жаропрочность 374, 384
Жаростойкость 383
Железо 143
— техническое 462
Жесткость металла 56

Закалка:
  высокочастотная 280
  изотермическая 273
  истинная 201
  неполная 256
  объемная 201
  пламенная 279
  поверхностная 201, 279
  прерывистая 271
  стали 206
  струйчатая 271
  ступенчатая 272
  с самоотпуском 271
  торцевая 284
Запас вязкости 67
Зародыш кристаллизации 41
— — критического размера 45
— устойчивый 45
Зерно:
  действительное 212
  наследственное 212, 214
  начальное 211
Зона проводимости 11
— равноосных кристаллов 48
— столбчатых кристаллов 47

Износ 75
Изоморфность 94
Изотропия свойств 20
Инвар 455
Индекс узла решетки 23
Индукция остаточная 457
Инконель 403
Инкубационный период 218, 483
Ионная связь 21, 55, 91
Исследование:
  дилатометрическое 246
  рентгеноструктурное 247

Кавитация 433
Кальмаллой 466
Карбюризатор 289
Квазиизотропия 32
Квазиэвтектоид 223
Кипение:
  пленочное 261
  пузырчатое 261
Кипящий слой 260
Кластер 239
Коалесценция 165
Ковалентная связь 21, 55
Коварь 456
Кольчугалюминий 493
Компонент 101
Константан 470
Концентратор 71
Концентрационный треугольник 130
Концентрация напряжений 65
— фаз 111
Коррозия:
  межкристаллитная 417
  под напряжением 419
Коттрелла атмосфера 101
Коэрцитивная сила 457
Коэффициент:
  диффузии 287
  интенсивности напряжений 69
  линейного расширения 454
Красноломкость 165, 511
Красностойкость 356, 361
Кристалл:
  вторичный 115
  первичный 115
  частично двойникованный 233
Кристаллизация:
  вторичная 115
  жидкого раствора 124
  непрерывная 124
  неравновесная 127
  первичная 115
  равновесная 40, 112
  твердого раствора 127
Критический диаметр 263
— — идеальный 264
Курдюмова—Хандроса эффект 243
Курнакова точка 305
Курнакова закон 140
Кюри точка 52

Лавеса фазы 99
Латунь 512
— автоматная 515
— морская 515
Легирующий элемент 303
Ледебурит 150
Ликвация:
  дендритная 125, 353
  зональная 172
Линии ликвидус и солидус 107

Магналий 502
Макрорешетка 273
Макроструктура 33
Манганин 470
Мартенсит:
  атермический 239
  двойниковый 235
  изотермический 240
  пластинчатый 232
  реечный 232
Марформинг 255
Медь 509
Мессбауэра эффект 37
Металлизация диффузионная 301
Металлы:
  аморфные 41
  благородные 15, 535
  легкоплавкие 15
  редкоземельные 14
  тугоплавкие 14
  урановые 14
  цветные 14
  черные 15
  щелочноземельные 16
Метод:
  автономной микроскопии 37
  аналитической химии 35
  микрозонда 35

микроскопии автоионной 37
— дифракционной 34
— световой 32
— электронной 33
нейтронографии 36
рентгенографический 269
реплик 33
спектрального анализа 35
фрактографии 34
ядерного гамма резонанса 37
Мидриб 233
Микролегирование 304
Микроструктура 33
Микротвердость 72
Микротрещина 535
Микроцинк 535
Миллера индекс 21
Мишметалл 15
Модуль упругости 56, 59
Монокристалл 26

Нагартовка 76
Нагрев под закалку 258
Надежность материала 72
Наклеп 76
Напряжения внутренние 268
— — остаточные 269
— — структурные 269
Нафталиновый излом 369
Нейзильбер 521
Нейтронография 36
Никелин 470
Нимоник 403
Нирезист 468
Нитралюй 298
Нитроцементация 299
Нихром 403, 470
Нормализация 275, 278

Обезуглероживание стали 259
Обработка:
высокотемпературная 253
давлением 79
деформационно-термическая 203
механико-термическая 203, 255
низкотемпературная 253
термическая 128, 199
термомеханическая 203, 206, 253
химико-термическая 203; 206, 284
холодом 273
Отбеливание чугуна 193
Отжиг:
графитизирующий 196
диффузионный 277
изотермический 278
металла 200
неполный 276
рекристаллизационный 79
II рода 201
стали 206, 275
Отпуск:
высокий 277
изосклерный 252
многократный 367
стали 206

Патентирование 178
Перекристаллизация фазовая 201
Перенагревание 40
Переохлаждение 40
Период инкубационный 218
— решетки 26
Перлит 150, 220
Пермаллой 464
Пермендюр 466
Перминвар 466
Петля гистерезисная 457
Пластичность 57
Платинит 456
Площадка текучести 57
Плутоний 477
Ползучесть 387
Полигонизация 78
Поликристалл 26
Полиморфизм 23, 50, 52
Полоса прокаливаемости 267
Полуметалл 11
Порог рекристаллизации 80
— хладноломкости 67
Правило отрезков 110, 132
— фаз 100, 103
Превращение:
аллотропическое 51
аустенитное 219, 227
бейнитное 244
магнитное 53
мартенситное 229
— атермическое 238
— взрывное 239
— изотермическое 240
при отпуске 246
Предел:
выносливости 75
прочности 57
текучести 56
Предпревращение 64
Пресс-эффект 496
Примеси:
внедрения 169
скрытые 303
случайные 303
Припой 529
Прокаливаемость 262
Проницаемость магнитная 457
Прочность металлов:
длительная 382, 387
конструктивная 62, 71
реальная 62
теоретическая 62
Псевдосплав 88

Работа зарождения (распространения) трещины 58, 73
Радиус атомный 25
Разрушение 64
— хрупкое и вязкое 58, 66
Раствор:
вычитания 96
твердый 91
— замещения и внедрения 92
— упорядоченный 97
Растворитель 92
Растрескивание коррозионное 419
Рекристаллизация 78
— динамическая 64, 79, 388
Релаксация 269
Релит 434
Рениевый эффект 532
Решетка кристаллическая 19, 21
Роквелла метод 72
Рост зерна:
зародышевый 82
миграционный 83

Самодиффузия 285
Самоотпуск 247
Сверхпластичность 63
Сверхпроводимость 11
Свойства ферромагнитные 52
Связь:
ионная 21, 55, 91
ковалентная 21, 55
когерентная 127
металлическая 10, 21
Серебрянка 349
Сигматизация 400
Силицирование 301
Силумин 496
Сильхром 399
Силы притяжения 21
Сингулярность свойств 90
Синеломкость 387
Скорость критическая закалки 226
— — охлаждения 461
Смесь механическая 89
Соединение химическое 89
— электронное 97
Сопротивление разрушению вязкому 68
— — хрупкому 67
Сорбит 220
Сормайт 434
Сплав:
алюминиевый 490
аустенитный 304
бериллиевый 508
Вуда 532
высокого электросопротивления 382, 468
жаропрочный 382, 390
жаростойкий 383
износостойкий 429
кислотостойкий 423
коррозионностойкий 408
магниевый 505
магнитный 457
металлический 11
подшипниковый 524
реостатный 468
типографский 534
ферритный 304
Срыв когерентности 128, 243
Стабилизация 503
Сталинит 434
Сталь:
автоматная 180
арматурная 347
быстрорежущая 360
высокопрочная 337
Гатфильда 431
графитизируемая 430
динамная 464
жаропрочная 400, 402
жаростойкая 382
износостойкая 129
инструментальная 353
кипящая 49, 172
кислотостойкая 423
конструкционная 322
коррозионностойкая 408
криогенная 425
легированная 304, 318
магнитная 457
нагартованная 177
немагнитная 467
пружинная 349
спокойная 49, 172
строительная 343
трансформаторная 464
трип 340
углеродистая 161
улучшаемая 334
цементуемая 331
шарикоподшипниковая 351
штамповая 370
электротехническая 463
Старение:
деформационное 169
естественное 482
зонное 486
искусственное 482
фазовое 486
Стекло металлическое 20, 41
Степень:
деформации критическая 86
диссоциации 284
переохлаждения 40, 43
Стойкость кавитационная 433
Строение слитка 47
Стэдит 164, 193
Структура:
анормальная 291
видманштеттовая 276

модулированная (квазипериодическая) 521
разнозернистая 85
Субзерно 31
Сужение относительное 57
Сульфидный эффект 168
Супердуралюмин 495
Суперинвар 456
Суперферрит 412
Сфероидизация 277

Таммана кривые 44
Твердость 41, 249
Текстура зерна 26, 76
Тело аморфное 20
— твердое 19
Температура.
гомологическая 39
закалки 256
кристаллизации 40
полухрупкости 67
Тенифер-процесс 300
Теория барьеров 215
— дислокаций 60
Теплообмен конвективный 262
Термаллой 466
Термодинамический потенциал 39
Титан 434
Титанид 436, 439
Томпак 515
Торий 477
Точка сингулярная 140
Точки ликвидус и солидус 106
Транскристаллизация 48
Треугольник концентрационный 130
Трещина 65, 342

Углерод отжига 189
Углеродный потенциал 291
Удлинение относительное 57
Улучшение 252
Уран 476

Фаза 101
— внедрения 99, 313
— карбидная 312
Ферми-поверхность 10
Ферми-энергия 10
Феррит 146, 148
Ферромагнетик 14
Ферроцерий 15
Флокены 354
Флуктуации 92
Фрактография 34
Френкеля дефект 27

Хастеллой 424
Хромель 471
Хромирование 301
Хрупкость тепловая 399

Цементация:
газовая 289
жидкостная 300
твердая 289
Цементит 147, 155
Центр кристаллизации 41
Цианирование 299
Циркаллой 473
Цирконий 473

Чернова кристалл 46
Чернова—Людерса линии 77
Чернова точка 244
Чугун:
антифрикционный 523
белый 181, 187
высокопрочный 181, 196
ковкий 181, 189, 197
легированный 194
светлосердечный 197
серый 181, 187, 195

Шарпи принцип 524
Шлак синтетический 167
Шоттки дефект 27

Эвтектика 108, 134
— двойная 135
— тройная 135
— фосфидная 164
Эвтектоид 123
Электроны проводимости 9
Элинвар 456
Энергия активации 287
— свободная 39
Эффект запоминания формы 243
— стабилизации аустенита 239

Юнга модуль 58

Александр Павлович ГУЛЯЕВ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

Редактор издательства Г. А. Лебедева
Художественный редактор Ю. И. Смурыгин
Технический редактор М. И. Воскобойникова
Корректоры В. М. Филатова, Е. В. Якиманская

ИБ № 2617

Сдано в набор 21.03.85. Подписано в печать 12.08.85. Т-16119. Формат бумаги 60×90¹/₁₆.
Бумага кн.-журн. офсетная. Гарнитура литературная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 34,0. Усл. кр.-отт. 34,0. Уч.-изд. л. 43,19. Тираж 36 000 экз.
Заказ № 109. Цена 1 р. 80 к. Изд. № 1086

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Металлургия»,
119857, ГСП, Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., д. 14

Ленинградская типография № 6 ордена Трудового Красного Знамени
Ленинградского объединения «Техническая книга» им. Евгении Соколовой
Союзполиграфпрома при Государственном комитете СССР по делам издательств,
полиграфии и книжной торговли
193144, г. Ленинград, ул. Моисеенко, 10