

В. Г. Шепелевич

ПРАКТИКУМ ПО ФИЗИКЕ МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЮ

*Рекомендовано
Учебно-методическим объединением
по естественно-научному образованию
в качестве пособия для студентов
учреждений высшего образования, обучающихся
по специальности «Ядерная физика и технологии»*

УДК 669.017:53(075.8)(076.5)

ББК 34.2я73-5

Ш48

Рецензенты:

кафедра «Машины и технологии обработки
металлов давлением имени С. И. Губкина» Белорусского
национального технического университета (заведующий кафедрой
доктор технических наук, профессор *В. А. Томило*);
доктор физико-математических наук, профессор *В. А. Кукареко*

Шепелевич, В. Г.

Ш48 Практикум по физике металлов и металловедению : пособие /
В. Г. Шепелевич. — Минск : БГУ, 2022. — 255 с.
ISBN 978-985-881-347-5.

Книга состоит из двух частей, в которых представлены 22 лабораторные работы, задачи, а также контроль знаний. Рассмотрены методы формирования и исследования структуры металлов, ее влияние на их механические и физические свойства, даны примеры решения задач.

Для студентов учреждений высшего образования, обучающихся по специальности «Ядерная физика и технологии».

УДК 669.017:53(075.8)(076.5)

ББК 34.2я73-5

ISBN 978-985-881-347-5

© Шепелевич В. Г., 2022

© БГУ, 2022

ПРЕДИСЛОВИЕ

Применение металлов в различных областях деятельности человека обуславливается их свойствами, техническими и эксплуатационными параметрами изделий, изготавливаемых из них. Свойства металлов зависят от их химического состава и структуры. В связи с этим важно иметь навыки и умения определять свойства металлов и параметры структуры, устанавливать их зависимость от химического состава, условий получения и различных видов обработки.

Книга состоит из двух частей. Первая из них включает 22 лабораторные работы, сгруппированные в четыре тематических блока, вторая — задачи, тесты, а также контроль знаний.

В первом блоке даны лабораторные работы на изучение и применение методов определения основных параметров микроструктуры металлов: объемной доли фаз в сплаве, удельной поверхности межфазной границы, плотности линейных элементов. При выполнении данных работ используются специальные планшеты (тренажеры) с изображением структуры металла, позволяющие рационально проводить занятия при отсутствии дорогостоящего оборудования и без затрат времени на изготовление образцов.

Второй блок вмещает лабораторные работы, в которых изучаются фазы и фазовые превращения в металлах, что предполагает построение диаграммы состояния сплавов бинарной системы, приобретение навыков работы с разными типами диаграмм состояния, исследование структуры углеродистых сталей, определение концентрации углерода в сталях микроскопическим методом. В процессе выполнения данных лабораторных работ студенты знакомятся с термическим и дифференциальным термическим методами исследования фазовых превращений в металлах, выращивают монокристаллы методом Бриджмена, определяют их кристаллографическую ориентировку, осваивают методы работы с оптическим металлографическим микроскопом и прибором для измерения твердости по Виккерсу, изучают процессы старения и коаалесценции дисперсных частиц в сплавах.

Пластическая деформация и упрочнение металлов, их деформированное состояние исследуются при выполнении лабораторных работ, приведенных в третьем тематическом блоке. В результате обучающиеся знакомятся с различными механизмами пластической деформации

и упрочнения металлов, а также с процессами, протекающими при отжиге деформированного металла, учатся работать с испытательной разрывной машиной.

Основные механические и физические свойства металлов и методы их измерения изучаются в лабораторных работах четвертого тематического блока пособия. Информация в ней позволит студентам приобрести опыт измерения упругих свойств, удельного электросопротивления, дифференциальной термоЭДС, намагниченности, коэрцитивной силы, магнетосопротивления, коэффициента Холла и линейного коэффициента теплового расширения различных сплавов.

В пособии представлены не только уже известные лабораторные работы, но и новые, которые в изданной учебной литературе не рассматривались. К их числу относятся работы «Выращивание монокристаллов», «Коалесценция дисперсных частиц в сплаве», «Двойникование в кристаллах», «Ползучесть металлов», «Электросопротивление сплавов», «Термоэлектрические явления», «Тепловое расширение твердых тел». Внедрение новых лабораторных работ в учебный процесс, несомненно, способствует более глубокому пониманию и усвоению теоретического материала, излагаемого в рамках лекционных курсов. Данные работы также могут быть использованы в учебном практикуме по общей физике и специальных практикумах при подготовке специалистов в области материаловедения в технических и технологических вузах.

При выполнении лабораторных работ используется как стандартное оборудование и техническое описание к нему (металлографические микроскопы МИМ-7, ММУ-3, приборы для измерения твердости металлов по методам Роквелла (модель ТК-14-250) и Виккерса (модель ТПП-2), разрывная машина Р-0,5, прибор УЗИС-ЛЭТИ и др.), так и устройства, разработанные в Белорусском государственном университете.

Решение задач и выполнение тестов, приведенных во второй части пособия, помогут студентам успешно усвоить содержание учебных курсов «Металловедение», «Физика твердого тела», «Физика металлов», «Кристаллография», «Дефекты в кристаллах» и в дальнейшем творчески применять полученные знания на практике.

Во второй части книги даны уже известные задачи, а также составленные автором. Их можно условно разделить на четыре группы: 1) структура идеальных и реальных кристаллов, а также методы ее исследования; 2) термодинамика металлов и сплавов (диаграммы состояния, правило фаз Гиббса, правило отрезков); 3) движение атомов и электронов в кристалле; 4) механические, термические, электрические, термо-

электрические, гальваномагнитные свойства. Задачи различаются по характеру требований (на нахождение искомого, доказательство), содержанию (простые, комбинированные, абстрактные, с конкретным содержанием, практические), способу решения (качественные, графические, количественные), назначению (тренировочные, познавательные, творческие).

Автор выражает благодарность преподавателям и специалистам кафедры физики твердого тела, которые поддерживали разработку новых лабораторных работ, сделали ценные замечания и уточнения к описанию работы приборов и выбору материалов, а также профессору М. И. Данилькевичу, доценту В. М. Драко, Е. А. Крутилиной за помощь в подготовке книги к изданию.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

***Лабораторная работа 1* Определение объемной доли фазы в сплаве планиметрическим методом**

Цель: освоить планиметрический метод определения объемной доли фазы в сплаве.

Оборудование: тренажер, микрокалькулятор.

Структура сплавов и ее следы на шлифе

Свойства металлов определяются их химическим составом и структурой. Под термином «структура» понимаются форма, размеры и локализация фаз, распределение легирующих элементов, форма и размеры зерен и субзерен, дефекты кристаллической решетки, их комплексы и др. Структура металла во многом зависит от технологии его получения и дальнейшей обработки посредством термических, механических, химических, физических, а также комбинированных воздействий. Это позволяет изменять свойства материалов в широких пределах. В связи с этим необходима объективная количественная оценка структуры геометрическими параметрами.

При экспериментальном исследовании структуры изготавливают шлифы, которые изучаются с помощью микроскопов. Двумерная структура шлифов, наблюдаемая в микроскопе, образуется при пересечении пространственной структуры их плоскостью. Элементы пространственной структуры могут быть трехмерными (зерна, субзерна, выделения фазы, поры), двумерными (границы зерен и субзерен, межфазные поверхности), одномерными (ребра частиц и зерен, дислокации) и точечными (вершины частиц и зерен). На секущей плоскости (двумерная структура) следами данных структур будут сечения, линии и точки соответственно (рис. 1).

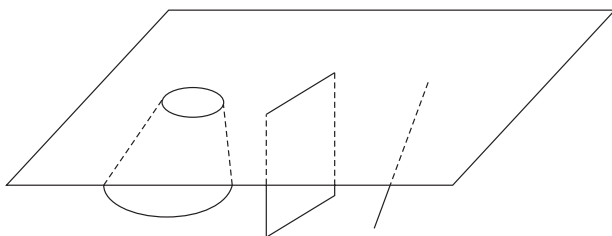


Рис. 1. Следы пространственных структур на секущей плоскости (шлифе)

Параметры двумерной структуры, определяемые на плоскости шлифа, и параметры пространственной структуры взаимосвязаны. Установление этих связей — одна из задач металлографии, так как геометрические параметры двумерной структуры могут быть определены с необходимой точностью.

Планиметрический метод определения объемной доли второй фазы

Пусть имеется металл, пространственная структура которого состоит из выделений α -фазы в матричной β -фазе, в виде куба единичного объема (рис. 2). Необходимо определить долю α -фазы в сплаве $V_\alpha = \sum_i V_{\alpha i}$ (суммирование ведется по всем частицам α -фазы в единице объема).

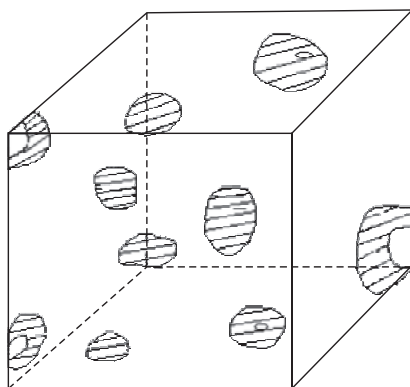


Рис. 2. Структура металла, состоящая из выделений α -фазы в матричной β -фазе

Если параллельно грани куба провести большое число z равностоящих плоскостей, то получится набор из плоскопараллельных пластин толщиной $\delta = 1/z$ и единичной площади. Если площади, занимаемые сечениями частиц α -фазы на сечении плоскопараллельных пластин, равны $F_{\alpha 1}, F_{\alpha 2}, \dots$, а z достаточно велико, то объемы частиц α -фазы в данных пластинах равны $\delta F_{\alpha 1}, \delta F_{\alpha 2}, \dots, \delta F_{\alpha z}$ соответственно. Суммарный объем α -фазы в единичном кубе, совпадающий с долей объема α -фазы в сплаве

$$V_{\alpha} = \delta \sum_{i=1}^z F_{\alpha i} = \sum_{i=1}^z F_{\alpha i} / z = \bar{F}_{\alpha}, \quad (1)$$

где $\bar{F}_{\alpha}$ — средняя величина площади сечений выделений α -фазы на единице площади плоскости сечения. Таким образом, доля объема фазы в объеме сплава равна доле площади сечений частиц этой фазы на шлифе.

Соотношение (1) лежит в основе планиметрического метода определения объемной доли второй фазы в сплаве. Измерение площадей сечений исследуемой фазы проводится на определенном участке шлифа, который, как правило, ограничен квадратом или прямоугольником. При этом некоторые сечения частиц фаз полностью находятся в квадрате (прямоугольнике), а некоторые будут пересекаться ограничивающим контуром. Если измеряемые сечения частиц фазы имеют форму круга, то суммируются площади только тех сечений, центры которых находятся внутри периметра ограничивающего контура. При других формах сечений принимается, что ограничивающий контур, проходящий через сечение, делит его пополам. Если сечение попадает в прямой угол ограничивающего контура, то при подсчете площади сечения учитывается только его четвертая часть.

Для определения объемной доли фазы в сплаве суммарную площадь сечений, находящихся внутри ограниченного контура, делят на всю площадь, ограниченную контуром. Для получения надежных результатов рассмотренную процедуру повторяют в различных участках шлифа.

Точность определения доли объема фазы зависит от количества измеренных сечений частиц. Абсолютная ошибка ε , определенная при небольшом содержании фазы и выраженная в долях объема сплава, может быть оценена по формуле

$$\varepsilon \leq \frac{tV_{\alpha}}{\sqrt{z}} \sqrt{\left[\frac{\sigma(F)}{\bar{F}} \right]^2 + 1}, \quad (2)$$

где t — нормированное отклонение; V_{α} — доля объема фазы; $\bar{F}$ — средняя площадь сечений частиц; $\sigma(F)$ — среднее квадратичное отклонение; z — число измеренных сечений.

Описание тренажера для проведения количественного анализа планиметрическим методом

Тренажер для проведения количественного анализа планиметрическим методом состоит из трех пластин (рис. 3). На пластине 1 моделируется микроструктура сплава, наблюдаемая с помощью микроскопа на шлифе. Для удобства сечения частиц изучаемой фазы имеют форму кругов. Пластина 2 прозрачная, и на нее нанесен ограничивающий контур в виде квадрата. Она служит для определения объемной доли фазы планиметрическим методом. Для установления площадей сечений используются накладные шаблоны. Пластина 3 представляет собой накладной шаблон, на котором нанесены круги определенной площади. При выявлении объемной доли фазы на пластину 1 накладывается соответствующая прозрачная пластина. После этого проводится обсчет структуры.

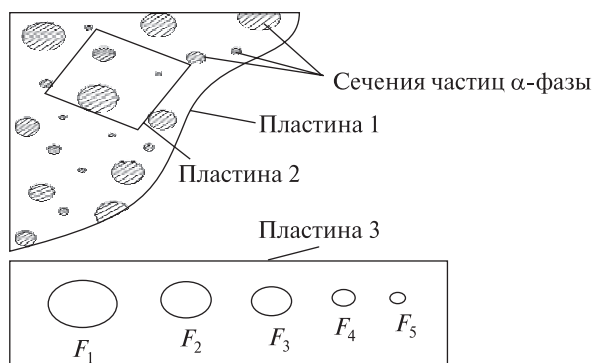


Рис. 3. Определение объемной доли второй фазы

Ход работы

1. На модели двумерной структуры определите объемную долю фазы планиметрическим методом. Объем выборки $x = 20$. Результаты измерения запишите в таблицу.

Номер измерения (i)	Количество кругов площадью F_i , мм ²					Доля площади сечений частиц второй фазы (F_i)
	F_1	F_2	F_3	F_4	F_5	
1						
2						
<...>						
20						

2. Рассчитайте среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и вероятную ошибку ε (нормированное отклонение $t = 0,67$, доверительная вероятность $P = 0,50$) определения величины объемной доли фазы сплава. При расчете используйте соотношения, приведенные в приложении, и формулу (2).

Контрольные вопросы

1. Какие существуют следы элементов пространственной структуры на секущей плоскости?
2. Как определяется объемная доля фазы сплава при использовании планиметрического метода?
3. Что из себя представляет статистическая характеристика структуры металла?
4. Как рассчитывается абсолютная погрешность определения доли объема частиц второй фазы?

Лабораторная работа 2

Определение параметров сплава методом случайных секущих

Цель: освоить метод случайных секущих для определения объемной доли фазы сплава и величины удельной поверхности межфазной границы.

Оборудование: тренажер, микрокалькулятор.

Метод случайных секущих

Метод случайных секущих благодаря своей простоте широко используется при количественном анализе структуры металлов. Случайные секущие, пересекаясь с частицами и поверхностями, образуют следы в виде отрезков и точек соответственно (рис. 4).

Измерение длин отрезков и подсчет точек осуществляются значительно проще измерений площадей и могут быть механизированы и автоматизированы. Изучая следы случайных секущих, расположенных на шлифе,

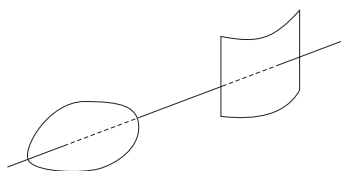


Рис. 4. Следы случайных секущих прямых

можно количественно рассчитать многие параметры структуры: объемную долю второй фазы, распределение частиц по размеру, величину удельной поверхности межфазной границы и т. д. Ниже рассмотрены примеры применения случайных секущих при проведении количественного анализа структуры двухфазного сплава.

Определение объемной доли второй фазы. Пусть единичный куб сплава разбит на одинаковые прямоугольные параллелепипеды с длиной ребер 1, δ и δ (рис. 5), и их число составляет $H = 1/\delta^2$. Внутри каждого прямоугольного параллелепипеда проводится секущая единичной длины. Если $h_{\alpha i}$ – сумма длин отрезков i -й секущей, проходящей через α -фазу, то ее объем $V_{\alpha i}$, заключенный в соответствующем параллелепипеде, в силу малости δ равен $\delta^2 h_{\alpha i}$. Именно поэтому объемная доля α -фазы V_α равна соответственно

$$V_\alpha = \sum_i \left(\delta^2 h_{\alpha i} \right) = \frac{\sum_i (h_{\alpha i})}{H} = h_\alpha, \quad (3)$$

где $\sum_i$ – суммирование по всем H секущим; h_α – средняя суммарная длина отрезков, проходящих по α -фазе, на единице длины секущих.

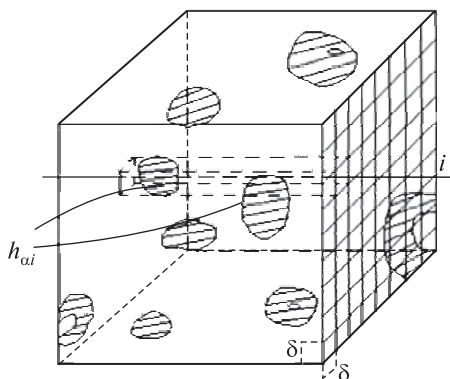


Рис. 5. Определение объемной доли второй фазы методом секущих

Соотношение (3) показывает, что объемная доля второй фазы в сплаве равна доле длины секущей, проходящей через эту составляющую в объеме или на шлифе.

Абсолютная ошибка ε определения объемной доли второй фазы α рассчитывается по формуле

$$\varepsilon = t \sqrt{\frac{V_\alpha (1 - V_\alpha)}{x}}, \quad (4)$$

где t – нормированное отклонение; x – число измеренных хорд.

Удельная поверхность. Пространственные поверхности (межфазные и межзеренные границы и др.) могут иметь различную форму, их следа-

ми на плоскости шлифа или случайных секущих являются линии или точки соответственно. Между удельной поверхностью межфазных границ (суммарная площадь поверхностей межфазных границ в единице объема) S и числом точек следов на единице длины секущей m существует математическое соотношение

$$S = 2m. \quad (5)$$

Формула (5) справедлива для секущих любой формы.

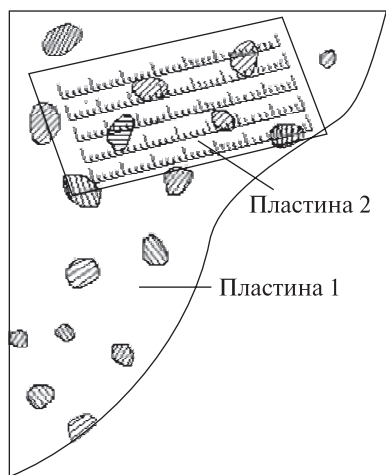
Абсолютная ошибка ε определения удельной поверхности S рассчитывается по формуле

$$\varepsilon = \frac{kt}{\sqrt{x}} S, \quad (6)$$

где k — коэффициент, зависящий от структуры, формы секущей линии, равномерности распределения секущих линий по площади шлифа; t — нормированное отклонение; x — общее число точек пересечений. При анализе структуры по всей площади шлифа можно считать $k = 1$.

Описание тренажера для проведения количественного анализа структуры методом случайных секущих

Тренажер для проведения количественного анализа структуры методом случайных секущих состоит из двух пластин (рис. 6). На пласти-



не 1 моделируется структура шлифа сплава, содержащего шаровидные частицы, при стократном увеличении (т. е. 10 см на тренажере соответствует 1 мм на шлифе).

На прозрачной пластине 2 нарисованы пять секущих линий с делениями. С учетом используемого увеличения длина секущей и цена деления на ней равны $h = 1$ мм и $h_1 = 0,01$ мм соответственно.

При количественном анализе структуры пластина с секущими линиями накладывается на различные участки пластины 1 многократно и равномерно, проводится обсчет структуры. К примеру, $h_{ai} = 0,08$ мм, а $m_i = 4$ мм⁻¹. Тогда $V_{ai} = h_{ai}/h = 0,08$, $S_i = 2m_i = 8$ мм⁻¹.

Рис. 6. Определение параметров двухфазного сплава методом секущих

Для получения надежных результатов измерения проводятся в различных участках пластины 1.

Ход работы

1. На модели шлифа микроструктуры сплава с помощью метода случайных секущих определите: 1) объемную долю второй фазы; 2) величину удельной поверхности межфазной границы. Объем выборки $x = 50$. При расчете используйте соотношения (3) и (5). Результаты измерения запишите в таблицу.

Параметр	Номер измерения							
	1	2	3	4	<...>	48	49	50
Длина отрезков								
Число точек								

2. Рассчитайте среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и абсолютную ошибку ε (нормированное отклонение $t = 1,65$, доверительная вероятность $P = 0,9$) определения величины объемной доли фазы и удельной поверхности межфазной границы. При расчете используйте соотношения, приведенные в приложении, и формулы (4)–(6).

Контрольные вопросы

1. Какие существуют следы случайных секущих линий?
2. Каким соотношением выявляется объемная доля второй фазы при использовании метода случайных секущих?
3. Как определяется удельная поверхность межфазных границ?
4. От чего зависит абсолютная ошибка определения V_α и S ?

Лабораторная работа 3

Точечный метод определения объемной доли структурных составляющих сплава

Цель: освоить точечный метод определения объемной доли фазы в сплаве.

Оборудование: тренажер, микрокалькулятор.

Точечный метод

Многокомпонентные сплавы могут состоять из нескольких фаз или структур. Для определения их доли широко применяется точечный метод. Его основой является то, что вероятность нахождения случайной

точки в объеме той или другой фазы (структуры) совпадает с объемной долей соответствующей фазы (структуры). Именно поэтому изображение сечения шлифа покрывается множеством случайных точек (рис. 7), а затем подсчитывается количество точек, попавших на сечения частиц определяемой фазы (структуры).

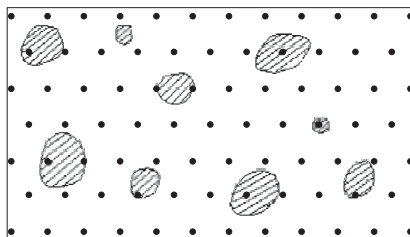


Рис. 7. Определение объемной доли фазы точечным методом

К примеру, если из z используемых точек на сечение α -фазы попало z_α точек, то ее объемная доля

$$V_\alpha = \frac{z_\alpha}{z}. \quad (7)$$

При точечном методе вместо случайно расположенных точек можно использовать и упорядоченно расположенные точки. Примером тому является набор из узлов правильной квадратной сетки (рис. 8), однако наборы узлов точек на исследуемом сечении должны располагаться случайно.

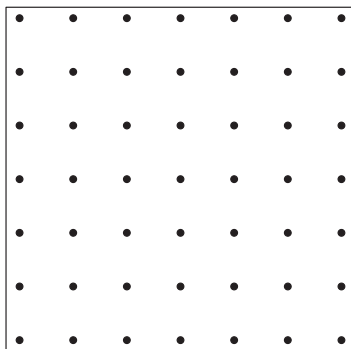


Рис. 8. Набор узлов правильной квадратной сетки

Точность полученного результата при применении точечного метода обусловлена общим числом используемых точек и объемной долей исследуемой фазы в сплаве. Абсолютная погрешность ε определения объемной доли, например α -фазы — V_α , рассчитывается по формуле

$$\varepsilon = t \sqrt{\frac{V_\alpha (1 - V_\alpha)}{z}}, \quad (8)$$

где t — нормированное отклонение.

Описание тренажера для количественного определения объемной доли фаз точечным методом

Тренажер для количественного определения объемной доли фаз точечным методом состоит из двух пластин (рис. 9). На пластине 1 изображена моделируемая структура трехфазного сплава. На прозрачной пластине 2 нанесено $z = 100$ точек.

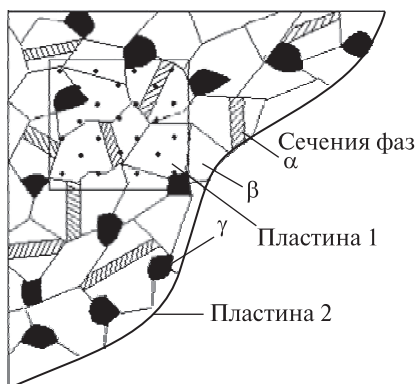


Рис. 9. Определение объемной доли α -, β - и γ -фаз

При определении объемных долей фаз пластина 2 накладывается на пластину 1 и определяется числом точек $z_{\alpha i}$, $z_{\beta i}$, $z_{\gamma i}$, попавших на сечения α -, β - и γ -фаз. Объемная доля данных фаз выявляется отношениями

$$V_{\alpha i} = \frac{z_{\alpha i}}{z_0}, \quad V_{\beta i} = \frac{z_{\beta i}}{z_0}, \quad V_{\gamma i} = \frac{z_{\gamma i}}{z_0}. \quad (9)$$

Для получения надежных результатов измерения проводятся в различных участках пластины 1. Затем результаты подвергаются статистической обработке.

Ход работы

1. На модели двумерной структуры, используя соотношения (7) и (8), определите точечным методом объемные доли фаз. Объем выборки $x = 50$. Результаты измерения запишите в таблицу.

Фаза	Число точек (z_i), попавших на сечение фаз, и объемная доля фаз сплава (V_i)										Доля фаз сплава (V_i)
	1	2	3	4	5	<...>	47	48	49	50	
α											
β											
γ											

2. Рассчитайте среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и вероятную ошибку ϵ (нормированное отклонение $t = 0,67$, доверительная вероятность $P = 0,50$) определения объемных долей фаз. При расчете используйте соотношения, приведенные в приложении, и формулу (9).

Контрольные вопросы

1. Как определяется объемная доля фаз сплава точечным методом?
2. От чего зависит абсолютная погрешность установления объемной доли фаз?

Лабораторная работа 4 Определение плотности линейных элементов пространственной структуры

Цель: освоить методы определения плотности линейных элементов пространственной структуры.

Оборудование: тренажер, микрокалькулятор.

Линейные элементы пространственной структуры

К линейным элементам пространственной структуры относятся дислокации, ребра полиэдров, иглообразные выделения и др. Их следами на плоскости сечения являются точки (рис. 10). К примеру, следами выхода дислокаций на поверхности металла являются их ямки травления, а выхода ребер полиэдров – узлы, в которых пересекаются три линии границ смежных полиэдров (рис. 11).

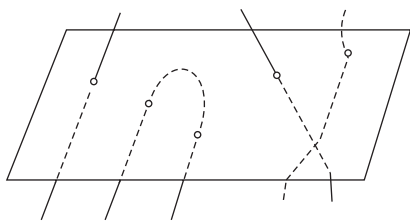


Рис. 10. Следы линейных элементов на секущей плоскости

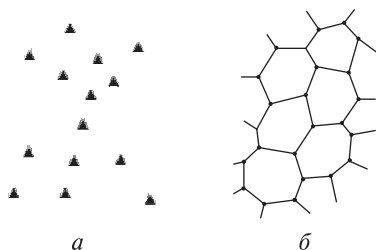


Рис. 11. Следы линейных элементов на секущей плоскости: *a* — дислокации; *б* — узлы пересечения линий границ смежных полиэдров на поверхности шлифа

Характеристика линейных элементов пространственной структуры — их суммарная длина L в единице объема (или плотность линейных элементов). Суммарная длина линейных элементов в единице объема может быть определена по плотности их следов (т. е. точек) M на секущей плоскости. Размерности величин L и M измеряются в миллиметрах в минус второй степени.

Линейные элементы пространственной структуры могут быть прямыми, изогнутыми, непрерывными, прерывистыми, открытыми, замкнутыми, взаимно связанными, изолированными, ориентированными и случайно распределенными в пространстве. Однако их пространственная плотность L и плотность следов M на секущей плоскости связаны между собой простым соотношением.

Пусть в пространстве взято большое число тонких пластинок малой толщины δ . При $\delta \rightarrow 0$ пластинки превращаются в секущие плоскости. Принимается, что пластинки в пространстве распределены статистически равномерно и имеют случайную ориентацию. Если M — среднее число пересечений на 1 мм^2 площади пластинок, а F — суммарная площадь всех пластинок, то общее число пересечений равно MF . В объеме $F\delta$ будет заключено MF отрезков. Число отрезков, приходящихся на единицу объема:

$$z = \frac{MF}{F\delta} = \frac{M}{\delta}. \quad (10)$$

Поскольку δ мало, то длина λ_i отрезков линейных элементов связана с толщиной δ соотношением

$$\lambda_i = \frac{\delta}{\sin \gamma_i},$$

где γ_i — угол наклона отрезка к пересекающей плоскости.

Суммарная длина отрезков в единице объема пластинок (или в единице объема пространственной структуры) с учетом формулы (10):

$$L = \sum_{i=1}^z \frac{\delta}{\sin \gamma_i} = \frac{M}{z} \sum_{i=1}^z \sin^{-1} \gamma_i = MB, \quad (11)$$

где $B = \frac{1}{z} \sum_{i=1}^z \sin^{-1} \gamma_i$ – среднее значение обратной величины синуса угла γ_i , образованного отрезками линейных элементов с плоскостями, ограничивающими пластинки.

Если линейные элементы расположены равновероятно относительно секущих плоскостей, то $B = 2$ и из формулы (11) получаем

$$L = 2M. \quad (12)$$

Если анализ структуры выполняется по одному шлифу, то формулу (12) можно применять только к неориентированным линейным элементам. Если линейные элементы имеют пространственную ориентацию, то средняя плотность следов подсчитана по большому числу секущих плоскостей, ориентированных в пространстве случайным образом.

Относительная ошибка $\varepsilon_{\text{отн}}$ определения M и L рассчитывается по формуле

$$\varepsilon_{\text{отн}} = \frac{Kt}{\sqrt{z}} \cdot 100\%, \quad (13)$$

где $K = 0,95$; t – нормированное отклонение; z – число точек следов линейных элементов на шлифе, подсчитанных при выполнении анализа.

На практике часто встречаются системы элементов, имеющих полную или частичную ориентацию в пространстве. Ниже рассмотрена связь между суммарной длиной линейных элементов в расчете на единицу объема и плотности их следов на секущей плоскости.

Когда все линейные элементы системы полностью ориентированы линейно (рис. 12), а плоскость сечения перпендикулярна им, то плотность линейных элементов $L_{\text{лин}}$ и плотность их следов $M_{\perp}$ связаны, как показывает расчет, следующим соотношением:

$$L_{\text{лин}} = M_{\perp}. \quad (14)$$

В системе линий, полностью плоскостно ориентированных, все линейные объекты параллельны одной плоскости (рис. 13). Если взять секущую плоскость, которая перпендикулярна плоскости ориентации, то плотность следов $M_{\perp}$ линейных элементов на ней и суммарная длина $L_{\text{пл}}$ линейных элементов в расчете на единицу объема будут связаны соотношением

$$L_{\text{пл}} = \frac{\pi}{2} M_{\perp}. \quad (15)$$

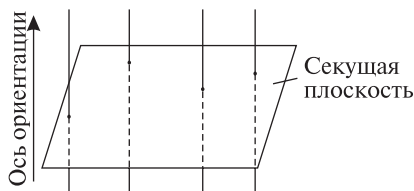


Рис. 12. Система линейных элементов, полностью линейно ориентированных

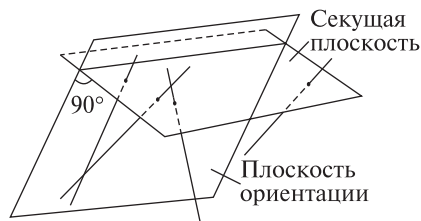


Рис. 13. Система полностью плоскоотно ориентированных линейных элементов (линейные элементы параллельны плоскости ориентировки)

В некоторых случаях система линейных элементов может быть лишь частично ориентированной вдоль какой-либо оси, т. е. часть линейных элементов, характеризующая плотностью $L_{\text{лин}}$, располагается параллельно оси, а остальные линейные элементы плотностью $L_{\text{из}}$ распределены равномерно во всех направлениях. Именно поэтому если секущая плоскость параллельна оси ориентации, то плотность следов линейных элементов $M_{\parallel}$ на ней и плотность равномерно расположенных линейных элементов связаны соотношением

$$L_{\text{из}} = 2 \cdot M_{\parallel}. \quad (16)$$

На секущей плоскости, нормальной к оси ориентации, плотность следов $M_{\perp}$ определяется всеми линейными элементами, т. е.

$$\begin{aligned} M_{\perp} &= L_{\text{лин}} + M_{\parallel}, \\ L_{\text{лин}} &= M_{\perp} - M_{\parallel}. \end{aligned} \quad (17)$$

С учетом формул (16) и (17) выражение для плотности линейных элементов $L = L_{\text{лин}} + L_{\text{из}}$ имеет вид

$$L = M_{\perp} + M_{\parallel}. \quad (18)$$

Степень линейной ориентации $\alpha_{\text{лин}}$ линейных элементов находится как отношение их линейно ориентированной доли к полной плотности

$$\alpha_{\text{лин}} = \frac{L_{\text{лин}}}{L} = \frac{M_{\perp} - M_{\parallel}}{M_{\perp} + M_{\parallel}}. \quad (19)$$

Описание тренажера

Тренажер состоит из четырех непрозрачных пластин (a_1, a_2, a_3, a_4). На рис. 14 приведены одна из непрозрачных пластин a и прозрачная пластина b .

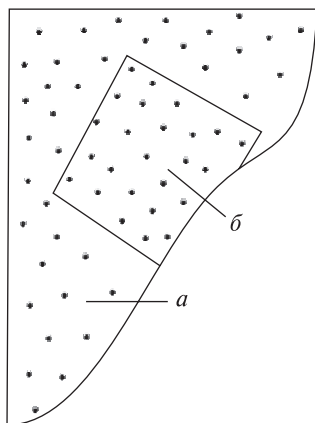


Рис. 14. Определение плотности линейных элементов

На пластине a_1 изображены следы линейных элементов, распределенных в пространстве равновероятно относительно секущей плоскости при стократном увеличении. На пластине a_2 представлены следы линейных элементов, ориентированных полностью линейно на секущей плоскости, нормальной к оси ориентации при стократном увеличении, на пластине a_3 — следы линейных элементов, которые полностью плоскостно ориентированы, на секущей плоскости, нормальной к плоскости ориентации при стократном увеличении. Следы линейных элементов, частично ориентированных вдоль оси, изображены на секущих плоскостях, расположенных нормально и параллельно оси ориентации при стократном увеличении (пластина a_4).

Прозрачная пластина b имеет форму квадрата со стороной 10 см и используется при обсчете следов линейных элементов, приведенных на пластинах a_1 , a_2 , a_3 и a_4 .

При выполнении работы прозрачная пластина накладывается на секущие плоскости со следами линейных элементов или многократно и равномерно, проводится обсчет структуры. Результаты обсчета структуры записываются в таблицах.

Ход работы

1. Рассчитайте, используя соотношение (12), плотность линейных элементов, распределенных равновероятно относительно секущей плоскости (пластина a_1 , объем выборки 20).
2. Рассчитайте, используя соотношение (14), плотность линейных элементов, ориентированных полностью линейно (пластина a_2 , объем выборки 20).
3. Определите, используя соотношение (15), плотность линейных элементов, ориентированных плоскостно (пластина a_3 , объем выборки 20).
4. Рассчитайте, используя соотношения (16)—(19), плотность и степень линейной ориентации частично ориентированных линейных элементов (пластина a_4 , объем выборки 20).
5. При выполнении всех пунктов задания рассчитайте относительную ошибку, используя соотношение (13), определения линейной плот-

ности элементов (нормированное отклонение $t = 0,67$, доверительная вероятность $P = 0,5$), а также среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициенты вариации δ , соотношения для расчета которых приведены в приложении.

Контрольные вопросы

1. Какие существуют линейные элементы и их следы на секущих плоскостях?
2. Как определяется плотность линейных элементов по их следам на секущих плоскостях?
3. Как рассчитывается относительная ошибка определения плотности линейных элементов?

ФАЗЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ

Лабораторная работа 5

Изучение диаграмм состояния бинарных сплавов

Цель: приобрести навыки работы с диаграммами состояния бинарных сплавов.

Оборудование: тренажер, калькулятор.

Диаграммы состояния сплавов

При изучении структуры, свойств и превращений в сплавах важная роль принадлежит диаграммам их фазового равновесия (диаграммам состояния). Фазой называется однородная часть системы, отделенная от ее других частей (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяются скачком. Компонентами являются химические элементы или соединения, если они не диссоциируют на составные части в исследуемых интервалах температур.

Система характеризуется числом степеней свободы (вариантностью), под которым понимают число внешних и внутренних факторов (температура, давление и концентрация), которые можно изменять без изменения числа фаз в системе. Если число степеней свободы равно нулю (инвариантная система), то изменения и внешних, и внутренних факторов вызовет трансформацию числа фаз. В случае моновариантной системы (число степеней свободы равно единице) можно изменить один из факторов в некоторых пределах, не вызывая преобразования числа фаз.

Число степеней свободы c системы определяется по правилу фаз Гиббса:

$$c = k - f + 2, \quad (20)$$

где k — число компонентов, образующих систему; f — число фаз, находящихся в равновесии; 2 — число внешних факторов (давление, температура).

Если принять, что в металлах все изменения происходят при неизменном давлении, то число переменных сократится, и правило фаз Гиббса примет вид

$$c = k - f + 1. \quad (21)$$

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение состояний системы и показывает устойчивые состояния, в которых при определенных условиях существуют равновесные фазы. Диаграммы состояния бинарных сплавов изображаются на плоскости. По оси ординат откладывают температуру, по оси абсцисс — концентрацию. Тогда точка на диаграмме состояния указывает температуру и состав сплава, а вертикальная линия отображает изменение температуры сплава конкретного состава. Преобразование фазового состояния сплава показывают точкой на диаграмме состояния. Линии, соединяющие точки аналогичных превращений, разграничивают диаграмму состояния на области, описывающие сплавы с одинаковыми фазами. Такие области могут быть однофазными или двухфазными.

Анализ диаграммы состояния позволяет установить фазовый состав сплава при различных температурах, форму существования фаз, а также определить их долю с помощью правила отрезков (правила рычага). Диаграммы состояния позволяют правильно выбрать режим термообработки изделия из сплава, а также рекомендовать условия эксплуатации изделий.

Вид диаграммы состояния бинарных сплавов зависит от многих факторов: растворимости компонентов друг в друге в жидком и твердом состояниях, их способности образовывать соединения или испытывать аллотропное превращение и др. Ниже рассмотрены основные типы диаграммы состояния бинарных сплавов.

Диаграмма состояния сплавов, образующих механическую смесь из чистых компонентов в твердом состоянии. Оба компонента в жидком состоянии неограниченно растворимы, в твердом — нерастворимы друг в друге и не образуют соединения. В этом случае компонентами являются химические элементы А и В ($k = 2$), а фазами — жидкость L , кристаллы элементов А и В ($f = 3$). На рис. 15, а представлена диаграмма состояния, на которой линия ACB является линией ликвидус, а линия DCE — линией

солидус. При охлаждении сплавов ниже линии AC начинают выделяться кристаллы А, ниже линии CB — кристаллы В. При кристаллизации сплава, состав которого определяется точкой C , происходит одновременное выделение кристаллов А и В. Механическая смесь двух видов кристаллов, кристаллизующихся одновременно из жидкости, называется эвтектикой, а превращение и температура кристаллизации — эвтектическими. При эвтектическом превращении в равновесии одновременно находятся три фазы: жидкость и эвтектические кристаллы А и В, поэтому согласно правилу Гиббса (21) $c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$. В системе возможно неинвариантное равновесие при одновременном существовании трех фаз, а эвтектическое превращение происходит при постоянной температуре.

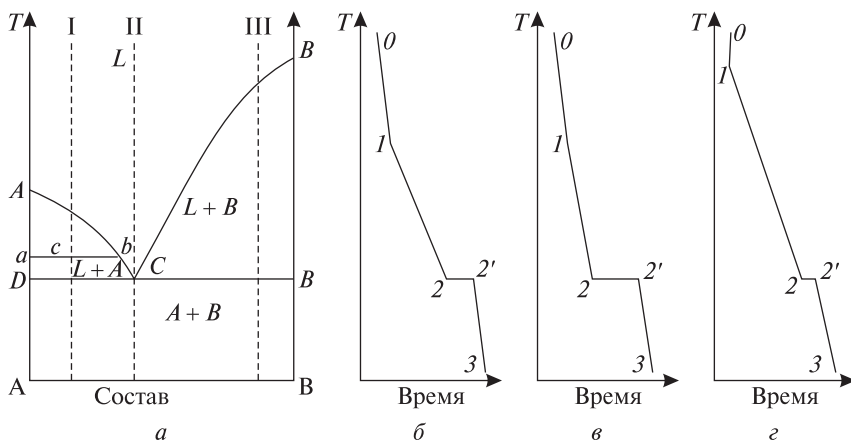


Рис. 15. Диаграмма состояния сплавов:

- a — система, в которой образуется механическая смесь из чистых компонентов;
 $б$ — кривая охлаждения сплава I; $в$ — кривая охлаждения сплава II;
 $г$ — кривая охлаждения сплава III

Кривые охлаждения сплавов I, II, III приведены на рис. 15, б, в, г. На кривой охлаждения сплава I участок $0-1$ соответствует охлаждению жидкого сплава, участок $1-2$ — выделению кристаллов А, участок $2-2'$ — одновременному выделению кристаллов А и В, участок $2'-3$ — охлаждению твердого тела. На кривой охлаждения эвтектического сплава II участок $0-2$ характеризует охлаждение жидкого сплава, $2-2'$ — кристаллизацию эвтектики, $2'-3$ — охлаждение закристаллизованного сплава. Кривая охлаждения сплава III (рис. 15, г): $0-1$ — охлаждение жидкого сплава; $1-2$ — выделение кристаллов В; $2-2'$ — кристаллизация эвтектики; $2'-3$ — охлаждение закристаллизованного сплава.

Для определения соотношений фаз в сплавах I, II, III необходимо воспользоваться правилом отрезков. Доля жидкой фазы в сплаве I при температуре T_1 определяется отношением ac/ab , а твердой — cb/ab .

Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии. Оба компонента неограниченно растворимы в жидкой и твердой фазах и не образуют соединений. Компонентами являются А и В ($k=2$), а фазами — жидкий раствор L и твердый раствор α ($f=2$). Из правила фаз Гиббса следует, что система моновариантна ($c=2-2+1=1$), т. е. кристаллизация будет проходить в интервале температур. Диаграмма состояния такой системы приведена на рис. 16, а.

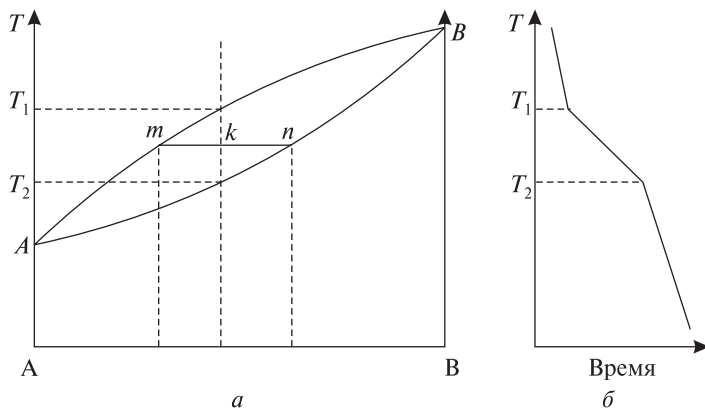


Рис. 16. Кристаллизация сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии: а — диаграмма состояния сплавов; б — кривая охлаждения сплава I

Начало затвердевания сплавов происходит при охлаждении ниже температур, соответствующих линии ликвидус AmB . Температуры окончания кристаллизации образуют линию солидус AnB .

В интервале температур между линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся две фазы: жидкость L и твердый раствор α . Концентрация компонентов и доля сплава, лежащего между линиями солидус и ликвидус, определяется правилом отрезков. К примеру, сплав I, находящийся в точке k , состоит из жидкого и твердого растворов. Состав жидкой фазы определяется проекцией точки m , лежащей на линии ликвидус, на ось компонентов, а состав твердой фазы — проекцией точки n , лежащей на линии солидус, на ту же ось. Соотношение жидкой и твердой фаз при конкретной температуре выявляется следующим образом: доля жидкой фазы — kn/mn , доля твердой — mk/mn .

Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии. Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно растворимы в твердом и не образуют химических соединений. В такой системе число компонентов $k = 2$ и имеют следующие фазы: жидкая фаза L , твердый раствор компонента В в А (α -раствор), твердый раствор компонента А в В (β -раствор). Как следует из правила фаз Гиббса ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$), возможно неинвариантное равновесие при одновременном существовании трех фаз. В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования этих фаз, различают диаграммы состояния с эвтектикой и диаграммы состояния с перитектикой.

Диаграмма состояния с эвтектикой (рис. 17, а) присуща системам, в которых из жидкого сплава возможно выделение одновременно только твердых растворов α и β . Области существования α - и β -растворов расположены около вертикалей A и B , соответствующих чистым компонентам. Максимальные растворимости компонента В в А и А в В определяются линиями CG и DF соответственно. Сплавы, расположенные между ними, находятся за пределами растворимости и являются двухфазными, т. е. состоят из смеси твердых α - и β -растворов. Линия AEB является на диаграмме состояния (см. рис. 17, а) линией ликвидус, а линия $ACDB$ — линией солидус.

Кривая охлаждения сплава I представлена на рис. 17, б: выше точки I сплав находится в жидком состоянии. В точке I начинается процесс кристаллизации. Происходит выделение кристаллов твердого раствора α ,

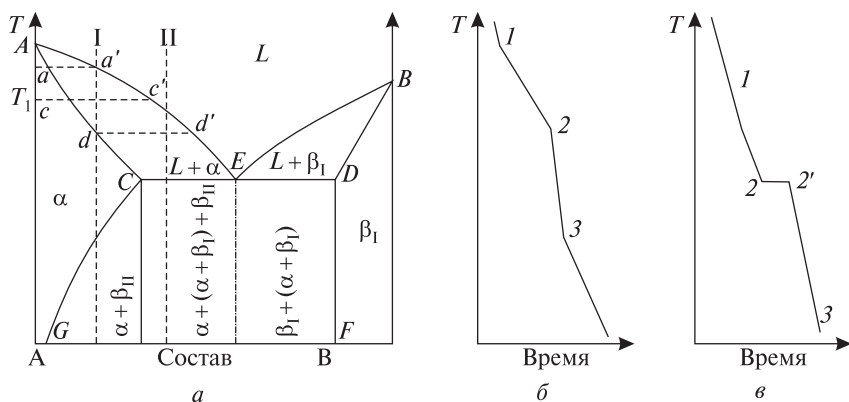


Рис. 17. Диаграмма состояния сплавов:

а — система с ограниченной растворимостью компонентов и эвтектическим превращением; б — кривая охлаждения сплава I; в — кривая охлаждения сплава II

причем в α -фазе и жидкости концентрация компонента В изменяется по кривым acd и $a'c'd'$ соответственно. В точке 2 кривой охлаждения кристаллизация заканчивается, и полученные кристаллы твердого раствора имеют при равновесной кристаллизации состав исходной жидкости. Эти кристаллы не претерпевают изменений при охлаждении вплоть до точки 3. Ниже ее твердый раствор α является пересыщенным, и из него выделяются кристаллы β -раствора, в которых концентрация компонента В определяется точкой F . Состав твердого раствора α изменяется по кривой CG вследствие выделения кристаллов β -раствора. Кристаллы раствора, выделившиеся из жидкой фазы L , называются первичными и обозначаются β_I , а кристаллы, выделившиеся из твердого раствора, — вторичными и обозначаются β_{II} .

Кривая охлаждения сплава II приведена на рис. 17, в. При достижении горизонтальной линии CED наступает неинвариантное превращение ($c = k - f + 1 = 2 - 3 + 1 = 0$). В равновесии находятся три фазы: жидкость L , кристаллы α -раствора состава, определяемого точкой C , и β -раствора состава, определяемого точкой D . В дальнейшем индекс, стоящий внизу символа фазы, обозначает ее состав. К примеру, α_C — это твердый α -раствор состава C . По достижении температуры, соответствующей горизонтали CED , при эвтектическом превращении из жидкости одновременно выделяются кристаллы обоих твердых растворов, что записывается следующим образом:



Таким образом, при кристаллизации сплава II, кроме первичных кристаллов α -раствора (выделившихся при охлаждении от точки 1 до точки 2), образуется еще эвтектика типа $\alpha_C + \beta_D$. Дальнейшее охлаждение сопровождается выделением вторичных кристаллов β_{II} вследствие изменения растворимости компонента В в α -растворе.

Применяя правило отрезков для сплава I при температуре T_1 , можно определить долю жидкой фазы, равной ct/cc' , и долю твердой фазы, равной tc'/cc' .

Диаграмма состояния с перитектикой представлена на рис. 18, а. В этом случае наблюдается другой тип неинвариантного превращения, когда жидкость реагирует с ранее выделившимися кристаллами и образует новый вид кристаллов. Превращение такого типа называется перитектическим. На диаграмме состояния показаны три однофазные области, соответствующие жидкости L и ограниченному твердому α - и β -растворам. Линия ACB является линией ликвидус, линия $APDB$ — линией солидус.

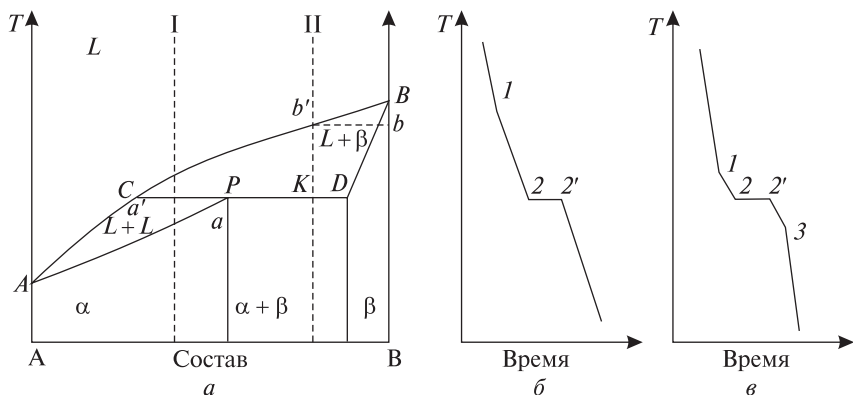


Рис. 18. Диаграмма состояния сплавов:

a — система с ограниченной растворимостью компонентов и перитектическим превращением; *б* — кривая охлаждения сплава I; *в* — кривая охлаждения сплава II

Кристаллизация сплава I начинается в точке *1* (рис. 18, б), когда из жидкости выпадают кристаллы β_b . При кристаллизации жидкость меняет свою концентрацию на линии ликвидус от точки *b'* до точки *C*, а β -кристаллы — по линии солидус от точки *b* до точки *D*. По достижении перитектической горизонтальной *CPD* жидкая фаза L_C и твердый раствор β_D реагируют и образуют третью фазу α_P , концентрация которой определяется точкой *P*. Перитектическое превращение записывается следующим образом:



Количественное соотношение фаз при перитектическом превращении, необходимое для образования α -фазы, рассчитывается по правилу отрезков: доля жидкой фазы определяется отношением PD/CD , доля твердой β -фазы — CP/CD . При кристаллизации сплава I имеется избыток β -фазы по сравнению с тем количеством, которое необходимо для образования α -фазы. Именно поэтому после превращения остаются β -кристаллы, т. е. структура будет состоять из твердых α - и β -растворов. Чем ближе точка *K* лежит к точке *P*, тем меньше при превращении остается кристаллов β -раствора.

Кристаллизация сплава II отличается от кристаллизации сплава I тем, что при перитектической температуре имеется избыток жидкой фазы по сравнению с количеством, необходимым для образования твердого α -раствора концентрации *P*. Именно поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпыванием твердого β -раство-

ра, и оставшаяся жидкость в интервале между точками 2'–3 (рис. 18, в) кристаллизуется в твердый α -раствор. При этом, как видно из рис. 18, а, концентрация компонента В в жидкости изменяется по кривой Ca' , а в образующихся кристаллах α -раствора — по Pa .

Диаграмма состояния для сплавов, образующих химическое соединение. Химическое соединение A_nB_m характеризуется определенным соотношением компонентов, что отражается на диаграмме состояния сплавов вертикальной линией, пересекающей ось абсцисс в точке, отвечающей данному соотношению компонентов. Химическое соединение устойчиво, если его можно нагреть без разложения до расплавления, и неустойчиво, если при нагреве оно распадается. В зависимости от этого могут быть два вида диаграмм состояния.

Диаграмма состояния сплавов системы, в которой образуется устойчивое соединение, представлена на рис. 19. Компонентами данной системы являются элементы А и В, а твердыми фазами — А, В и A_nB_m . Из четырех возможных в этой системе фаз в равновесии могут существовать три: L, А, A_nB_m или L, В, A_nB_m .

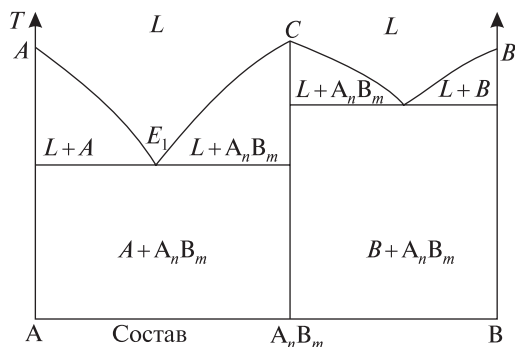


Рис. 19. Диаграмма состояния сплавов системы, компоненты которой образуют устойчивое химическое соединение A_nB_m

Плавление химического соединения A_nB_m происходит при постоянной температуре, что соответствует правилу фаз Гиббса ($c = k - f + 1 = 1 - 2 + 1 = 0$). На диаграмме состояния имеются две эвтектические точки E_1 и E_2 . Эвтектика E_1 состоит из кристаллов компонента А и соединения A_nB_m , а эвтектика E_2 — из кристаллов В и соединения A_nB_m . На линиях E_1C и CE_2 выделяются первичные кристаллы соединения A_nB_m . Кристаллизация сплавов по этой диаграмме состояния происходит аналогично кристаллизации сплавов, образующих в процессе механи-

ческую смесь кристаллов чистых компонентов. Отличие состоит только в том, что, кроме выделения кристаллов чистых компонентов А и В, происходит образование кристаллов соединения A_nB_m . Можно рассматривать диаграмму состояния сплавов с химическим соединением как приставленные одна у другой две простые диаграммы и изучать каждую в отдельности.

Компоненты системы образуют неустойчивое химическое соединение A_nB_m , которое при нагреве до определенной температуры распадается на жидкость и один из компонентов (рис. 20). Линия DCF соответствует равновесию трех фаз: жидкости L , кристаллов компонента В и кристаллов соединения A_nB_m . При нагреве неустойчивое соединение распадается на жидкость L_D и кристаллы В по схеме $A_nB_m \rightarrow L_D + B$; при охлаждении произойдет обратное превращение $L_D + B \rightarrow A_nB_m$.

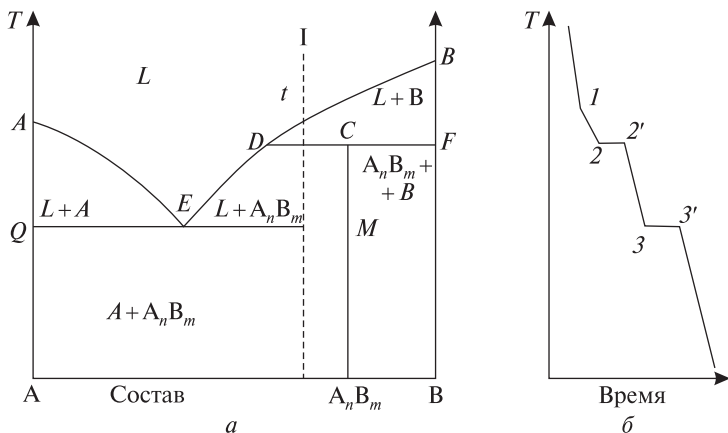


Рис. 20. Диаграмма состояния сплавов:

a — система, компоненты которой образуют неустойчивое соединение;

b — кривая охлаждения сплава I

Обратное превращение подобно перитектическому: жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образует соединение.

Кристаллизация сплава I (рис. 20, б) начинается в точке 1 с выделением кристаллов В, причем концентрация жидкости изменяется по кривой tD . В точке 2 образуется неустойчивое химическое соединение. По окончании превращения в избытке остается жидкость, которая кристаллизуется с выделением соединения A_nB_m до тех пор, пока концентрация компонента В в жидкости не достигает точки Е. После этого оставшаяся жидкость кристаллизуется с образованием эвтектики, состоящей

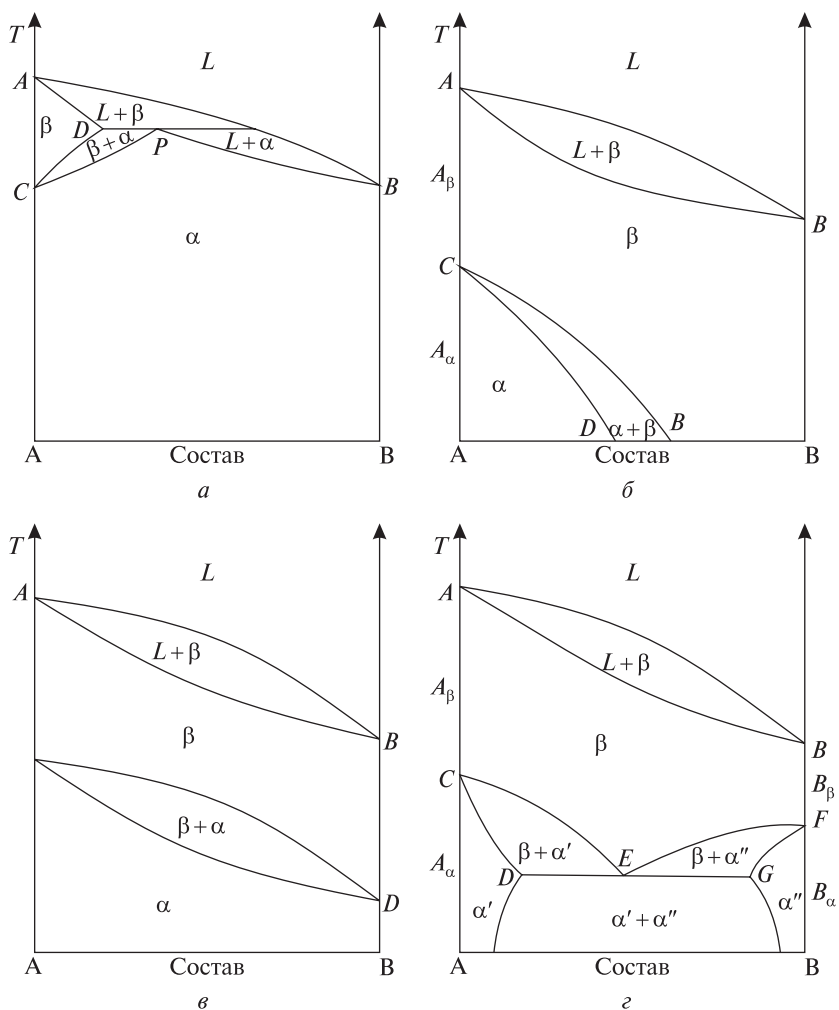


Рис. 21. Диаграммы состояния сплавов системы, компоненты которой испытывают аллотропное превращение:

a – низкотемпературная фаза компонента А изоморфна компоненту В;
б – высокотемпературная фаза компонента А изоморфна компоненту В;
в – низкотемпературная и высокотемпературная фазы компонента А изоморфны низкотемпературной и высокотемпературной фазам компонента В соответственно; *г* – высокотемпературные фазы компонентов А и В изоморфны между собой, в области низких температур компоненты ограниченно растворимы друг в друге

из кристаллов А и соединения A_nB_m . Именно поэтому на кривой охлаждения существует две площадки: верхняя, соответствующая образованию неустойчивого соединения, и нижняя, обусловленная протеканием эвтектического превращения.

Диаграмма состояния сплавов системы, компоненты которой испытывают аллотропное превращение. Фазовые превращения в твердом состоянии сплавов также наблюдаются в случаях, когда один из компонентов обладает аллотропией.

Диаграмма состояния системы сплавов, компонент А которой испытывает аллотропное превращение, приведена на рис. 21, а. Кристаллы низкотемпературной модификации компонентов А и В изоморфны, а непосредственно компоненты А и В образуют непрерывный ряд твердых растворов в области низких температур. При высоких температурах имеет место ограниченная растворимость компонентов В и А в области ACD . Участок диаграммы состояния CDP — область существования двух твердых α - и β -растворов. Концентрация компонента В в каждом из них определяется линиями CP и CD соответственно. Горизонталь на диаграмме состояния DPF — линия перитектического превращения $\beta_D + L_F \rightarrow \alpha_P$.

Если кристаллы компонента В будут изоморфны высокотемпературной модификации компонента А, то диаграмма состояния сплавов имеет вид, изображенный на рис. 21, б. Участок CDB — область существования в равновесии двух твердых α - и β -растворов.

Случай, когда компоненты А и В имеют по две модификации, причем А и В изоморфны и образуют неограниченный ряд твердых растворов при низких и высоких температурах, представлен на диаграмме состояния системы сплавов на рис. 21, в. Ситуацию, если низкотемпературные модификации компонентов ограниченно растворимы друг в друге, а высокотемпературные неограниченно, иллюстрирует диаграмма состояния системы сплавов, представленная на рис. 21, г. При температуре, соответствующей линии DEG , происходит распад твердого β -раствора с одновременным выделением твердых α' - и α'' -растворов по схеме $\beta_E \rightarrow \alpha'_D + \alpha''_G$. Такое превращение называется эвтектоидным, а смесь полученных фаз — эвтектоидом.

Описание тренажера

Тренажер представляет собой прямоугольную пластину, вырезанную из органического стекла, на которую наклеены схемы диаграмм состояния сплавов. На рис. 1–4 тренажера изображены простые диаграммы состояния, а на рис. 5 и 6 приведены диаграммы состояния реальных сплавов Ti—Cu и Fe—P соответственно.

Ход работы

1. Постройте кривую охлаждения сплава состава C_i (рис. 1–4 тренажера).
2. Постройте для данных сплавов зависимость доли жидкой и твердой фаз от температуры кристаллизации.
3. Проведите фазовый анализ системы Ti–Cu (рис. 5 тренажера) или Fe–P (рис. 6 тренажера).
4. Постройте кривую охлаждения для сплава C_i (см. рис. 5 и 6 тренажера).
5. Постройте зависимость доли фаз (жидкой и твердой) сплава системы Ti–Cu или Fe–P состава C_i от температуры кристаллизации (см. рис. 5 и 6 тренажера).

Контрольные вопросы

1. Что такое компонент, фаза, степень свободы?
2. Что такое диаграмма состояния сплавов?
3. Что из себя представляет правило фаз Гиббса?
4. В чем состоит правило отрезков?
5. Каковы основные типы диаграмм состояния бинарных сплавов?
6. Что такое эвтектика и перитектика?
7. В чем состоит аллотропия элементов? Как она влияет на диаграммы состояния сплавов?

Лабораторная работа 6

Построение диаграммы состояния сплавов по кривым охлаждения

Цель: освоить метод построения диаграммы состояния по кривым охлаждения, построить диаграмму состояния сплавов системы Pb–Sn.

Оборудование: потенциометр КСП-4, набор сплавов, нагревательные печи, дифференциальная термопара.

Термический метод

Диаграммы состояния сплавов строятся экспериментально, главным образом с помощью методов физико-химического анализа: термического, электрического, dilatометрического, металлографического и др. Для построения диаграмм состояния сплавов широкое распространение получил термический метод, базирующийся на получении кривых нагревания или охлаждения, графики которых построены в координатах «температура — время».

При охлаждении фазовые превращения в металлах и сплавах сопровождаются тепловыми эффектами (выделением тепла), что приводит к появлению на кривых охлаждения площадок или перегибов. Температуры начала и конца фазовых превращений, которые определяются по кривым охлаждения, называются критическими, а соответствующие им точки на кривых охлаждения — критическими точками.

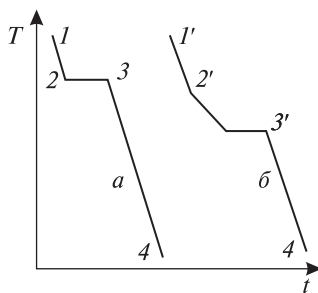


Рис. 22. Кривые охлаждения: а — чистого металла; б — сплава

Кривые охлаждения чистого металла представлены на рис. 22, а, сплава — на рис. 22, б. Линия 1–2 (1'–2') соответствует охлаждению жидкого металла (сплава), линия 2–3 (2'–3') — кристаллизации, а 3–4 (3'–4') — охлаждению твердого металла (сплава). Критическими точками являются 2, 2', 3 и 3'. Точки 2, 2' указывают начало кристаллизации, точки 3, 3' — ее конец. Построив ряд экспериментальных кривых охлаждения для сплавов различного химического состава, принадлежащих одной системе, можно построить диаграмму ее состояния. Точки типа 2 будут определять положение линии ликвидус, точки типа 3 — линии солидус.

В лабораторной работе предлагается построить диаграмму состояния системы «олово — свинец» с помощью термического анализа по кривым охлаждения чистых металлов (Pb и Sn) и трех сплавов (20 % Pb + 80 % Sn; 38,1 % Pb + 61,9 % Sn; 70 % Pb + 30 % Sn). Состав сплавов приведен в массовых процентах.

Установка для построения кривых охлаждения

Установка состоит из потенциометра КСП-4 (рис. 23), дифференциальной термопары и шести печей, каждая из которых включает-

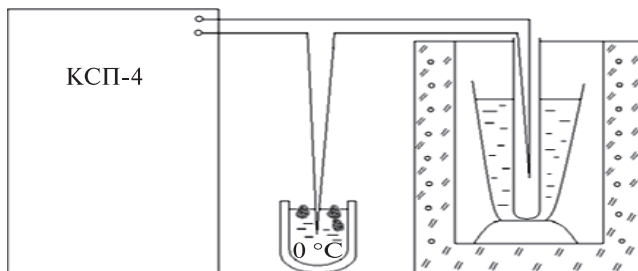


Рис. 23. Схема установки для получения кривых охлаждения

ся отдельным ключом. В первых пяти печах находятся тигли с Pb; Sn; 20 % Pb + 80 % Sn; 38,1 % Pb + 61,9 % Sn; 70 % Pb + 30 % Sn соответственно. В шестую печь помещен тигель с водой. Один конец дифференциальной термопары помещен в сосуд Дьюара с талым льдом, второй — поочередно помещается в стеклянные трубки, находящиеся в тиглях. Термопара подключена к потенциометру КСП-4. ТермоЭДС термопары, пропорциональная температуре сплава (измеряемая в шкале Цельсия), записывается потенциометром на равномерно движущуюся диаграмму.

Приведем порядок получения кривой охлаждения изучаемых материалов. Необходимо:

- 1) включить печь, в которой находится тигель с материалом;
- 2) включить потенциометр;
- 3) поместить спай дифференциальной термопары в стеклянную трубку;
- 4) при достижении показания потенциометра 6,6 мВ выключить печь (по инерции температура сплава будет увеличиваться; для ускорения охлаждения снять крышку печи);
- 5) включить тумблер перемещения диаграммы;
- 6) запись кривой охлаждения проводить в течение 25 мин (показание потенциометра должно быть меньше 3,0 мВ).

Аналогично снимаются кривые охлаждения и для других материалов.

Чтобы воспользоваться полученными кривыми охлаждения, необходимо показания потенциометра (в милливольтгах) перевести в температуру. Для дифференциальной термопары и прибора строится градуировочный график, по оси ординат которого откладывается температура, а по оси абсцисс — показания потенциометра. Температуры плавления чистых металлов олова и свинца составляют 232 и 327 °С соответственно, а температура кипения воды — 100 °С. Используя указанные температуры и соответствующие показания потенциометра, через указанные точки строится градуировочная кривая.

С помощью градуировочного графика на кривых охлаждения определяют температуры начала и конца кристаллизации. Затем следует построение диаграммы состояния системы.

По оси абсцисс откладывается процентное содержание изучаемых сплавов, а по оси ординат — критические температуры соответствующих сплавов. На ординатах, соответствующих 0 и 100 %, откладываются температуры плавления чистых олова и свинца соответственно. Построенные точки соединяют плавными линиями. Верхняя линия соответствует ликвидус, а нижняя — солидус.

Ход работы

1. Получите кривые охлаждения чистых металлов Pb и Sn и сплавов Pb–Sn.
2. Используя значения критических точек чистых металлов и температуры кипения воды, постройте градуировочный график термпары.
3. Определите по кривым охлаждения сплавов критические точки.
4. По критическим точкам всех кривых охлаждения постройте диаграмму состояния системы Pb–Sn.

Контрольные вопросы

1. В чем заключается суть значения диаграмм состояния сплавов?
2. Какие существуют типы диаграмм состояния сплавов?
3. В чем состоит эвтектическое превращение?
4. Каким будет фазовый состав сплава (например, 35 % Pb + 65 % Sn) при 230 °С, если ориентироваться на построенную диаграмму состояния?

Лабораторная работа 7

Выращивание монокристаллов

Цель: ознакомиться с выращиванием монокристаллов по методу Бриджмена; определить кристаллографическую ориентировку выращенного монокристалла.

Оборудование: установка для выращивания монокристаллов методом Бриджмена, ампула с металлом, прикладной гониометр, нож.

Методы выращивания монокристаллов

Выбор метода выращивания монокристаллов зависит от двух главных факторов: 1) температуры плавления материала, из которого выращивается монокристалл; 2) наличия материалов для изготовления контейнеров (тиглей, ампул), инертных по отношению к расплаву данного металла.

Метод Чохральского. Схема установки для выращивания монокристаллов по методу Чохральского представлена на рис. 24: затравочный кристалл опускается в расплав, находящийся в тигле, и оплавляется, после чего затравка постепенно вытягивается из расплава. Тигель с расплавом и затравка вращаются в разные стороны. Регулируя скорость подъема затравочного кристалла и температуру сплава, можно получить нужный размер кристалла. Выращивание монокристаллов по методу Чохральского осуществляется в вакууме, водороде и инертном газе.

Метод Вернейля. В методе Вернейля (рис. 25) исходный материал в виде тонкого порошка непрерывно подается на расплавленную верх-

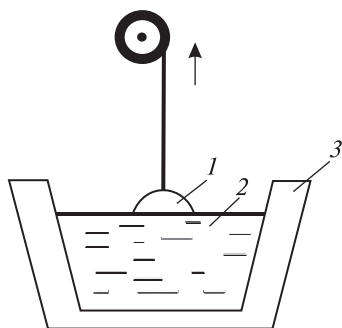


Рис. 24. Схема установки для выращивания монокристалла методом Чохральского:

1 – затравочный кристалл;
2 – расплав; 3 – тигель

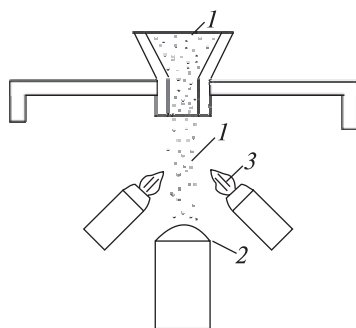


Рис. 25. Схема установки для выращивания монокристаллов методом Вернейля:

1 – порошок; 2 – кристалл;
3 – пламя

ную часть кристалла, обычно нагреваемую кислородоводородным пламенем, чтобы обеспечить его равномерное осаждение по поверхности кристалла. Можно использовать и другие методы нагрева. Главное достоинство метода Вернейля состоит в том, что для выращивания кристалла не требуется тигель для расплава. Этим методом выращивают кристаллы тугоплавких веществ (например, окись алюминия, ферриты и др.), а также веществ, для которых не удалось подобрать достаточно инертный тигельный материал.

Метод зонной плавки. Схема установки для выращивания монокристаллов методом зонной плавки представлена на рис. 26. С помощью

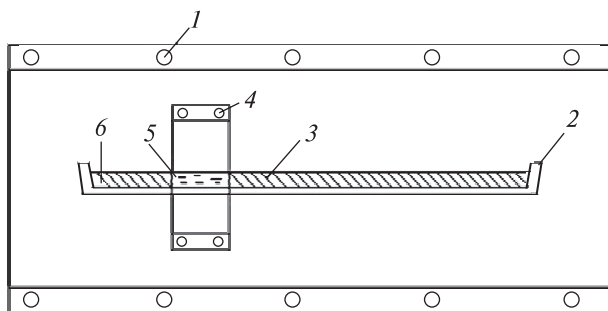


Рис. 26. Схема установки для выращивания монокристаллов методом зонной плавки:

1 – внешняя печь; 2 – контейнер; 3 – материал;
4 – печь; 5 – расплавленная зона; 6 – затравка

внешней печи контейнер с материалом нагревается до температуры, которая несколько ниже температуры плавления материала. Вторая печь предназначена для создания расплавленной зоны вблизи затравки. Затем расплавленная зона перемещается благодаря перемещению печи (контейнера с материалом).

Метод деформационного отжига. Монокристаллы можно получить путем деформационного отжига поликристаллических образцов. Данный метод можно рекомендовать для получения монокристаллических тонких листов и проволок, которые трудно вырезать из монокристалла или большого куска. Исходный материал деформируют так, чтобы деформация была как можно более равномерной. Затем деформированный поликристалл подвергается отжигу, в результате рекристаллизации образуются крупные зерна. При создании градиента температуры во время отжига возможно появление одного очень крупного зерна.

Метод Бриджмена. Сущность метода Бриджмена (рис. 27) состоит в том, что ампула из стекла, кварца или угля, наполненная металлом, при помощи электромотора или часового механизма медленно опускается в печь, имеющую градиент температуры вдоль вертикальной оси (возможен вариант, в котором печь поднимается, а ампула остается неподвижной). Кристаллизация начинается около дна ампулы и продвигается вверх. Обычно у дна ампулы сразу образуется несколько кристаллических центров, но благодаря преимущественному росту одного из них вырастает один монокристалл.

Методом Бриджмена были выращены кристаллы в виде стержней длиной до 25 см. Существенным его недостатком является то, что в большинстве случаев выращенный монокристалл получается деформированным из-за разности коэффициентов линейного теплового расширения материалов ампулы и кристаллизующегося материала.

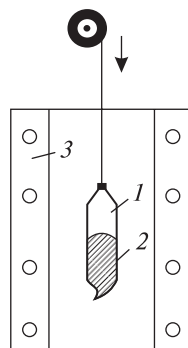


Рис. 27. Схема установки для выращивания монокристаллов методом Бриджмена:
1 — ампула;
2 — материал; 3 — печь

Установка для выращивания монокристаллов методом Бриджмена

Установка для выращивания монокристаллов по методу Бриджмена (рис. 28) состоит из электронагревательной печи, механизма опускания, цепи питания и управления, измерительной части.

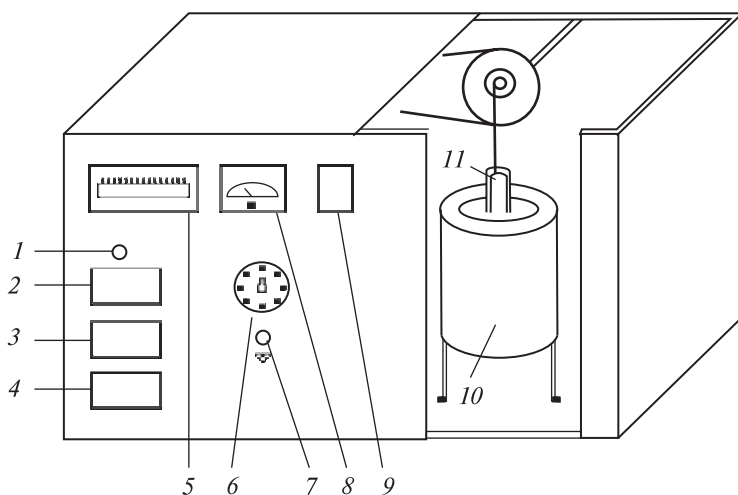


Рис. 28. Общий вид установки для выращивания монокристаллов методом Бриджмена:

*1 – контрольная лампа Л1; 2 – кнопка Кн 1 «Прогрев»;
3 – кнопка Кн 2 «Пуск»; 4 – кнопка Кн 3 «Измерение»;
5 – гальванометр М136; 6 – переключатель термопар; 7 – автомат А1;
8 – вольтметр; 9 – кнопка Кн 4 «Сброс»; 10 – печь; 11 – ампула с металлом*

Электронагревательная печь изготавливается из металлической трубы с внутренним диаметром 44 мм. В качестве нагревательного элемента печи используется электрическая спираль с фарфоровым изолятором мощностью 400 Вт. Печь питается от сети через стабилизатор и лабораторный трансформатор (ЛАТР).

Механизм опускания включает редуктор часового механизма и электродвигатель. Скорость вращения последнего составляет 1 оборот/с, а скорость опускания ампулы в электропечи – 2 см/ч. Измерительная часть установки представляет собой зонд, в который вмонтированы десять дифференциальных медь-константановых термопар, подключаемых к гальванометру М136 поочередно с помощью переключателя. «Холодные» спаи термопар находятся в сосуде со льдом, «горячие» – вдоль зонда на расстоянии 1 см друг от друга. С помощью такого зонда можно исследовать температурное поле печи.

Принципиальная электрическая схема установки представлена на рис. 29. Установка включается нажатием на кнопку автомата А1, после чего переменное напряжение сети попадает на индикаторную лампу Л1, расположенную на передней панели установки. При нажатии на

Для включения механизма опускания необходимо нажать кнопку Кн 2 «Пуск». При нажатии кнопки Кн 3 «Измерение» включается гальванометр М136, к которому поочередно, с помощью переключателя ПП, подключаются термодатчики. Кнопка Кн 4 «Сброс» предназначена для отключения гальванометра. Установка выключается нажатием на кнопку автомата А1.

39

Макроскопический анализ структуры

Макроскопический анализ представляет собой изучение структуры металла невооруженным глазом или при небольшом увеличении (до 30 раз) с помощью лупы или специального микроскопа. Он не требует сложного оборудования, дает возможность наблюдать большой участок поверхности металла и исследовать большое количество заготовок. Вместе с тем макроанализ не позволяет определить всех особенностей структуры металла, поэтому он используется, как правило, в качестве предварительного вида исследования изделий и заготовок из металла.

При макроскопическом анализе изучают поверхность металла (отливок, поковок), изломы заготовок, а также макрошлифы, поверхность которых шлифуется и травится специальными травителями.

Методом макроанализа определяют дефекты, возникающие при плавке металла (усадочную рыхлость, форму и размер раковин, пористость, свищи, межкристаллитные трещины, неметаллические включения и др.), дендритную структуру литого металла, структурную и химическую неоднородности, возникшие при термической обработке, волокнистую структуру деформированного металла, вид излома и др.

Широкое распространение получил макроанализ излома металла. Излом может быть разным по форме, виду, способности к отражению света, что позволяет установить особенности структуры металла. К примеру, при хрупком разрушении металла сколом поверхность излома блестит. На поверхности скола монокристалла при макроскопическом анализе можно наблюдать двойники, малоугловые границы и другие дефекты.

Ход работы

1. Изучите работу установки для выращивания монокристаллов методом Бриджмена.
2. Исследуйте температурное поле электронагревательной печи, определите градиент температуры при $T = 271^\circ\text{C}$.
3. Вырастите монокристалл висмута.
4. Определите ориентацию плоскости спайности выращенного кристалла по отношению к направлению роста.
5. Проведите макроскопический анализ монокристалла по плоскости скола.

Контрольные вопросы

1. Какие существуют методы выращивания монокристаллов?
2. В чем заключается сущность выращивания монокристаллов методом Бриджмена? Каковы его недостатки?
3. Как работает установка по выращиванию монокристаллов методом Бриджмена?
4. Какие требования предъявляются к контейнерам (тиглям), в которых находится расплав материала?
5. В чем сущность макроскопического анализа?
6. Какие дефекты металла можно наблюдать при макроскопическом анализе?

Лабораторная работа 8

Изучение структуры и определение содержания углерода в сталях

Цель: изучить диаграмму состояния сплавов системы Fe–Fe₃C; ознакомиться с устройством металлографического микроскопа МИМ-7; освоить металлографические методики определения концентрации углерода в сталях.

Оборудование: металлографический микроскоп МИМ-7, комплект шлифов с различным содержанием углерода в них, станок для полировки шлифов, травитель, альбом с фотографиями микроструктуры.

Описание системы состояний «железо — цементит»

Железоуглеродистые сплавы (стали и чугуны) — важнейшие металлические сплавы в машиностроении, строительстве и транспорте. В углеродистых сталях имеется много химических элементов, которые попадают в сплав при производстве. Углерод сильно влияет на свойства стали, поэтому при небольших концентрациях других элементов свойства и структура углеродистых сталей определяются содержанием углерода. Свойства и структуру углеродистых сталей можно изменить и с помощью термической обработки.

Основой для изучения свойств и структуры сталей, а также их изменений при термообработке является диаграмма состояний сплавов системы «железо — цементит», которая приведена рис. 30. На оси абсцисс откладывается концентрация углерода (в мас. %). Линии *ABCD* и *АНJECF* —линии ликвидус и солидус соответственно. Кроме жидкости (Ж), стабильными фазами являются феррит (Ф) и аустенит (А). Цементит (Ц) — метастабильная фаза.

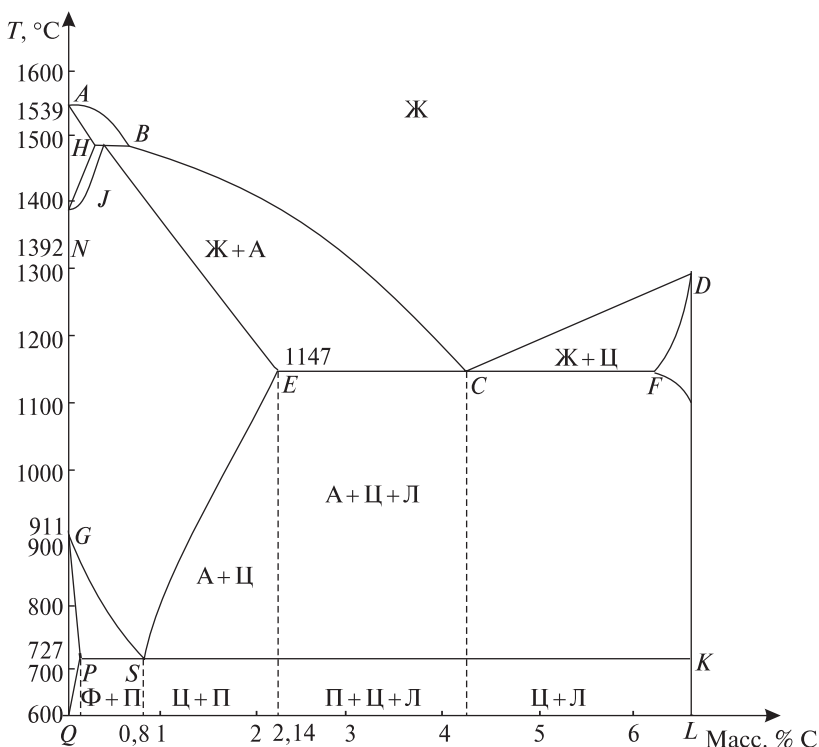


Рис. 30. Диаграмма состояния сплавов системы «железо — цементит»

Феррит — твердый раствор углерода в α -железе. Растворимость углерода в α -Fe составляет сотые доли процента. Феррит характеризуется объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой. На диаграмме состояния сплавов феррит занимает область левее линий GPQ и AHN . Аустенит — твердый раствор углерода в γ -железе. Максимальная растворимость углерода в γ -Fe наблюдается при 1147 °C и составляет 2,14 %. Кристаллическая решетка аустенита является гранецентрированной кубической (ГЦК). На диаграмме состояний сплавов аустенит занимает область $NJESG$. Цементит — химическое соединение (Fe_3C). Его состав по массе: 93,33 % Fe и 6,67 % C. Кристаллическая решетка цементита — орторомбическая, ее удобно изображать в виде октаэдров, внутри которых располагаются атомы углерода. На диаграмме состояния область существования цементита ограничена линией $DFKL$.

На диаграмме состояния сплавов имеются области, соответствующие равновесию двух фаз. К примеру, в области *SEFK* в равновесии находятся аустенит и цементит, а в области *PKLQ* — феррит и цементит. Количество той или иной фазы в двухфазных областях определяется по правилу отрезков.

Горизонтальные линии на диаграмме состояния сплавов (*HJB*, *ECF* и *PSK*) указывают на протекание трех неинвариантных реакций. При 1499 °С происходит перитектическое превращение $J_B + \Phi_H \rightarrow A_J$, в результате которого образуется аустенит.

Эвтектическое превращение происходит по схеме $J_C \rightarrow A_E + \text{Ц}$ при 1147 °С. Эвтектическая смесь, состоящая из аустенита (А) и цементита (Ц), называется ледебуритом (Л). Концентрация углерода в ледебурите равна 4,3 %.

При 727 °С (линия *PK*) протекает эвтектоидное превращение $A_S \rightarrow \Phi_P + \text{Ц}$. Эвтектоидная смесь, состоящая из феррита (Ф) и цементита (Ц), называется перлитом (П). Концентрация углерода в перлите равна 0,8 %.

Первичный аустенит, входящий в эвтектику, к моменту окончания кристаллизации содержит максимальное количество углерода в растворе (~ 2,14 %). При понижении температуры растворимость углерода в γ -Fe уменьшается по линии *ES*, т. е. должно происходить выделение углерода из аустенита в виде цементита, который называется вторичным. При достижении температуры эвтектоидного превращения аустенит распадается на феррит и цементит. В связи с этим при температуре ниже 727 °С ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,14 % С, называются сталями, а более 2,14 % С — чугунами. Различают три группы сталей: эвтектоидные, доэвтектоидные и заэвтектоидные. Эвтектоидные стали, имеющие около 0,8 % С, характеризуются перлитной структурой. Структура доэвтектоидных сталей, содержащих менее 0,8 % С, состоит из феррита и перлита. Заэвтектоидные стали, концентрация углерода в которых находится в пределах от 0,8 до 2,14 %, состоят из перлита и цементита.

Микроскопический метод определения углерода в сталях

Микроскопический метод определения углерода в сталях заключается в выявлении их микроструктуры и ее анализе с помощью металлографических микроскопов. Для проведения такого анализа вначале

приготавливается шлиф. Данный процесс состоит в вырезании образца, шлифовке и полировке до зеркального блеска его поверхности, выбранной для исследования.

Шлифовка выполняется с помощью шлифовальной бумаги с постепенным переходом от бумаги с крупной зернистостью к бумаге с мелкой зернистостью. При таком переходе необходимо очищать образец от абразива и менять направление шлифовки на 90° . Не следует делать резкого перехода от грубой шлифовки к мелкой, так как при этом происходит лишь сглаживание вершин гребней, возникающих после грубой шлифовки, и заполнение впадин мелкими частицами металла и абразива, что обнаруживается после травления образца. На поверхности такого образца четко проявляются царапины. После шлифовки образец тщательно очищается от абразива и полируется до полного исчезновения рисок.

Предварительная полировка проводится на вращающихся дисках, обтянутых грубым сукном, на которое наносится водная взвесь окиси алюминия, хрома или других окислов в виде мелкодисперсных порошков. Окончательная полировка осуществляется на тонком мелком сукне, смачиваемом тонкой взвесью тех же окислов.

После полировки шлиф подвергается травлению, которое заключается во взаимодействии металла поверхности шлифа с химическими активными растворами щелочей, солей, кислот в спирте или воде. Реактив взаимодействует с различными участками поверхности шлифа неодинаково, что приводит к разной степени их травления. К примеру, углеродистые стали травят в 4–5-процентном растворе азотной кислоты в этиловом спирте, при этом выявляются форма, размер и распределение фаз и структурных составляющих сплава: феррита, цементита, перлита. Зерна феррита при исследовании под микроскопом будут иметь различные оттенки с четко очерченными границами. Участки перлита травятся сильнее феррита и при небольших увеличениях микроскопа имеют вид темных пятен. При травлении хуже всех растворяется цементит, который имеет вид областей белого цвета.

Из-за различного соотношения фаз и структурных составляющих в углеродистых сталях их структура под микроскопом будет выглядеть неодинаковой. На этом и основаны микроскопические методы определения концентрации углерода в сталях.

При качественном микроскопическом анализе структура изучаемой стали сравнивается со структурами сталей с известным составом (альбом структур сталей прилагается). При примерном совпадении площадей белых и черных пятен сравниваемых структур считается, что

концентрация углерода в соответствующих сталях одинакова. При количественном анализе используют планиметрический, линейный или точечный метод определения объемной доли фаз и структурных составляющих. Согласно стереометрическим соотношениям объемная доля фазы (структурной составляющей) равна: доле ее площади на шлифе; доле длины секущей линии, проходящей через фазу; доле числа случайных точек, попавших на эту фазу. При выполнении данной лабораторной работы используется точечный метод. После определения объемных долей фаз и структурных составляющих проводится расчет концентрации углерода в сталях.

Доэвтектоидная сталь состоит из феррита, содержанием углерода в котором пренебрегают, и перлита, имеющего 0,8 % углерода. Поскольку весь углерод находится в перлите, объемная доля которого равна $V_{\text{п}}$, то концентрация углерода в доэвтектоидной стали рассчитывается по формуле

$$c = V_{\text{п}} \cdot 0,8. \quad (24)$$

Заэвтектоидная сталь состоит из перлита и цементита, концентрации углерода в которых равны 0,8 и 6,67 % соответственно. Именно поэтому если объемная доля перлита $V_{\text{п}}$, а цементита $V_{\text{ц}}$ ($V_{\text{п}} + V_{\text{ц}} = 1$), то концентрация углерода в заэвтектоидной стали рассчитывается по формуле

$$c = V_{\text{п}} \cdot 0,8 + V_{\text{ц}} \cdot 6,67. \quad (25)$$

Объемные доли перлита и цементита рассчитываются точечным методом.

Устройство металлографического микроскопа

Общий вид микроскопа МИМ-7 представлен на рис. 31. На основании установлен осветитель и корпус. Лампа осветителя питается через трансформатор от сети. В передней части корпуса находится устройство для фотографирования объекта. Слева от корпуса имеется рукоятка переключения фотоокуляров. К передней верхней части корпуса прикреплен раздвижной тубус, в который вставлен окуляр. На горизонтальной плоскости верхней части корпуса имеется вертикальный иллюминатор, в верхнее отверстие которого вставляется объектив. К верхней части корпуса прикреплен подвижный кронштейн с подвижным предметным столиком. Вертикальному перемещению последнего служит макрометрический винт. Тонкая наводка на резкость осуществляется с помощью микрометрического винта, при вращении которого объектив перемещается в вертикальном направлении.

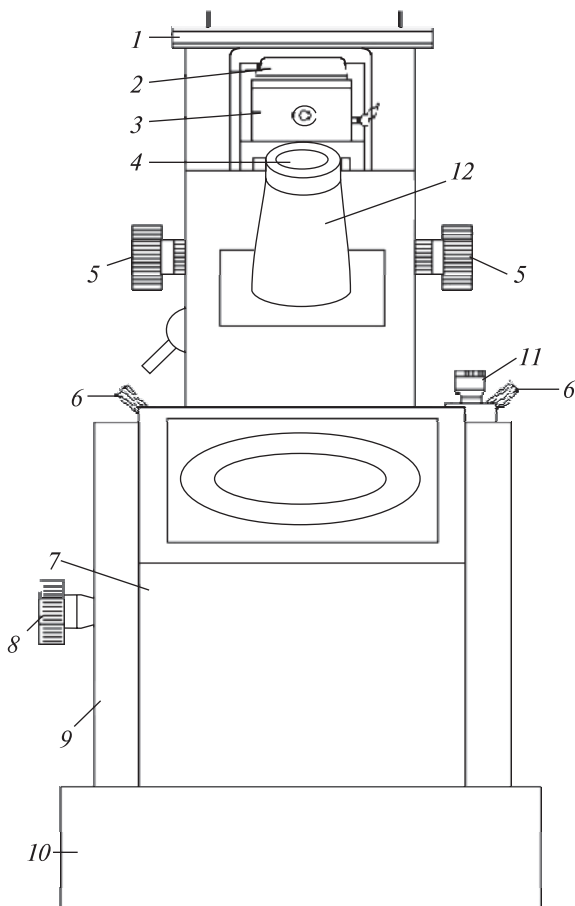


Рис. 31. Устройство микроскопа МИМ-7:
 1 – предметный столик; 2 – объектив; 3 – вертикальный
 иллюминатор; 4 – окуляр; 5 – макрометрический винт;
 6 – осветитель; 7 – устройство для фотографирования;
 8 – рукоятка переключения фотоокуляра; 9 – корпус;
 10 – основание; 11 – микрометрический винт;
 12 – раздвижной тубус

В комплект микроскопа входит набор объективов и окуляров, поэтому устанавливаемое увеличение может меняться в пределах $60 \div 1500$. Схема хода лучей в оптическом микроскопе приведена на рис. 32. Свет лампы проходит через коллектор, отражается от зеркала, проходит светофильтр,

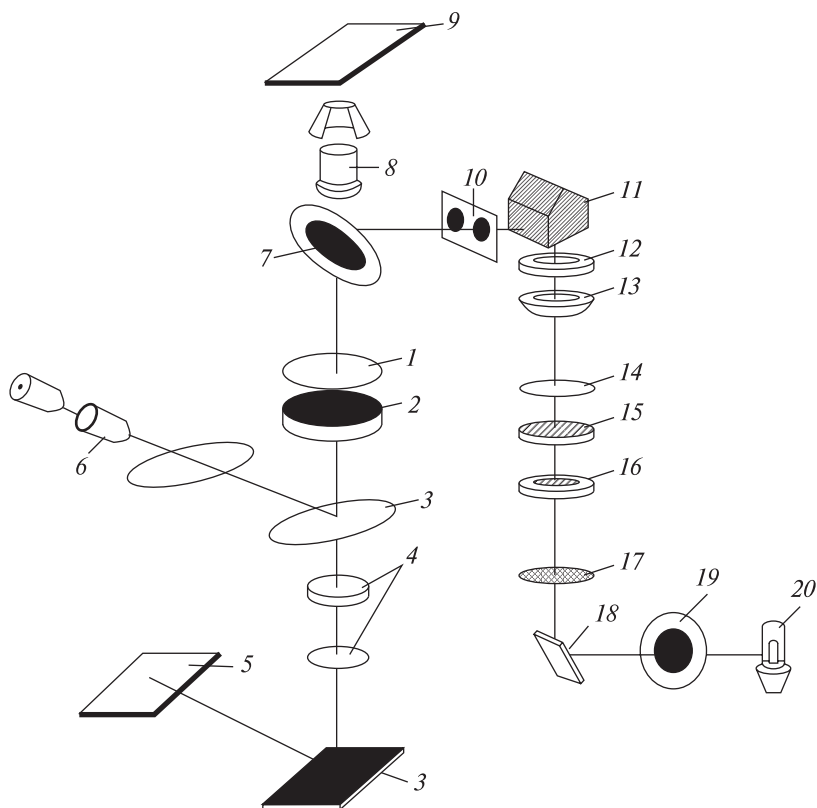


Рис. 32. Схема хода лучей в оптической системе микроскопа МИМ-7:

1 — анализатор; 2 — линза 1; 3 — зеркало; 4 — ахроматическая линза;
 5 — фотопластинка; 6 — окуляр; 7 — отражательная пластинка; 8 — объектив;
 9 — плоскость объектива; 10 — линза 2; 11 — пентапризма; 12 — полевая
 диафрагма; 13 — фотозатвор; 14 — поляризатор; 15 — линза 3; 16 — апертурная
 диафрагма; 17 — светофильтр; 18 — зеркало; 19 — коллектор; 20 — лампа

апертурную диафрагму, линзу 3, фотозатвор, полевую диафрагму, пента-призму, линзу 2 и попадает на плоскопараллельную полупрозрачную отра-жательную пластинку. Около трети интенсивности света попадает в объ-ектив, фокусирующий на поверхности шлифа. Отраженный от шлифа свет проходит объектив, плоскопараллельную пластинку, линзу 1, отра-жается от зеркала, проходит через окуляр и попадает в глаз наблюдателя. При фотографировании тубус с окуляром выдвигается и свет проходит через фотоокуляр, отражается от зеркала и попадает на фотопластинку.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с устройством металлографического микроскопа МИМ-7.
2. Отполируйте и протравите комплект шлифов сталей с различной концентрацией углерода.
3. Изучите структуру травленных образцов, зарисуйте и сравните ее со структурой сталей с известной концентрацией углерода. Определите качественным микроскопическим методом концентрацию углерода в предложенных сталях.
4. Используя фотографии микроструктуры сталей, проведите в них расчет концентрации углерода.

Контрольные вопросы

1. Как будет выглядеть диаграмма состояния системы «железо — цементит»?
2. Каковы основные фазы и структурные составляющие сплавов железо — углерод?
3. В чем состоит подготовка шлифов к микроскопическим исследованиям?
4. Из чего состоит устройство микроскопа МИМ-7?
5. В чем состоит микроскопический метод определения углерода в сталях?

Лабораторная работа 9 **Изучение фазовых превращений** **дифференциальным термическим методом**

Цель: освоить дифференциальный термический метод изучения фазовых превращений в твердом состоянии; определить температуру аллотропного превращения в кобальте при нагревании и охлаждении.

Оборудование: печь, дифференциальные термопары, милливольтметры М95 и М254, секундомер, сосуд Дьюара со льдом, исследуемый образец кобальта, эталон, градуировочная кривая к прибору М254.

Фазовые превращения в твердом состоянии

В металлах в твердом состоянии при изменении внешних условий (давления, температуры, состава) могут происходить фазовые превращения, обусловленные аллотропными преобразованиями компонентов или распадом твердого раствора в связи с изменением взаимной растворимости компонентов.

Аллотропные превращения металлов состоят в изменении кристаллической структуры или резкой трансформации межатомных расстояний при сохранении кристаллической структуры. Аллотропные превращения в Fe, Ti, Zr, Be, Co, Sn и других металлах связаны с перестройкой кристаллической решетки. Так, устойчивой структурой железа до 911 °С является ОЦК-решетка, в интервале температур 911...1392 °С – ГЦК-решетка, выше 1392 °С и до температуры плавления – ОЦК-решетка. Вместе с тем фазовый переход в церию (Ce) не меняет типа кристаллической решетки, но сопровождается значительным изменением объема (~16 %) и рассматривается как аллотропное превращение.

Устойчивость той или иной фазы определяется значением ее свободной энергии. На рис. 33 приведены температурные зависимости $F_\alpha(T)$ свободной энергии низкотемпературной α -фазы и $F_\beta(T)$ высокотемпературной β -фазы металла, испытывающего аллотропное превращение. Точка пересечения кривых F_α и F_β показывает равенство свободных энергий двух фаз и соответствует температуре их устойчивого равновесия (T_0). Ниже температуры T_0 устойчивой фазой является α -фаза, выше T_0 – β -фаза. Именно поэтому при нагревании α -фаза будет превращаться в β -фазу (при $T > T_0$), а при охлаждении из β -фазы будет выделяться α -фаза (при $T < T_0$).

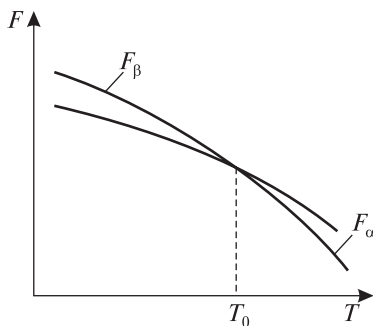


Рис. 33. Температурные зависимости свободных энергий α - и β -фазы металла

Процесс выделения новой фазы в твердом состоянии во многом похож на процессы кристаллизации и конденсации. Именно поэтому при описании аллотропных превращений можно использовать результаты, полученные ранее при исследовании процессов кристаллизации и конденсации.

Фазовые превращения в твердом состоянии характеризуются рядом особенностей:

- возникновением упругих деформаций при образовании и росте зародышей новой фазы;
- низкой диффузионной подвижностью атомов;
- сопряжением выделений новой фазы и исходной фазы по определенным кристаллографическим системам;
- выделением в некоторых сплавах переходных фаз;
- возможностью перестройки кристаллической решетки по сдвиговому механизму.

Указанные особенности приводят к тому, что фазовые превращения в твердом состоянии происходят при больших отклонениях от равновесных температур, чем кристаллизация.

Аллотропное превращение в кобальте

В данной лабораторной работе исследуется аллотропное превращение в кобальте, устойчивая высокотемпературная β -фаза которого имеет ГЦК-решетку, а низкотемпературная α -фаза – гексагональную плотноупакованную (ГПУ) решетку. Температура равновесия фаз $T_0 \approx 450$ °С. Аллотропное превращение кобальта при охлаждении осуществляется сдвиговым механизмом, при котором переходы атомов из одной фазы в другую являются взаимосвязанными. Все атомы совершают одинаковые закономерные смещения на величину, меньшую межатомных расстояний (при нормальном механизме перестройки кристаллической решетки переходы атомов через межфазную границу являются неупорядоченными).

Гранецентрированные кубические и ГПУ-структуры различаются только последовательностью укладки плотноупакованных слоев: ГЦК-решетка – трехслойная (*ABCABC...*), ГПУ-решетка – двухслойная (*ABABAB...*). Перестройка кристаллической решетки при аллотропном превращении $\beta \rightarrow \alpha$ осуществляется по сдвиговому механизму. Все атомы кристалла, начиная со слоя *C*, смещаются параллельно плоскости (111) на такую величину, чтобы слой *C* перешел в положение слоя *A*. После такого смещения расположение атомных плоскостей в исходном кристалле будет иметь вид: *ABABCA...* . Затем снова все атомы, начиная со слоя *C*, смещаются аналогичным образом, и получается следующее характерное для ГПУ-решетки расположение слоев: *ABABAB...* . Такие смещения атомов можно осуществить в результате движения частичных дислокаций в плоскости (111) ГЦК-решетки.

Упорядоченное смещение атомов при сдвиговом механизме перестройки кристаллической решетки приводит к определенной ориентации сопрягающих решеток. В кобальте плоскость (111) и направление [110] ГЦК-решетки параллельны плоскости (0001) и направлению $[11\bar{2}0]$ ГПУ-решетки соответственно.

Изучение фазовых превращений в металлах дифференциальным термическим методом

Превращения, происходящие в металлах, сопровождаются выделением или поглощением тепла. Тем самым нарушается монотонность возрастания температуры металла при его нагреве или понижения температуры при охлаждении. На рис. 34 приведена кривая нагревания, построенная в координатах «температура — время».

Наличие особенностей (ступенек, резких изгибов) на кривых нагрева или охлаждения указывает на протекание фазовых превращений при соответствующих температурах.

Для четкого выявления протекающих фазовых превращений (особенно сопровождающихся небольшим тепловым эффектом) применяется дифференциальный термический метод, при котором наряду с температурой нагрева (или температурой охлаждения) металла определяют разность температур изучаемого металла и эталона, не имеющего фазового превращения. Другими словами, при дифференциальном термическом анализе производится нагревание двух образцов: изучаемого металла и эталона. Кривая нагревания эталона не содержит особенностей (рис. 35).

Зависимость от времени разности температур исследуемого образца и эталона, измеряемая дифференциальной термопарой, представлена

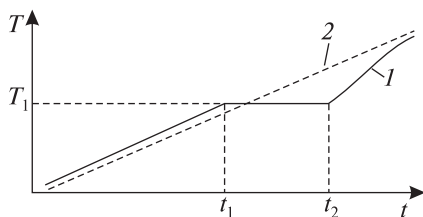


Рис. 34. Кривая нагревания металла:
1 — испытывающего фазовое превращение при температуре T_1 ;
2 — эталона

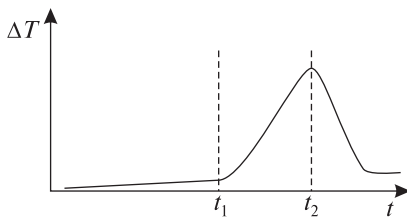


Рис. 35. Разность температур изучаемого образца и эталона при нагревании (начало и окончание фазового превращения при t_1 и t_2)

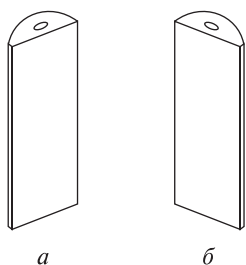


Рис. 36. Набор используемых металлов для проведения дифференциального анализа:
а — образец; б — эталон

на рис. 35. Начало появления пика соответствует началу протекания фазового превращения, а максимум — окончанию.

В данной лабораторной работе изучаемый образец (Co) и эталон (Cu) изготовлены в виде полуцилиндров (рис. 36). В них высверлены отверстия, в которые помещаются спай дифференциальных термопар. Между образцом и эталоном прокладывается лист асбеста. Спаи дифференциальной (хромель-алюмелевой) термопары помещаются в образец и эталон (рис. 37), а ее концы подключаются к чувствительному милливольтметру (М95). Данная дифференциальная термопара служит для измерения разности температур исследуемого образца и эталона. Именно поэтому показания измерительного прибора (М95) пропорциональны разности температур изучаемого образца и эталона. В лабораторной работе разность температур измеряется в делениях прибора М95 (n).

Ключ позволяет менять полярность напряжения, подаваемого на прибор М95. Всякий раз, как только «зайчик» прибора переходит нуль, необходимо ключом изменить полярность напряжения (при этом следует помнить, что и измеряемая разность температур меняет знак).

Вторая дифференциальная термопара, один спай которой находится в изучаемом образце, а второй — во льду ($T_0 = 0^\circ\text{C}$), подключена к милливольтметру М254 и служит для определения температуры образца. Показания прибора М254 переводятся в температуру с помощью градуировочной кривой.

Изучаемый образец и эталон, находящиеся в корпусе из графита, помещаются в печь для нагрева и охлаждения. В процессе эксперимента регистрируются температура образца и разность температур образца и эталона (в делениях прибора) в зависимости от времени.

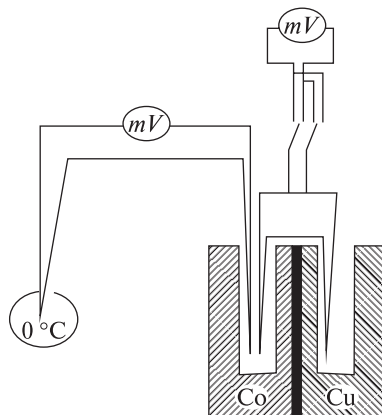


Рис. 37. Схема расположения спаев термопар и их подключение к измерительным приборам

Ход работы

1. Постройте кривые нагрева образца $T_n(t)$ и разности температур $n_n(t)$ образца и эталона. Измерения проводите через каждую минуту вплоть до температуры $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Начиная с $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ запись показаний приборов проводите через 30 с. Нагрев вести до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$.

2. Постройте кривые охлаждения $T_{ox}(t)$ образца и разности температур $n_{ox}(t)$ образца и эталона. В интервале температур $460\text{--}380\text{ }^{\circ}\text{C}$ измерения проводите через 1 мин, при остальных температурах — через 2 мин.

3. С помощью построенных кривых определите температуру аллотропного превращения в кобальте при нагреве и охлаждении.

Контрольные вопросы

1. Каковы особенности фазовых превращений в твердом состоянии?

2. Какое различие между нормальным и сдвиговым механизмами перестройки кристаллической решетки?

3. В чем состоит дифференциальный термический метод исследования фазовых превращений в твердом состоянии?

4. Как по виду кривой разности температур изучаемого образца и эталона определить начало и окончание фазового превращения?

5. Почему различаются значения температур аллотропного превращения кобальта при нагреве и охлаждении?

Лабораторная работа 10

Коалесценция дисперсных частиц в сплаве

Цель: освоить метод определения среднего размера шаровидных частиц в сплаве; изучить явление коалесценции дисперсных частиц.

Оборудование: изображения структуры шлифа (шесть пластин) и прозрачная пластина с нанесенными на нее секущими.

Коалесценция дисперсных частиц

Металлические системы, содержащие дисперсные частицы второй фазы, характеризуются повышенным значением свободной энергии благодаря наличию межфазных границ. Повышенное значение свободной энергии дисперсных частиц вызывает увеличение растворимости легирующих элементов в матрице (основной фазе) с уменьшением размера частиц. Когда α -фаза (матрица) и β -фаза (дисперсные частицы второй

фазы) представляют собой почти чистые элементы, то зависимость растворимости легирующего элемента в матрице определяется уравнением

$$c_{\alpha}(D) = c_{\alpha}(\infty)(1 + 4\gamma v_{\alpha}/TDk), \quad (26)$$

где $c_{\alpha}(\infty)$ — растворимость легирующего элемента в α -фазе при наличии выделений с плоской межфазной границей; γ — удельная поверхностная энергия межфазной границы; v_{α} — атомный объем; T — температура; D — диаметр частицы; k — постоянная Больцмана.

Дисперсные частицы второй фазы оказывают существенное влияние на механические и физические свойства сплавов. К примеру, предел текучести сплава при одном и том же объеме второй фазы с уменьшением размера частиц увеличивается. Частицы второй фазы воздействуют на структурные и фазовые превращения в сплавах при термической обработке. Они задерживают протекание процессов полигонизации и рекристаллизации. Дисперсные частицы тормозят движение дислокаций, а также миграцию малоугловых и высокоугловых межзеренных границ.

При термической обработке сплава изменяются параметры дисперсных частиц. Укрупнение дисперсных частиц, диспергированных в твердой матрице, называется коалесценцией. При коалесценции мелкие частицы растворяются, а крупные растут. Движущей силой коалесценции является уменьшение свободной энергии сплава.

Коалесценция обусловлена процессами диффузии компонентов сплава и переходом атомов через межфазную границу. Она контролируется самым медленным процессом. В большинстве случаев им является диффузия компонентов.

Если коалесценция контролируется объемной диффузией, то концентрация растворенного элемента в матрице вблизи каждой частицы второй фазы будет соответствовать его растворимости, определяемой ранее написанным соотношением. Концентрация растворенного элемента в объеме матрицы, находящейся в равновесии с мелкими частицами, будет больше, чем в объеме матрицы, контактирующем с крупными частицами (рис. 38).

Наличие градиентов концентрации легирующего элемента в сплаве вызывает его диффузионные потоки (рис. 39).

Зависимость скорости роста или растворения (dD/dt) частиц, средний размер которых $\bar{D}$, приведена на рис. 40. Все частицы диаметром меньше $\bar{D}/2$ растворяются, а диаметром больше $\bar{D}/2$ растут. Максимальная скорость роста наблюдается при $D = \bar{D}$.

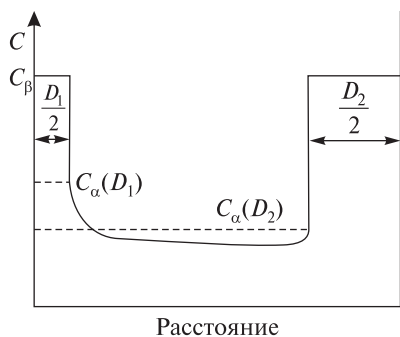


Рис. 38. Распределение легирующего элемента в матрице вблизи мелкого и крупного выделения второй фазы

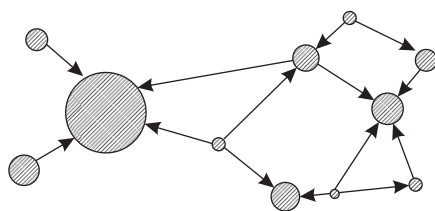


Рис. 39. Диффузионные потоки легирующего элемента в сплаве

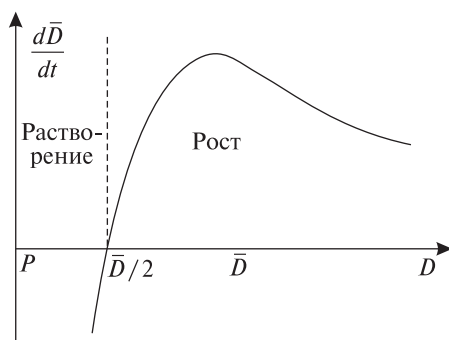


Рис. 40. Изменение скорости роста частиц в зависимости от их параметра D

Расчеты показали, что средний диаметр частиц в процессе отжига при постоянной температуре изменяется со временем по закону

$$\bar{D}^3 \sim t. \quad (27)$$

В условиях, когда коалесценция определяется переходом атомов через межфазную границу (в процессе отжига при постоянной температуре), изменение среднего диаметра частиц со временем происходит по закону

$$\bar{D}^2 \sim t. \quad (28)$$

Определение среднего размера шаровидных частей второй фазы в сплаве

Если частицы второй фазы в сплаве имеют шаровидную форму, то их сечения секущей плоскостью являются кругами. Диаметр сечения частицы d_x и ее диаметр D , как видно из рис. 41, связаны соотношением

$$d_x = 2\sqrt{\frac{D^2}{4} - x^2}, \quad (29)$$

где x — расстояние от секущей плоскости до центра частицы.

Любое расстояние от центра частицы до случайной секущей плоскости является равновероятным. Считая частицы второй фазы одинаковыми и используя выражение (29), можно установить соотношения между средним размером сечений $\bar{d}$ и диаметром частиц:

$$\bar{d} = \frac{1}{D} \int_{-D/2}^{D/2} d_x dx = \frac{4}{D} \int_0^{D/2} \frac{D^2}{4} - x^2 dx = \frac{D\pi}{4}.$$

Тогда

$$D = \frac{4\bar{d}}{\pi} = 1,27\bar{d}. \quad (30)$$

Соотношение (30) может быть использовано и для сплава, содержащего частицы второй фазы различного диаметра. В этом случае средний диаметр частиц второй фазы $\bar{D}$ рассчитывается из соотношения

$$\bar{D} = \frac{4\bar{d}}{\pi} = 1,27\bar{d}, \quad (31)$$

где $\bar{d}$ — средний диаметр сечений частиц на поверхности шлифа.

Средний размер сечений частиц можно определить методом секущих. При расположении случайной секущей на поверхности шлифа средняя длина отрезков ($\bar{L}$) секущей, расположенных на сечениях частиц второй фазы, связана с их средним диаметром $\bar{d}$ соотношением

$$\bar{L} = \frac{\pi\bar{d}}{4}. \quad (32)$$

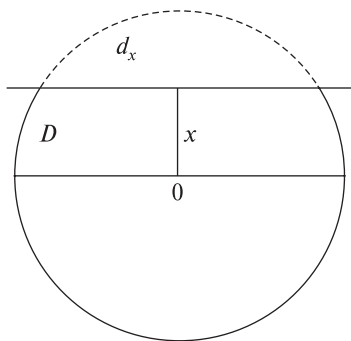


Рис. 41. Сечение частиц второй фазы секущей плоскостью

Тогда из соотношений (31) и (32) получим

$$\bar{D} = \frac{16\bar{d}}{\pi^2} = 1,62\bar{L}. \quad (33)$$

Соотношение (33) позволяет определить средний размер шаровидных частиц второй фазы сплава через среднее значение длин хорд случайных секущих, проходящих через сечения частиц на поверхности шлифа.

Относительная погрешность $\varepsilon_{\text{отн}}$ определения среднего размера частиц совпадает с относительной погрешностью определения средней длины хорды

$$\varepsilon_{\text{отн}} = \frac{At}{\sqrt{x}}, \quad (34)$$

где A – коэффициент, зависящий от структуры, формы секущих, их распределения на шлифе; t – нормированное отклонение ($t = 0,6745$ при доверительной вероятности $P = 0,5$); x – число измеренных хорд. При анализе структуры можно считать $A = 1$.

Абсолютная ошибка определения среднего размера частиц второй фазы сплава

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{отн}} \bar{D}. \quad (35)$$

Определение среднего размера шаровидных частиц второй фазы сплава проводится путем обсчета изображения структуры шлифа (увеличение 1000). С помощью секущих, расположенных случайно на поверхности изображения шлифа, определяют длины отрезков (хорд) L_i , попадающих на сечения частиц второй фазы. Для удобства пять секущих изображены на прозрачной пластине (рис. 42). Одно деление секущих при увеличении 1000 соответствует 1 мкм. Затем рассчитываются средняя длина хорды $\bar{L}$, средний диаметр частицы второй фазы $\bar{D}$, а также $\bar{D}^2$ и $\bar{D}^3$. Измерения и расчеты выполняются на шлифах сплава, находящегося в исходном состоянии, и шлифах сплавов, подвергнутых отжигу при по-

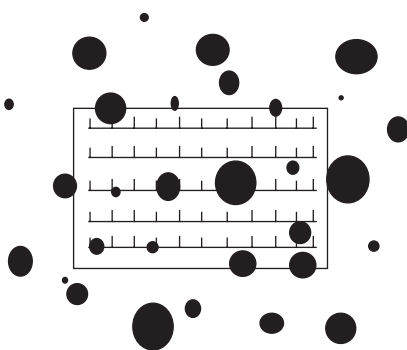


Рис. 42. Схема определения диаметра частиц по изображению шлифа

стоянной температуре в течение времени $t_1 = 2$ ч, $t_2 = 4$ ч, $t_3 = 7$ ч, $t_4 = 11$ ч, $t_5 = 15$ ч. Объем выборки измерений $X = 50$.

Результаты измерений и расчетов записываются в форме таблицы.

Номер секущей	Длина хорды, мкм	Номер секущей	Длина хорды, мкм
1		26	50
2		27	
<...>			
25			
$\bar{L} = \text{мкм} \quad \bar{D} = \text{мкм} \quad \bar{D}^2 = \text{мкм}^2 \quad \bar{D}^3 = \text{мкм}^3$			

Строятся графики зависимостей $\bar{D}^2(t)$ и $\bar{D}^3(t)$. Определяется зависимость $\bar{D}(t)$, при которой графики являются прямолинейными.

Ход работы

1. Изучите метод определения среднего диаметра шаровидных частиц.

2. Используя изображения структуры шлифов сплавов, находящихся в исходном состоянии ($t = 0$ ч) и отожженных при постоянной температуре в течение времени $t_1 = 2$ ч, $t_2 = 4$ ч, $t_3 = 7$ ч, $t_4 = 11$ ч, $t_5 = 15$ ч, определите длины L_i хорды секущих, расположенных на сечениях частиц второй фазы.

3. Рассчитайте $\bar{L}$, $\bar{D}$, $\bar{D}^2$ и $\bar{D}^3$.

4. Постройте зависимости $\bar{D}(t)$, $\bar{D}^2(t)$ и $\bar{D}^3(t)$. Определите, используя выражения (27) и (28), процесс, контролирующий коалесценцию дисперсных частиц второй фазы.

5. Рассчитайте относительную $\varepsilon_{\text{отн}}$ и абсолютную ε ошибки определения среднего диаметра частиц второй фазы, используя формулы (34) и (35).

Контрольные вопросы

1. В чем заключается метод определения среднего диаметра шаровидных частиц второй фазы в сплаве?

2. Какова характеристика сплавов, содержащих дисперсные частицы второй фазы.

3. В чем состоит коалесценция дисперсных частиц?

4. Какими процессами контролируется коалесценция?

5. Какой будет удельная поверхность межфазной границы (используйте полученные данные)?

6. Как изменяется среднее расстояние между частицами при их коалесценции?

Лабораторная работа 11

Старение алюминиевых сплавов

Цель: изучить влияние старения сплава Д16 на его механические свойства; освоить методику измерения твердости металлов по методу Виккерса.

Оборудование: прибор для измерения твердости ТПП-2, образцы из сплава Д16, муфельная печь, сушильный шкаф.

Старение сплавов

Под старением сплавов понимается термическая обработка, при которой в сплаве, подвергнутом закалке без полиморфного превращения, главным процессом выступает распад пересыщенного твердого раствора. При старении изменяются свойства сплава.

Подготовкой сплава к старению является его закалка без полиморфного превращения, когда фиксируется при более низкой температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре. Закалка применима к любым сплавам, в которых одна фаза полностью или частично растворяется в другой. К примеру, из рис. 43 видно, что максимальная растворимость меди в алюминии в твердом состоянии

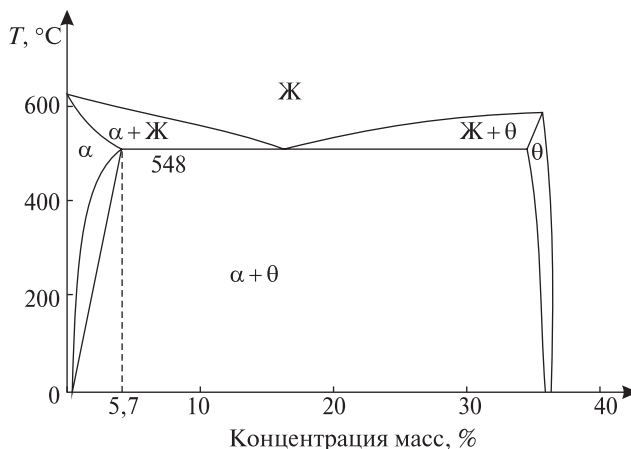


Рис. 43. Диаграмма состояний Al—Cu

равна 5,7 % при температуре 548 °С. С понижением температуры растворимость меди в алюминии в твердом состоянии уменьшается и при комнатной температуре становится равной 0,2–0,5 %. Именно поэтому при закалке, например сплава с концентрацией меди более 0,5 %, до комнатной температуры образуется пересыщенный твердый раствор меди в алюминии.

При старении происходит распад пересыщенного твердого раствора. Старение подразделяется на естественное, происходящее при комнатной температуре (или при температуре несколько выше комнатной), и искусственное, требующее нагрева до определенной температуры. При выборе оптимального режима старения часто исходят из требования достигать максимальной прочности сплава.

В зависимости от режима старения, структурных изменений и получаемого комплекса свойств искусственное старение можно разделить на полное, неполное, перестаривание и стабилизирующее. Полное искусственное старение проводят при такой температуре и продолжительности, которые обеспечивают достижение максимальной прочности. Неполное искусственное старение – старение с более короткой выдержкой или при более низкой температуре, чем полное, с целью повысить прочность при сохранении достаточной пластичности. Перестаривание – старение при более высокой температуре с целью получить сочетание повышенных значений прочности, пластичности, коррозионной стойкости и других свойств. Стабилизирующее старение – разновидность перестаривания, целью которого является стабилизация свойств материала.

Скорость охлаждения после старения не влияет на свойства сплава. Обычно от температуры старения до комнатной температуры изделия охлаждаются на воздухе.

У стареющих алюминиевых сплавов в первую очередь образуются скопления атомов легирующих элементов – кластеры. Кластеры, обнаруживаемые структурными методами, называются зонами Гинье – Престона (ГП). У них та же кристаллическая решетка, что и у матричного раствора, но из-за различия в атомных диаметрах растворителя и растворенного вещества наблюдается локальное изменение межплоскостных расстояний (рис. 44). К примеру, в сплаве Al–Cu атомы меди занимают одну из плоскостей, а по обе стороны от нее параллельные плоскости состоят только из атомов алюминия. Поскольку атомный диаметр у меди меньше, чем у алюминия, то плоскости, заполненные атомами алюминия, смещены в сторону плоскости, состоящей из атомов меди.

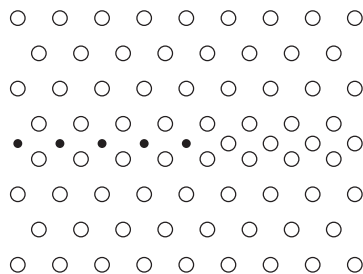


Рис. 44. Модель зоны ГП:

○ – Al; ● – Cu

Смещение атомных слоев из нормальных положений при удалении от центра зоны ГП уменьшается. Зоны ГП могут быть не только плоскими, но и сферическими, как в сплаве Al–Ag.

Скорость диффузии, которая обеспечивает образование зон, аномально большая и вызвана пересыщением твердого раствора вакансиями. Поскольку механизм диффузии в растворах замещения вакансионный, то закалочные вакансии резко ускоряют миграцию легирующего элемента, чем и обусловлена высокая скорость образования кластеров при сравнительно низких температурах.

При старении из пересыщенных растворов может выделяться метастабильная переходная фаза, кристаллическая структура и химический состав, который является промежуточным между исходным раствором и стабильной фазой. В некоторых системах может выделяться несколько переходных фаз. Так, в сплавах системы Al–Cu из пересыщенного твердого раствора, кроме стабильной θ -фазы (Al_2Cu), могут выделяться две переходные фазы: θ' -фаза и θ'' -фаза. Их кристаллическая структура показана на рис. 45.

Решетка стабильной θ -фазы является тетрагональной с периодами $a = 6,07 \text{ \AA}$ и $c = 4,87 \text{ \AA}$. Поскольку элементарная ячейка θ -фазы существенно отличается от элементарной ячейки твердого раствора, то выделения стабильной фазы некогерентные. Решетка переходной θ' -фазы – тетрагональная, причем часть плоскостей занята только атомами Cu, а часть – только атомами Al. Химический состав θ'' -фазы соответствует формуле Al_2Cu . Выделения θ'' -фазы являются когерентными. Кристаллическая решетка θ' -фазы тетрагональная. Если по плоскости (001) пластинчатые выделения θ' -фазы имеют с матрицей когерентную границу благодаря идеальному сопряжению решеток, то по плоскости (010) и (100) из-за значительного несоответствия строения фаз межа-

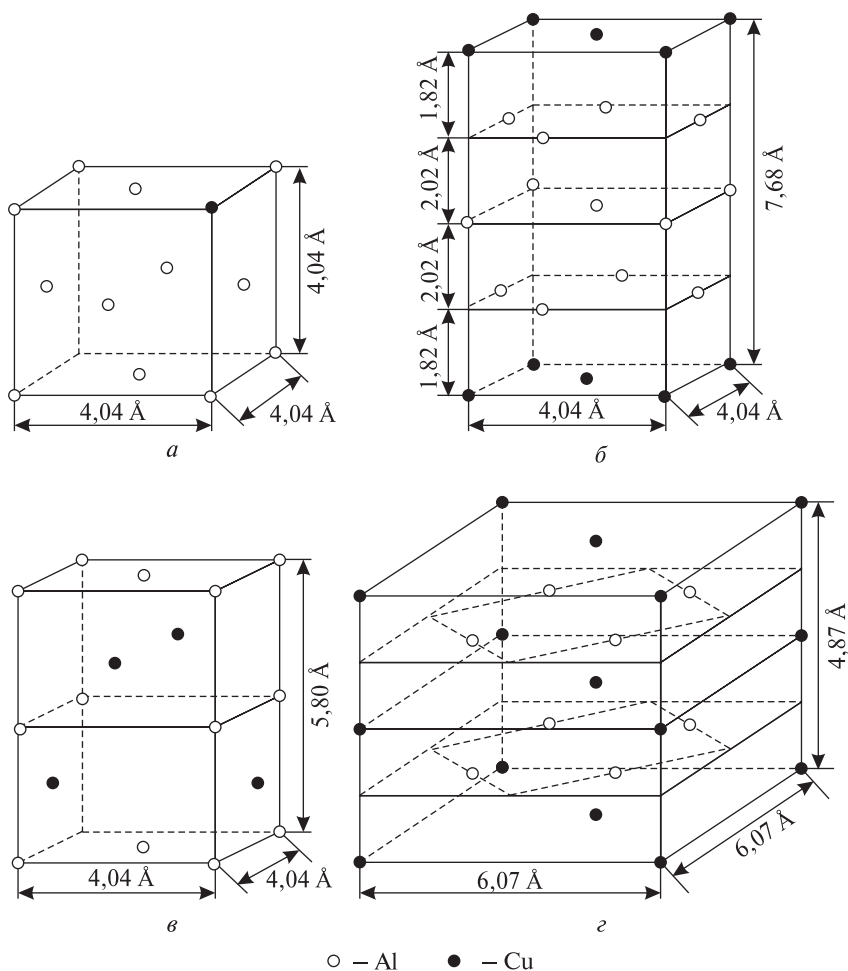


Рис. 45. Кристаллическая структура фаз в сплавах системы Al–Cu:
a – α-фаза; *б* – θ''-фаза; *в* – θ'-фаза; *г* – θ-фаза

зовая граница полукогерентная. Именно поэтому выделения θ'-фазы являются частично когерентными.

Старение сплавов приводит к изменению их механических и физических свойств. Так, с увеличением продолжительности старения пределы прочности, текучести и твердость сплава возрастают, достигают максимального значения, а затем снижаются. Старение до достижения максимума прочностных свойств называется упрочняющим, а после

максимума — разупрочняющим. Упрочнение в начале старения — результат торможения дислокаций выделениями, которые образовались при распаде пересыщенного твердого раствора. Дислокация тормозится полями упругих напряжений в матрице вокруг выделения, прохождением дислокаций через выделения второй фазы, при обходе дислокациями выделений второй фазы. Максимальное упрочнение чаще всего достигается благодаря выделению зон ГП и переходных фаз. Выделение стабильных фаз и процесс укрупнения выделяющихся фаз приводят к понижению прочностных свойств.

В данной лабораторной работе изучается старение сплава Д16, содержащего 4,3 % меди, 1,5 % магния и 0,6 % марганца. Температура нагрева образцов сплава Д16 составляет 500 °С, время выдержки при 500 °С — 30 мин. Закалка проводится в воде. Старение закаленного сплава осуществляется при 260 °С.

Определение твердости по Виккерсу

Определение твердости по Виккерсу (HV) осуществляется вдавливанием в испытуемую поверхность алмазной пирамиды. Мерой твердости при этом служит величина диагонали отпечатка d (рис. 46).

Твердость по Виккерсу определяется делением нагрузки на площадь боковой поверхности полученного отпечатка и выражается через P и d следующим образом:

$$HV = \frac{1,8544P}{d^2} \text{ (кгс/мм}^2\text{)}. \quad (36)$$

Обычно число твердости HV находится с помощью таблиц по величине P и d .

Относительная малая глубина вдавливания индентора требует, как правило, отполированной поверхности испытания.

В лабораторной работе для измерения твердости по Виккерсу применяется прибор ТПП-2, схема которого приведена на рис. 47.

Прибор ТПП-2 состоит из двух систем: нагружения и измерительной, смонтированных в корпусе.

Система нагружения включает сменные стаканы нагружения, валик эксцентриковый, поворот которого осуществляется рукояткой, поворотную рамку с алмазным наконечником.

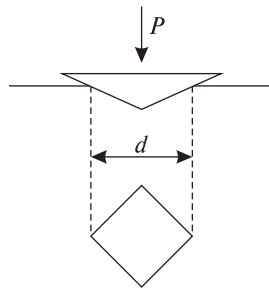


Рис. 46. Испытание твердости по Виккерсу

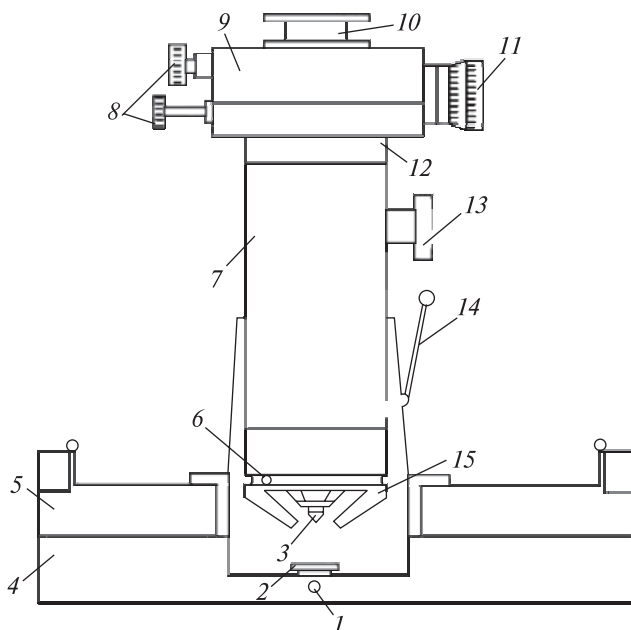


Рис. 47. Схема прибора ТПП-2:

- 1 – винт перемещения столика; 2 – столик для образца;*
- 3 – алмазная пирамида; 4 – основание;*
- 5 – магнитный захват; 6 – ручка поворотной*
- рамки; 7 – корпус; 8 – винты перемещения рисок;*
- 9 – измерительная головка; 10 – окуляр;*
- 11 – отсчетный барабан; 12 – переходник;*
- 13 – винт подъема и опускания корпуса;*
- 14 – рукоятка; 15 – конус*

Поворотная рамка с помощью ручки может отклоняться от вертикали на угол, равный 17° .

Измерительная система состоит из измерительной головки, переходника, объектива, конуса и осветителя. В измерительной головке имеется шкала, сетка со сплошной риской и сетка с пунктирной риской, связанные соответственно с винтами перемещения рисок, отсчетный барабан и окуляр.

Подъем и опускание корпуса осуществляются с помощью винта.

Прибор ТПП-2 крепится с помощью магнитных захватов к основанию, изготовленному из стали. Испытуемый образец помещается на столик, который перемещается с помощью винта.

Приведем алгоритм работы на приборе ТПП-2:

- 1) поместить испытуемый образец на столик;
- 2) вращая винт перемещения столика, подвести образец к объективу;
- 3) выбрать место испытания на поверхности образца, предварительно включив освещение;
- 4) вращая винт подъема и опускания корпуса, подвести конус вплотную к испытуемому образцу;
- 5) с помощью ручки поворотной рамки привести алмазную пирамиду в рабочее положение;
- 6) плавно поворачивая рукоятку на себя до упора, приложить испытательную нагрузку (5 кгс);
- 7) по истечении времени выдержки (30 с) снять нагрузку, повернув рукоятку в исходное положение;
- 8) ручкой привести рамку с алмазным наконечником в нерабочее положение;
- 9) вращением окуляра измерительной головки получить резкое изображение шкалы;
- 10) провести измерения диагоналей отпечатка в двух взаимно перпендикулярных направлениях: винтом перемещения риск нулевой штрих шкалы проводится к левому краю отпечатка, затем отсчетным барабаном сплошная риска проводится к правому краю отпечатка (число целых делений шкалы, заключенных между нулевым штрихом шкалы и сплошной риской, дает число десятых долей миллиметра; число долей барабана дает число тысячных долей миллиметра, например число целых делений на барабане 75, значит, длина диагонали равна 0,175 мм);
- 11) по средней арифметической величине двух диагоналей по таблице определить число твердости (нагрузка по 5 кгс).

Для повышения точности измерения твердости провести не менее 10 испытаний и рассчитать среднее значение.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с работой прибора измерения твердости металлов по методу Виккерса ТПП-2.
2. Проведите закалку образцов сплава Д16 (температура закалки – 500 °С).
3. Проведите старение закаленных образцов при 200 и 260 °С со следующим выдержками: 0, 20, 40 и 80 мин.
4. Проведите испытания состаренных образцов на приборе для измерения твердости металлов по методу Виккерса ТПП-2.
5. Постройте график зависимости HV от времени старения.

Контрольные вопросы

1. Как вы можете охарактеризовать диаграмму состояния сплавов системы Al–Cu?
2. В чем состоит старение сплавов?
3. Какие существуют режимы старения? В чем их суть?
4. Как происходит образование зон ГП?
5. В чем заключается зависимость прочностных свойств от времени старения закаленного сплава Д16?
6. Какие существуют отличия кристаллических решеток переходных и стабильных фаз?

ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛОВ

Лабораторная работа 12 Испытание металлов растяжением

Цель: освоить методику испытания металлов растяжением на разрывной машине; определить прочностные и пластические свойства стали.

Оборудование: разрывная машина Р-0,5, образцы из стали и меди, штангенциркуль, микрометр.

Механические свойства металлов

Деформацию металла удобно описать в координатах «напряжение — деформация» (диаграмма деформирования). Типичная диаграмма растяжения металла представлена на рис. 48. На диаграмме можно выделить несколько областей: 1 — зона упругих деформаций; 2 — зона упруго-пластических деформаций; 3 — зона разрушения.

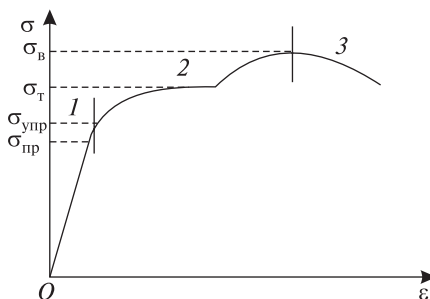


Рис. 48. Диаграмма растяжения металла

Действие упругой деформации на форму, структуру и свойства металлов полностью устраняется после прекращения действия вызывающих ее сил.

Пластическая деформация металла остается после снятия вызывающей ее нагрузки. Она обусловлена движением дислокаций. При растяжении монокристаллы претерпевают большую деформацию за счет скольжения дислокаций по одной кристаллографической системе. Деформация поликристалла протекает несколько по-другому, что связано с различной ориентировкой зерен и их границ. Различная ориентировка зерен приводит к тому, что под действием внешней нагрузки деформация в них начинается неодновременно. В каждом зерне даже при малых деформациях действует несколько систем скольжения. Границы зерен служат препятствием для движущихся дислокаций, что приводит к образованию их скоплений. Возникающие при этом напряжения способны вызвать деформацию в соседних зернах. При высоких температурах границы зерен представляют собой ослабление области в металле, и при деформации может иметь место скольжение по границам зерен. Величина напряжения, вызывающего пластическую деформацию, зависит от сил Пайерлса — Набарро, примесей, легирующих элементов, дисперсных выделений второй фазы, размера зерен, плотности дислокаций. Основные изменения структуры металла при пластической деформации состоят в увеличении плотности дислокаций, формировании преимущественной ориентировки зерен, уменьшении их размеров. Так, если в отожженном металле плотность дислокаций составляет $10^6 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$, то в деформированном металле может достигать $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Металлы характеризуются прочностными свойствами, к которым относятся предел пропорциональности ($\sigma_{\text{пр}}$), условный предел упругости ($\sigma_{\text{упр}}$), физический и условный пределы текучести ($\sigma_{\text{т}}$ — физический, $\sigma_{0,2}$ — условный), предел прочности ($\sigma_{\text{в}}$). Пластическим свойством является также относительное удлинение (δ) и относительное сужение (ψ).

Определение механических свойств

Для определения механических свойств металлы подвергаются испытаниям, к которым относится растяжение, выполняемое на разрывных машинах. При испытании на растяжение используют либо цилиндрические, либо плоские образцы. Форма образца приведена на рис. 49.

Обозначение основных геометрических параметров образца (в мм): l — рабочая длина (часть образца с постоянной площадью поперечного сечения между его установками для захвата); l_0 — начальная расчетная

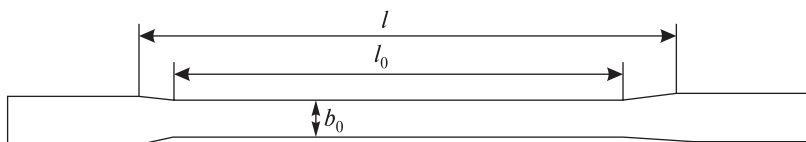


Рис. 49. Образец для испытания на растяжение

длина образца (участок рабочей длины образца до разрыва, на котором определяют удлинение); l_k — конечная расчетная длина образца (длина расчетной части после разрыва образца); a_0 — начальная толщина рабочей части плоского образца; b_0 — начальная ширина рабочей части образца; F_0 (в мм^2) — начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца до разрыва; F_k (в мм^2) — минимальная площадь поперечного сечения образца после его разрыва; Δl — абсолютное удлинение образца.

Для выполнения лабораторной работы используется разрывная машина Р-0,5, предназначенная для испытания на растяжение проволоки, металлических лент и тонкого листа, а также для испытания на сжатие.

Общий вид машины представлен на рис. 50. Основные ее элементы: привод, пульт управления, силоизмеритель, механизм перемещения траверсы, захваты, органы управления, показывающие приборы.

Привод представляет собой сварной каркас, внутри которого размещены одноступенчатый червячный редуктор и электродвигатель с регулируемой скоростью.

Механизм перемещения траверсы состоит из двух стоек, укрепленных на плите и соединенных сверху неподвижной траверсой. Подвижная траверса перемещается между верхней траверсой и приводом по ходовым винтам.

Пульт управления включает сварной каркас и укрепленную на его лицевой стороне панель, на которой размещены показывающие приборы, органы управления и самопишущий прибор.

На верхней траверсе смонтирован силоизмеритель, основными узлами которого являются узловой двуплечный рычаг с грузами, тяга и маятник. На штанге маятника крепятся грузы для создания нагрузок до 1, 2,5 и 5 кН. На верхней траверсе установлен арретир для фиксации пассивного захвата при замене образца.

Управление работой машины Р-0,5 заключается в следующем. Включением переключателя «Сеть» подается напряжение на блок привода и схему управления. Рабочий ход активного захвата обеспечивается при нажатии на кнопку «Вниз». Подъем активного захвата осуществляется нажатием на кнопку «Вверх». Электрической схемой машины преду-

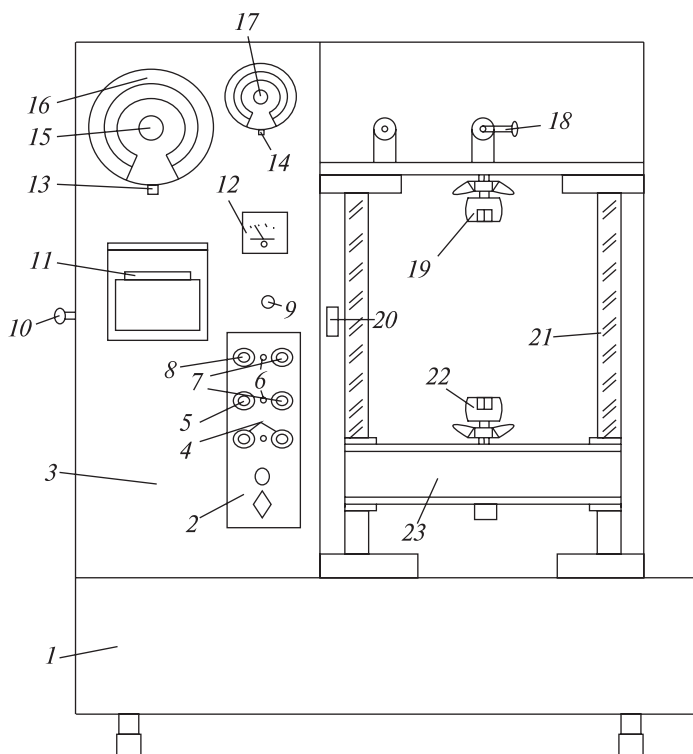


Рис. 50. Общий вид машины Р-0,5:

1 – привод; 2 – переключатель «Сеть»; 3 – пульт управления;
 4 – регуляторы скорости «Грубо» и «Точно»; 5 – кнопка «Ускоренно»;
 6 – сигнальная лампочка (2 шт.); 7 – кнопка «Вниз» и «Вверх»;
 8 – кнопка «Стоп»; 9 – переключение указателя скорости; 10 – ручка
 перемотки диаграммы; 11 – самопишущий прибор; 12 – указатель
 скорости деформации; 13 – ручка установки нуля нагрузки;
 14 – указатель деформации; 15 – ручка возврата контрольной
 стрелки; 16 – шкалы нагрузок; 17 – шкала деформаций; 18 – арретир;
 19 – пассивный захват; 20 – переключатель масштабов; 21 – механизм
 перемещения traversы; 22 – активный захват; 23 – подвижная traversа

смотрены ускоренные ходы активного захвата вниз и вверх. Ускоренное движение достигается нажатием кнопки «Ускоренно». Причем переход на ускоренный ход вверх (вниз) осуществляется сначала нажатием на кнопку «Вниз» и «Вверх», а затем – «Ускоренно». Переход с ускоренного движения активного захвата на обычный ход возможен только при нажатии на соответствующую кнопку «Вниз» и «Вверх».

Алгоритм испытания образца на машине Р-0,5

Представим порядок работы на машине Р-0,5. Необходимо:

- 1) включить переключатель «Сеть»;
- 2) нажать кнопку «Вниз» и с помощью регулятора «Грубо» и «Точно» установить нужную скорость деформации;
- 3) арретир поставить в положение «Закрыт»;
- 4) один конец образца укрепить в пассивном захвате;
- 5) арретир поставить в положение «Открыт»;
- 6) нажать сначала кнопку «Вверх», а затем «Ускоренно» и подогнать активный захват к образцу;
- 7) нажать кнопку «Стоп» и остановить активный захват;
- 8) закрыть второй конец образца в активном захвате;
- 9) установить нуль шкалы нагрузки и контрольную стрелку на нуль;
- 10) нажать кнопку «Вниз».

Разрывная машина позволяет проводить запись диаграммы растяжения. Скорость вращения диаграммного барабана пропорциональна перемещению активного захвата. Отклонение записывающего карандаша пропорционально нагрузке, приложенной к образцу.

В процессе нагружения пассивный захват перемещается на некоторую величину, максимальное значение которой равно 6 мм и достигается при максимальной нагрузке. Данное перемещение отражается на диаграмме «нагрузка — деформация». Именно поэтому для определения истинного удлинения образца в любой точке диаграммы необходимо:

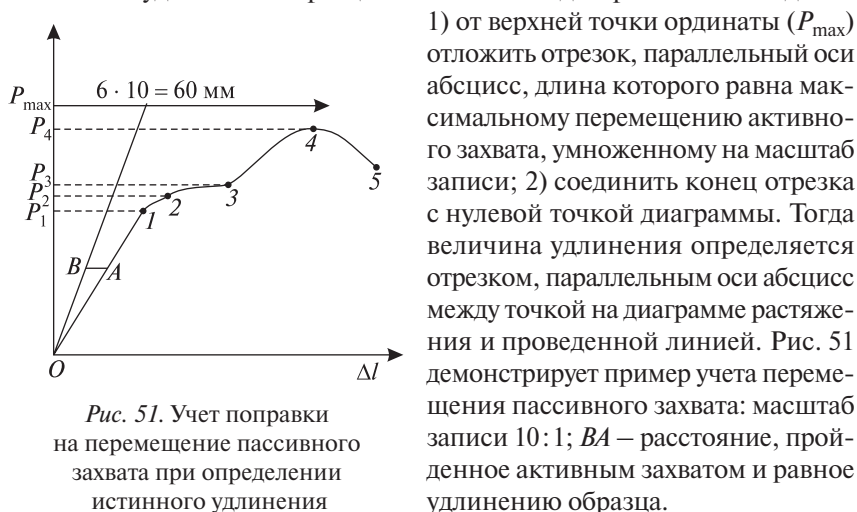


Рис. 51. Учет поправки на перемещение пассивного захвата при определении истинного удлинения

Диаграмма растяжения образца, записанная на разрывной машине, используется для определения прочностных и пластических свойств металла. На линейном участке $O-I$ наблюдается пропорциональная зависимость между P и Δl , что отражает закон Гука. Точка I определяет коэффициент пропорциональности:

$$\sigma_{\text{пр}} = \frac{P_1}{F_0}. \quad (37)$$

Точка 2 соответствует условному пределу упругости $\sigma_{\text{упр}}$, при котором остаточное удлинение достигает заданной величины (обычно 0,05 %). В случаях, когда не требуется высокой точности, условный предел упругости принимается равным пределу пропорциональности.

Площадка текучести (на ней находится точка 3) позволяет определить физический предел текучести:

$$\sigma_{\text{т}} = \frac{P_3}{F_0}, \quad (38)$$

где P_3 — нагрузка, при которой наблюдается течение металла.

Для металлов, не имеющих на диаграмме площадки текучести, принимается условный предел текучести: как напряжение, при котором остаточная деформация образца достигает определенного значения (обычно 0,2 %).

Предел прочности определяется точкой 4:

$$\sigma_{\text{в}} = \frac{P_4}{F_0}, \quad (39)$$

где P_4 — наибольшая нагрузка, предшествующая разрушению образца.

Относительное удлинение после разрыва δ — отношение приращения расчетной длины образца после разрыва $l_{\text{к}} - l_0$ к первоначальной расчетной длине l_0 (в %):

$$\delta = \frac{l_{\text{к}} - l_0}{l_0} \cdot 100. \quad (40)$$

Относительное сужение после разрыва ψ — отношение разности начальной площади F_0 и минимальной площади $F_{\text{к}}$ поперечного сечения образца после разрыва к начальной площади F_0 (в %):

$$\psi = \frac{F_0 - F_{\text{к}}}{F_0} \cdot 100. \quad (41)$$

Учитывая поправку на удлинение, можно оценить величину модуля Юнга:

$$E = \frac{\sigma}{\delta}, \quad (42)$$

где σ — напряжение, вызывающее относительную деформацию $\delta = \Delta l / l_0$, Δl — истинное удлинение.

Величины l и P соответствуют нагрузке P , которая меньше P_1 . Учитывая вышеуказанное, модуль Юнга рассчитывается по формуле

$$E = \frac{Pl_0}{F_0 \Delta l}. \quad (43)$$

Ход работы

1. Ознакомьтесь с работой машины Р-0,5 и подготовьте образец к испытанию.
2. Проведите испытание образца на растяжение.
3. Используя диаграмму «нагрузка — деформация» и соотношения (37)–(43), определите предел пропорциональности ($\sigma_{\text{пр}}$), физический предел текучести ($\sigma_{\text{т}}$), предел прочности ($\sigma_{\text{в}}$), относительное удлинение (δ), оцените величину модуля Юнга (E).

Контрольные вопросы

1. Как выглядит диаграмма деформирования поликристаллов?
2. Укажите прочностные и пластические свойства металлов и их определение по диаграмме деформирования.
3. Какую форму имеют образцы для испытания на растяжение?
4. Каковы назначение, устройство и работа разрывной машины Р-0,5?

Лабораторная работа 13

Двойникование в кристаллах

Цель: определить плоскость двойникования в монокристалле висмута; изучить устройство и работу металлографического микроскопа ММУ-3.

Оборудование: монокристаллы висмута с двойниками, металлографический микроскоп ММУ-3.

Двойникование кристаллов

Важнейшим свойством металлов является их пластичность — способность претерпевать большую остаточную деформацию без разрушения. Пластическая деформация кристаллов является результатом

необратимых смещений атомов, которые можно условно разделить на три группы: сдвиговые, диффузионные и пограничные. К сдвиговой группе относятся скольжение и двойникование, обусловленное скольжением полных и двойнивающих дислокаций. Их скольжение приводит к закономерным перемещениям групп атомов вдоль определенных кристаллографических плоскостей и направлений. При диффузионных механизмах пластическая деформация происходит в результате диффузионных процессов, осуществляемых хаотическим перемещением отдельных атомов. Пограничные механизмы деформации связаны с перемещением зерен и блоков и их поворотов относительно друг друга.

Пластическая деформация кристаллов чаще всего вызвана одновременным действием нескольких механизмов. В обычных условиях деформация металлов и сплавов осуществляется скольжением, позволяющим достигать наибольших скоростей и величины деформации.

Когда пластическая деформация скольжением затруднена (низкие температуры, высокие скорости деформирования), монокристаллы деформируются двойникованием. При двойниковании происходит сдвиг одной части кристалла относительно другой в определенной плоскости и направлении (данные плоскость и направление называются плоскостью и направлением двойникования). Область кристалла, претерпевшая двойникование, является зеркальным отражением в плоскости двойникования нижележащей части кристалла (рис. 52).

Двойники имеют форму плоскопараллельных пластин или тонких линз. Размеры двойниковых прослоек зависят от материала и условий деформации: толщина может меняться от десятков ангстрем до миллиметра, а длина — достигать размеров образца.

Механическое двойникование идет при напряжениях намного меньших, чем теоретическая прочность совершенных кристаллов. Вместе с тем для начала двойникования нужны более значительные напряже-

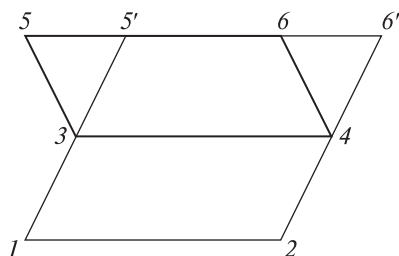


Рис. 52. Схема двойника:
область 126'5' — исходный кристалл;
область 3465 — двойник

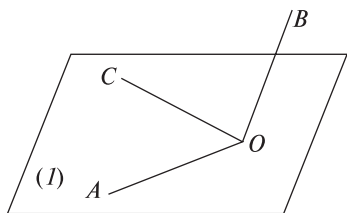


Рис. 53. Полусный механизм двойникования

ния, чем для скольжения. Напряжение начала двойникования в значительной мере зависит от наличия концентраторов напряжения (локальных напряжений) в исходном кристалле. Скорость двойникования в кристалле составляет значительную часть скорости звука. Причиной быстрого распространения двойников является большая разница в напряжениях их образования и последующего роста.

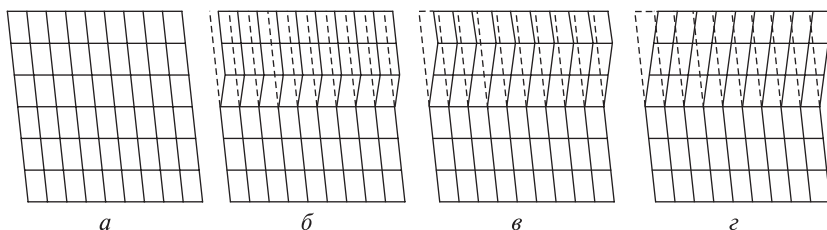


Рис. 54. Схема роста двойника:
а — исходный кристалл; б, в, г — кристалл
после прохождения двойнивающей дислокации

В настоящее время разработаны дислокационные механизмы двойникования. Наиболее наглядным является полюсный механизм, действие которого проиллюстрировано на рис. 53. Дислокационные линии OA , OB и OC выходят из одной точки O (их суммарный вектор Бюргерса равен нулю). Плоскость (I) — плоскость двойникования, в которой лежит вектор Бюргерса двойнивающей дислокации OC . Двойнивающая дислокация вращается вокруг центра O и за один оборот смещает все атомы, лежащие выше плоскости (I) на величину, равную своему вектору Бюргерса. Однако поскольку дислокация OB имеет винтовую компоненту, перпендикулярную к плоскости двойникования и равную расстоянию между ее атомными слоями, то вращающаяся двойнивающая дислокация за один оборот переходит в следующий слой. Благодаря повторяющемуся движению двойнивающей дислокации и происходит постепенный рост двойника (рис. 54).

Методика определения плоскости двойникования

Двойниковые пластины на боковой поверхности монокристаллических образцов после химического травления заметны в виде темных полос, границы которых образуют определенные углы α и β с ребром

образца (рис. 55). Плоскость двойниковогоания образует угол γ с поверхностью кристалла. Из геометрических построений следует, что

$$\operatorname{tg} \gamma = \frac{\operatorname{tg} \beta}{\sin \alpha}. \quad (44)$$

Углы α и β измеряются с помощью металлографического микроскопа ММУ-3.

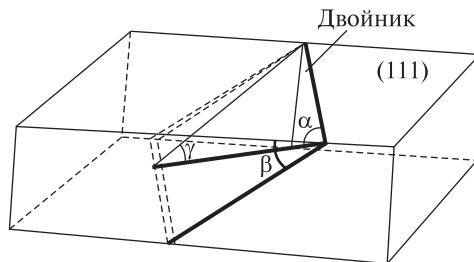


Рис. 55. Схема расположения двойника

Обычно поверхность кристалла является характерной кристаллографической плоскостью. В нашем случае исследуется кристалл висмута, верхняя грань которого совпадает с плоскостью спайности (111). Кристаллическая решетка висмута ромбоэдрическая, поэтому угол φ между кристаллографическими плоскостями рассчитывается по формуле

$$\cos \varphi = \frac{C \sin^2 \delta + D(\cos^2 \delta - \cos \delta)}{\sqrt{E_1 \sin^2 \delta + G_1(\cos^2 \delta - \cos \delta)} \cdot \sqrt{E_2 \sin^2 \delta + G_2(\cos^2 \delta - \cos \delta)}}, \quad (45)$$

где

$$C = h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2; \quad D = k_1 l_2 + k_2 l_1 + l_1 h_2 + l_2 h_1 + h_1 k_2 + h_2 k_1;$$

$$E_1 = h_1^2 + k_1^2 + l_1^2; \quad E_2 = h_2^2 + k_2^2 + l_2^2;$$

$$G_1 = h_1 k_1 + h_1 l_1 + k_1 l_1; \quad G_2 = h_2 k_2 + h_2 l_2 + k_2 l_2.$$

Для висмута угол δ равен 87° , h, k, l — индексы плоскостей.

Рассчитав углы между плоскостью (111) и другими плоскостями ((100), (110), (112), (122), (123), $(1\bar{1}0)$, $(1\bar{1}2)$, $(11\bar{2})$) и сравнив их с углом γ , можно определить индексы плоскости двойниковогоания. Для плоскости двойниковогоания угол φ равен углу γ .

Устройство металлографического микроскопа ММУ-3

Металлографический микроскоп ММУ-3 предназначен для визуального наблюдения непрозрачных объектов в отраженном свете при

работе в светлом и темном поле и поляризованном свете. Оптическая схема ММУ-3 показана на рис. 56.

При наблюдении в светлом поле лучи от источника света проходят через коллектор, теплофильтр, осветительную линзу, диаграмму, отражаются от плоскопараллельной полупрозрачной пластинки и направляются через объектив на объект. Лучи, отраженные от поверхности объекта, снова проходят через объектив, который совместно с линзой проектирует изображение объекта в фокальную плоскость окуляров.

При наблюдении в темном поле из хода лучей исключается пластинка, осветительная линза и диафрагма, вводится кольцевая диафрагма. Свет, пройдя через нее, отражается от кольцевого зеркала и падает на параболический конденсор. Лучи, диффузно отраженные от неровностей объекта, попадают в объектив. В поле зрения микроскопа неровности объекта изображаются светлыми на общем темном фоне.

Анализатор и поляризатор служат для наблюдения в поляризованном свете.

Светофильтр повышает контраст исследуемого образца.

Микроскоп ММУ-3 имеет поворотный столик. Цена деления вращения столика — 2° . С помощью поворотного столика ММУ-3 можно определить углы между следом двойника на боковой грани и ребром. Для этого прямая линия, наблюдаемая в окуляре микроскопа, располагается вдоль границы двойника и кристалла, а затем с помощью поворотного столика — параллельно ребру кристалла.

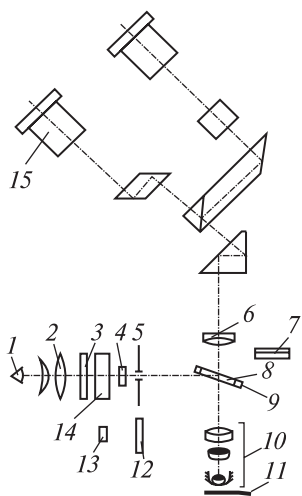


Рис. 56. Оптическая схема микроскопа ММУ-3:

- 1 — источник света; 2 — коллектор;
- 3 — термофильтр; 4 — осветительная линза; 5 — диафрагма; 6 — линза;
- 7 — анализатор; 8 — полупрозрачная пластинка; 9 — кольцевое зеркало;
- 10 — объектив; 11 — объект;
- 12 — кольцевая диафрагма;
- 13 — поляризатор; 14 — светофильтр;
- 15 — окуляр

Ход работы

1. Ознакомьтесь с устройством и работой микроскопа ММУ-3.
2. Измерьте углы α и β , образованные следами двойника на верхней и боковой гранях с ребром образца.
3. Используя соотношение (44), определите угол между плоскостью (111) и плоскостью двойникования.
4. Используя соотношение (45), рассчитайте угол между плоскостями (111) и (100), (100), (112), (122), (123), $(1\bar{1}0)$, $(1\bar{1}2)$, $(11\bar{2})$ в кристалле висмута.
5. Определите плоскость двойникования.
6. Зарисуйте структуру двойников, наблюдаемых в микроскопе.

Контрольные вопросы

1. Назовите механизмы пластической деформации кристаллов.
2. Охарактеризуйте двойникование в кристаллах.
3. Перечислите условия протекания процесса двойникования.
4. Изложите методику определения плоскости двойникования.
5. Опишите устройство и работу металлографического микроскопа ММУ-3.

Лабораторная работа 14 **Ползучесть металлов**

Цель: изучить явление ползучести; получить кривую ползучести и определить энергию активации.

Оборудование: установка для изучения явления ползучести, секундомер, образцы из алюминия.

Явление ползучести металлов

Процесс пластического течения материала под воздействием приложенного постоянного напряжения называется ползучестью. Зависимость деформации образца от времени действия постоянного напряжения при неизменяющейся температуре описывается кривой ползучести. Если к образцу мгновенно приложить постоянное напряжение, превышающее предел текучести, то он мгновенно деформируется до величины ϵ_1 (рис. 57). В дальнейшем при сохранении постоянного напряжения деформация образца будет возрастать до постоянного значения ϵ_2 , если испытание на ползучесть происходит при низких температурах

по сравнению с температурой плавления T_m . Величина деформации, равная $\varepsilon_2 - \varepsilon_1$, называется деформацией ползучести. Следует отметить, что ползучесть наблюдается и при напряжениях, существенно меньших макроскопического предела текучести.

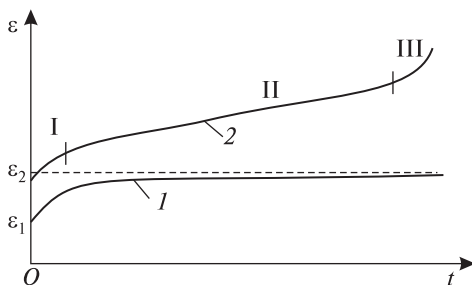


Рис. 57. Кривые ползучести:
1 — при низких температурах;
2 — при высоких температурах

Несколько другой вид имеет кривая ползучести, если испытание проводится при повышенных температурах (см. рис. 57). На кривой ползучести 2 можно выделить три участка, соответствующих трем стадиям ползучести. На первой стадии (I), ее еще называют неустановившейся или логарифмической ползучестью, скорость деформации монотонно убывает со временем. Второй участок кривой ползучести (II) представляет собой прямую линию и характеризует установившуюся стадию ползучести. Скорость деформации на второй стадии постоянная. Установившаяся стадия соответствует равновесию между процессами упрочнения и возврата, которое может наблюдаться лишь при повышенных температурах. На третьей стадии (III), соответствующей третьему участку кривой ползучести, деформация идет с нарастающей скоростью, и процесс завершается разрушением материала. Именно поэтому на практике третью стадию ползучести желательно исключить.

При ползучести вклад в деформацию вносят два процесса: сдвиг внутри зерен и межзеренное скольжение. Сдвиг внутри зерен обусловлен скольжением дислокаций. При повышенных температурах, кроме скольжения, происходит переползание дислокаций, связанное с развитием процессов самодиффузии. Скольжение дислокаций приводит к формированию субзеренной структуры. Разориентировка субзерен возрастает в процессе ползучести с увеличением деформации. Размер субзерен обратно пропорционален приложенному напряжению, скорости деформации и возрастает с повышением температуры.

Скольжение по границам зерен является существенной характеристикой деформации поликристаллических металлов на стадии установившейся ползучести. Наиболее интенсивно скольжение происходит по границам зерен, расположенным под углом 45° к оси напряжения. Доля скольжения по границам зерен составляет примерно 10 %. Ее величина возрастает с уменьшением размера зерен и увеличением напряжения при данной температуре испытания. Повышение температуры способствует увеличению вклада зернограницного скольжения в общую величину деформации при ползучести.

Одна из важнейших характеристик ползучести — энергия активации. Единого значения энергии активации для всего интервала температур не существует. При высоких температурах, когда преобладает установившаяся ползучесть, энергия активации близка к энергии активации самодиффузии. Это свидетельствует о том, что механизм, контролирующий скорость ползучести, является диффузионным. Данное обстоятельство вместе с известным фактом формирования субзеренной структуры во время установившейся ползучести указывает на то, что процессом, контролирующим скорость ползучести, является перемещение дислокаций.

Определение энергии активации ползучести. При вычислении энергии активации предполагается, что ползучесть определяется одним активируемым процессом. Тогда скорость ползучести $\dot{\varepsilon}$ выражается с помощью формулы Аррениуса:

$$\dot{\varepsilon} = A \exp\left(-\frac{U}{kT}\right), \quad (46)$$

где A — коэффициент, в значительной мере зависящий от структуры (распределение дислокаций, выделений другой фазы, границ зерен); U — энергия активации процесса, контролирующего ползучесть; k — постоянная Больцмана; T — абсолютная температура испытания.

При определении энергии активации U предполагается, что коэффициент A не претерпевает существенных изменений в малом интервале температур. Сначала проводят испытание на ползучесть при температуре T_1 и постоянном напряжении на участке кривой ползучести (рис. 58), соответствующем установившейся стадии, определяют скорость ползучести $\dot{\varepsilon}_1 = \Delta\varepsilon_1/\Delta t_1$ ($\Delta\varepsilon_1$ — изменение деформации за время Δt_1 при температуре испытания T_1). Затем температуру испытания скачком поднимают до T_2 , что ведет к увеличению скорости ползучести $\dot{\varepsilon}_2 = \Delta\varepsilon_2/\Delta t_2$ ($\Delta\varepsilon_2$ — изменение деформации за время Δt_2 при температуре T_2). Если

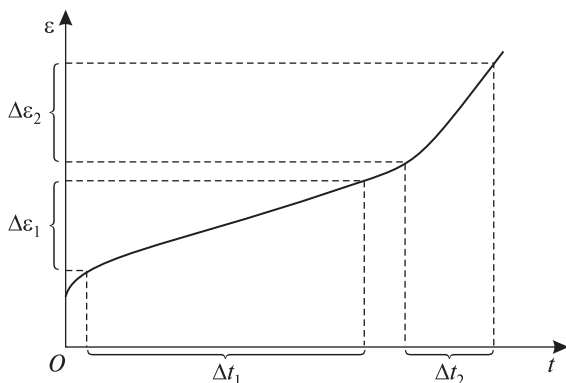


Рис. 58. Определение энергии активации ползучести

считать, что изменение скорости ползучести происходит только за счет температуры (т. е. принимается, что $A = \text{const}$ в выражении (46)), то справедливо соотношение

$$\dot{\varepsilon}_1 \exp\left(\frac{U}{kT_1}\right) = \dot{\varepsilon}_2 \exp\left(\frac{U}{kT_2}\right). \quad (47)$$

Из соотношения (47) определяется энергия активации ползучести:

$$U = \frac{kT_1T_2 \ln(\dot{\varepsilon}_1/\dot{\varepsilon}_2)}{T_2 - T_1}. \quad (48)$$

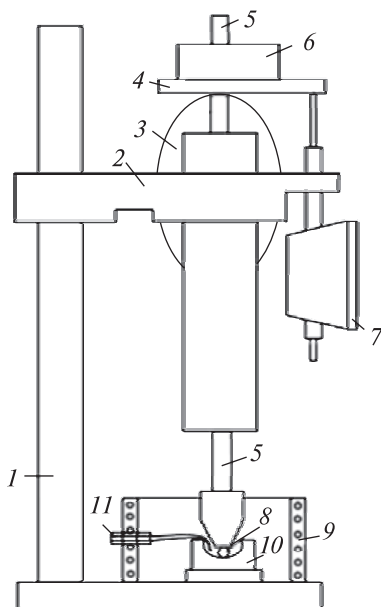
Установка для исследования ползучести металлов

В лабораторной работе предлагается изучить процесс ползучести методом четырехточечного изгиба.

Установка, на которой проводится испытание на ползучесть, состоит из штатива с подставкой, разъемной печи, удерживающего узла, подставки с двумя упорами, нагрузочного стержня с двумя упорами, механизма опускания нагрузочного стержня, индикатора, термопары (рис. 59). Образец располагается на упорах подставки. Нагрузка на него создается с помощью гири, которая располагается на площадке, жестко связанной с нагрузочным стержнем. Величина тока, пропускаемого через печь, регулируется посредством трансформатора и измеряется амперметром.

*Рис. 59. Установка
для исследования
ползучести металла:*

*1 – штатив; 2 – удерживающий
узел; 3 – механизм опускания;
4 – площадка; 5 – нагрузочный
стержень; 6 – гиря;
7 – индикатор; 8 – образец;
9 – печь; 10 – подставка
с упорами; 11 – термопара*



Представим порядок работы на установке для исследования ползучести металлов. Необходимо:

- 1) открыть печь и поместить образец на упоры подставки;
- 2) проверить установку нуля индикатора (вращая диск механизма опускания, опустить нагрузочный стержень (без гири) на образец; в момент прикосновения упоров нагрузочного стержня к образцу площадка прикоснется к подвижному штоку индикатора и его стрелка покажет некоторый отсчет; вращением кольца индикатора совместить нуль шкалы со стрелкой; с помощью механизма опускания вернуть нагрузочный стержень в исходное положение);
- 3) расположить гирю на площадке;
- 4) нагреть образцы до заданной температуры, определяемой с помощью термопары;
- 5) по достижении заданной температуры опустить нагрузочный стержень на образец и по шкале индикатора определить величину прогиба f образца.

Схема изгиба образца показана на рис. 60. Образец изгибается в результате действия силы P , обусловленной весом

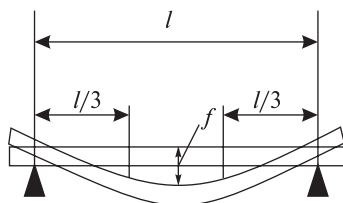


Рис. 60. Схема изгиба образца

нагрузочного стержня ($P_1 = 1,9 \text{ Н}$) и гири ($P_2 = 5,1 \text{ Н}$). При изгибе верхние слои образца сжимаются, а нижние растягиваются. Величина напряжения в крайнем растянутом слое рассчитывается по формуле

$$\sigma = \frac{16}{3\pi} \cdot \frac{Pl}{d^3}, \quad (49)$$

где $P = P_1 + P_2$; $l = 30 \text{ мм}$ — расстояние между нижними упорами; d — диаметр образца.

Величина деформации ε крайнего растянутого слоя связана с величиной прогиба f следующим соотношением:

$$\varepsilon = \frac{9}{2} \cdot \frac{df}{l^2}. \quad (50)$$

Ход работы

1. Изучите установку и ее работу. Расположите образец на подставке с упорами. Рассчитайте напряжение по формуле (49).

2. Постройте кривую ползучести при температуре T_1 (T_1 устанавливается через 60 мин при прохождении тока $I_1 = 0,85 \text{ А}$ через нагреватель печи). Показания индикатора регистрируйте в течение 50 мин (интервал измерений — 5 мин). После этого поднимите нагрузочный стержень в исходное положение. При расчете деформации используйте выражение (50).

3. Для того же образца постройте кривую ползучести при температуре T_2 (температура устанавливается через 15 мин при пропускании тока $I_2 = 0,90 \text{ А}$ через печь). Показания индикатора регистрируйте в течение 50 мин (интервал измерений — 5 мин).

4. Определите скорости деформации и рассчитайте энергию активации ползучести, используя формулу (48).

Контрольные вопросы

1. Как зависит форма кривой ползучести от температуры испытания?

2. Какие существуют механизмы деформации металлов при ползучести?

3. Как проявляется влияние температуры на ползучесть металла?

4. В чем состоит метод определения энергии активации ползучести?

5. Каковы устройство и принцип работы установки для испытания на ползучесть методом изгиба?

Лабораторная работа 15

Упрочнение сталей

Цель: освоить методику измерения твердости металлов по Роквеллу; исследовать влияние углерода в сталях и температуры их закалки на твердость по Роквеллу.

Оборудование: набор образцов отожженной стали с различной концентрацией углерода, набор образцов стали с 0,1 % С для закалки, муфельная печь, вода для закалки, прибор для измерения твердости по Роквеллу, шлифовальный станок.

Механизмы упрочнения металлов

Упрочнение — повышение прочности металла, приводящее к увеличению его сопротивления пластическому деформированию. Повышение прочностных характеристик (пределов прочности, текучести, а также твердости) сопровождается изменением пластичности и вязкости. Именно поэтому для полного использования прочностных свойств сталей и в то же время для оптимального сочетания их с другими свойствами необходимо знать механизмы упрочнения металлов.

К основным факторам, определяющим механические свойства сталей, относятся: существование твердого раствора, выделение частиц второй фазы, величина зерен, плотность дислокаций, фазовые превращения. Следует отметить, что различные механизмы упрочнения взаимосвязаны, и не всегда удастся разграничить их влияние. Ниже рассмотрены основные механизмы упрочнения металлов.

Упрочнение металла при образовании твердого раствора. Упрочнение при образовании твердых растворов обусловлено изменением модулей упругости материала, а также различием в размерах атомов растворителя и растворенных в нем атомов. Примеси и легирующие элементы взаимодействуют с дислокациями: оказывают сопротивление движению дислокаций, а также блокируют их. Наиболее сильное упрочнение наблюдается при образовании твердых растворов внедрения.

В сталях эффективно упрочняющими элементами являются азот, углерод, обуславливающие образование твердых растворов внедрения, а также вольфрам, молибден, ванадий, кремний, образующие твердые растворы замещения. Образование твердых растворов, особенно растворов внедрения, как правило, приводит к понижению пластичности и вязкости.

Влияние размера зерна на упрочнение металла. В поликристаллах границы зерен препятствуют движению дислокаций. Кроме того, в боль-

шинстве зерен даже при малых степенях деформации возникает множественное скольжение. Также напряженное состояние в пределах одного зерна далеко не однородное, оно зависит от состояния соседних зерен. Зависимость предела текучести от размера зерен подчиняется соотношению Холла – Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + kd^{-1/2}, \quad (51)$$

где σ_i – напряжение трения при движении дислокаций внутри зерна; k – постоянный параметр; d – диаметр зерна.

Влияние выделений второй фазы на упрочнение металла. Выделения второй фазы по-разному влияют на упрочнение в зависимости от того, деформируются ли они во время пластического течения сплавов. Упрочнение также зависит от размера выделений, расстояния между ними и их распределения в объеме сплава.

Движущиеся дислокации, встречая на своем пути выделения второй фазы, должны проходить через них или обходить. Первый механизм наблюдается в сплавах, содержащих дисперсные когерентные выделения второй фазы. В свою очередь второй механизм характерен для сплавов с большими по размеру частицами.

При образовании выделений второй фазы возникают поля упругих напряжений, величина которых возрастает с увеличением размерного несоответствия структуры матрицы и выделения, а также с расширением площади когерентной границы. Для прохождения дислокаций через упруго деформированную матрицу необходимо приложить напряжения, превышающие напряжение полей упругих деформаций вокруг частиц второй фазы.

Прохождение дислокаций через выделения второй фазы обуславливают их деформацию. Чем больше различается строение частиц второй фазы и матрицы в плоскостях прохождения дислокаций, тем значительнее нарушения в расположении атомов выделения и тем выше требуемое напряжение для прохождения дислокации. Если модуль сдвига частиц превышает модуль сдвига матрицы, то для движения дислокации через выделения необходимы более высокие напряжения, чем для движения в матрице. Образование на перерезанном выделении второй фазы выступов, вызывающих увеличение свободной энергии, также приводит к упрочнению сплавов. Упрочнение, обусловленное прохождением дислокаций через выделения второй фазы, наблюдается в сплавах, содержащих дисперсные частицы.

Когда выделения второй фазы имеют достаточно крупные размеры, сильно отличаются по кристаллической структуре от матрицы, то

движущиеся дислокации вынуждены обходить их. Для проталкивания дислокаций между частицами второй фазы необходимо повысить приложенное напряжение, чтобы изогнуть дислокацию. Дополнительное напряжение проталкивания обратно пропорционально расстоянию между частицами. Обход частиц второй фазы движущимися дислокациями возможен также с помощью их поперечного скольжения или переползания.

Выделением второй фазы в сталях могут быть карбиды, нитриды железа и легирующих элементов (Fe_3C , Mn_3C , TiC , NbC и др.), а также интерметаллические соединения (Fe_7Mo_6 , Fe_7W_6 и др.).

Появление частиц второй фазы приводит к понижению пластичности металлов. Если выделения второй фазы хрупкие и располагаются по границам зерен матрицы, то в изделиях из такого сплава наблюдается хрупкое разрушение по границам зерен.

Упрочнение металла дислокациями. Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, т. е. напряжение течения, увеличивается с ростом плотности дислокаций N_d по следующему закону:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k\sqrt{N_d}, \quad (52)$$

где σ_0 — напряжение течения, обусловленное другими механизмами упрочнения; k — постоянная, определяемая модулем сдвига и вектором Бюргерса дислокации.

Одна из причин упрочнения дислокациями состоит во взаимодействии движущихся дислокаций в плоскостях скольжения, которое зависит от температуры. Вторая причина упрочнения лежит во взаимодействии подвижных дислокаций с существующими дислокациями «леса», уменьшающимся с повышением температуры.

Влияние фазовых превращений на упрочнение металла. Упрочнение металла при фазовых превращениях связано с их влиянием на другие механизмы упрочнения. При этом с понижением температуры протекания фазового превращения эффективность упрочнения различными механизмами усиливается.

Фазовое превращение в сталях, связанное с аллотропными превращениями железа, может значительно повысить прочностные характеристики. Устойчивой фазой железа до 911°C является α -фаза, характеризующаяся ОЦК-решеткой, в интервале $911\text{--}1392^\circ\text{C}$ — γ -фаза, имеющая ГЦК-решетку, а выше, вплоть до температуры плавления — δ -фаза, кристаллизующаяся в ОЦК-решетку. Легирование приводит к изменению температурного интервала устойчивого существования той или другой фазы, что находит отражение в диаграмме состояния сплавов.

Железоуглеродистые стали — важнейший материал современной техники. На рис. 61 показан участок диаграммы состояния сплавов Fe—Fe₃C.

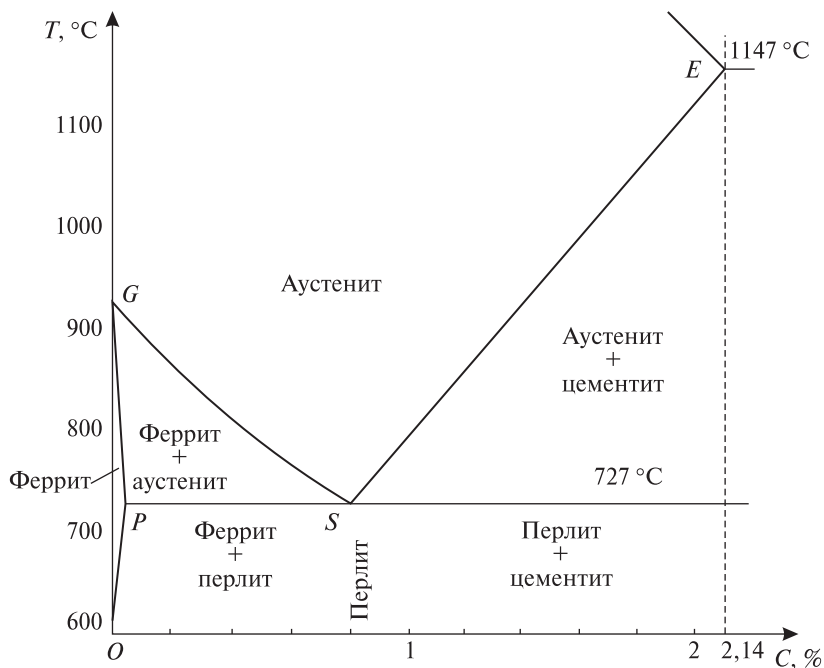


Рис. 61. Участок диаграммы состояния сплавов Fe—Fe₃C

При высоких температурах (выше линии GSE) устойчивой фазой является аустенит (твердый раствор углерода в γ -Fe). При охлаждении ниже 727 °C в сталях наблюдаются фазовые превращения, при этом формирующая структура зависит от степени скорости охлаждения. На рис. 62 приведена диаграмма изотермического превращения эвтектоидной стали (0,8 % C).

При небольших скоростях охлаждения аустенита ($v < v_{кр}$) образуется пластинчатая структура из феррита и цементита. Чем больше скорость охлаждения и ниже температура распада аустенита, тем более дисперсная формирующаяся феррито-цементитная структура.

При очень большой скорости охлаждения ($v > v_{кр}$) диффузионный распад аустенита становится невозможным, и в стали при температурах ниже линии M_n наблюдается мартенситное превращение, при котором

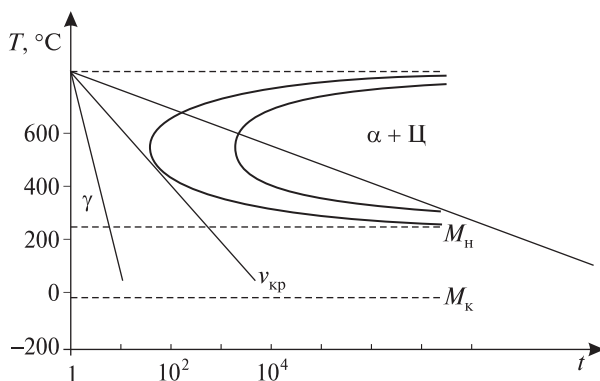


Рис. 62. Диаграмма изотермического превращения эвтектоидной стали

образуется пересыщенный твердый раствор углерода в α -Fe, называемый мартенситом. Такая термообработка стали называется закалкой.

Мартенсит образуется в форме пластин, растущих с большой скоростью (около 1000 м/с). Они ориентированы закономерно по отношению к решетке аустенита: плоскость (101) мартенсита параллельна плоскости (111) аустенита. Образование мартенсита сопровождается возникновением упругих напряжений, увеличением плотности дислокаций (до $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$), появлением большого количества двойниковых прослоек.

Следует отметить, что при мартенситном превращении часть аустенита не испытывает фазового превращения, т. е. в закаленной стали всегда существует некоторое количество аустенита, называемого остаточным. Кроме того, из-за некоторого диффузионного перераспределения углерода во время и после закалки возможно образование призматических атмосфер Коттрелла и дисперсных частиц цементита.

Таким образом, в сталях упрочнение при закалке на мартенсит обусловлено образованием пересыщенного углеродом α -раствора, появлением большого числа двойников, повышением плотности дислокаций, образованием атмосфер Коттрелла и выделением из α -раствора дисперсных частиц карбида железа.

Измерение твердости по Роквеллу

В одной лабораторной работе предлагается освоить методику измерения твердости по Роквеллу, определить твердость в зависимости от концентрации углерода в отожженных сталях и температуры закалки стали, содержащей 0,1 % C.

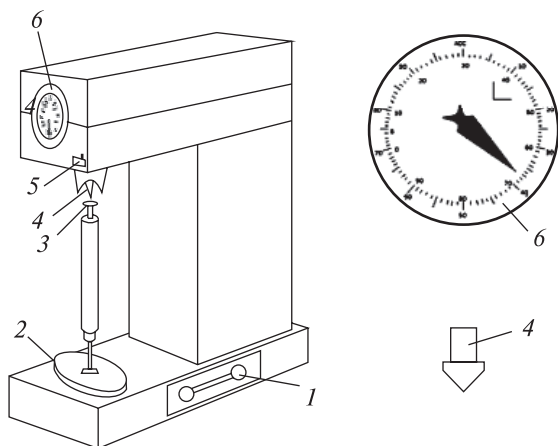


Рис. 63. Прибор для измерения
твердости по Роквеллу:

1 — рукоятка; 2 — маховик; 3 — столлик;
4 — наконечник; 5 — корректор; 6 — индикатор

Определение твердости по Роквеллу на стационарных приборах типа ТК (прибор Роквелла; рис. 63) осуществляется вдавливанием наконечника (алмазного конуса или стального шарика) с определением глубины получаемого отпечатка. Вдавливание происходит под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок: предварительной P_0 и общей P . Общая нагрузка P равна сумме предварительной P_0 и основной P_1 : $P = P_0 + P_1$. Величина нагрузки P_1 может регулироваться.

Подготовленный образец устанавливается на столлик испытуемой поверхности кверху. Поворотом маховика поднимают столлик прибора так, чтобы наконечник мог начать вдавливаться в испытуемую поверхность образца, одновременно начинают вращаться стрелки индикатора. На циферблате индикатора имеют по две шкалы: черная, совмещающая A и C , и красная B . Большая стрелка индикатора указывает твердость по шкале циферблата, маленькая — служит для контроля величины предварительного нагружения, сообщаемого вручную маховиком. Подъем столлика, вызывающий все большее вдавливание наконечника в образце, продолжают до тех пор, пока малая стрелка не примет положения, отмеченного на циферблате черной чертой. Это значит, что наконечник вдавливается в образец под действием предварительной нагрузки P_0 , равной 98 Н. Предварительное нагружение производят для того, чтобы исключить влияние упругой деформации и шероховатости изме-

ряемой поверхности на результаты измерений. Когда образец получает предварительную нагрузку, большая стрелка на циферблате принимает вертикальное положение или близкое к нему. Если положение большой стрелки не совпадает точно с нулем черной шкалы (при использовании алмазного наконечника), то необходимо повернуть шкалу индикатора с помощью корректора до их совпадения.

При освобождении рукоятки прикладывается основная нагрузка P_1 . Нагружение основной нагрузки вызывает перемещение большой стрелки. Время приложения основной нагрузки — 3–6 с. Затем рукоятку прибора переводят в исходное состояние, снимая основную нагрузку, но оставляя предварительную. Цифра на шкале, указанная большой стрелкой, и представляет число твердости по Роквеллу. Твердость по Роквеллу измеряется в условных единицах, и она является мерой глубины вдавливания индикатора. Точность отсчета по индикатору $\pm 0,5$ единиц шкалы. На каждом образце твердость измеряют не менее чем в пяти точках и подсчитывают среднее значение.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с работой прибора для определения твердости по Роквеллу.
2. Изучите зависимость твердости по Роквеллу *HRB* отожженной стали от концентрации углерода в ней.
3. Изучите зависимость твердости по Роквеллу *HRB* стали, содержащей 0,1 % С, от температуры закалки T_3 ($T_3 = 500, 600, 700, 730, 760, 800, 830, 860, 890$ °С).
4. Постройте графики зависимостей твердости по Роквеллу от концентрации углерода в стали и температуры закалки стали с 0,1 % С.

Контрольные вопросы

1. Каковы основные механизмы упрочнения металлов?
2. В чем состоит упрочнение металлов при легировании?
3. Как происходит упрочнение металлов при выделении второй фазы?
4. Почему происходит упрочнение металлов границами зерен, дислокациями?
5. Каковы причины упрочнения металлов при образовании твердых растворов?
6. В чем состоит мартенситное превращение в сталях?
7. Какие механизмы упрочнения действуют в закаленной стали?
8. Что из себя представляет процесс измерения твердости по Роквеллу?

Лабораторная работа 16

Рекристаллизация деформированного металла

Цель: изучить явление рекристаллизации; освоить метод измерения твердости по Виккерсу.

Оборудование: разрывная машина Р-0,5, прибор ТПП-2, образец меди, шлифовальные шкурки, печь.

Рекристаллизация металла

Пластическая деформация вызывает изменение структуры. Зерна уменьшаются по размеру и меняются по форме: вытягиваются в направлении растягивающих деформаций. При пластической деформации зерна могут приобретать преимущественную ориентировку, т. е. возникает текстура деформации. Наиболее важное преобразование структуры металла при пластической деформации состоит в увеличении плотности дислокаций. Если у отожженного металла плотность дислокаций равна $10^6 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$, то при деформации на несколько процентов она увеличивается до $10^8 \div 10^9 \text{ см}^{-2}$, а при сильной деформации — до $10^{11} \div 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Часть затраченной энергии при пластической деформации остается в металле в виде запаса потенциальной энергии. Около 90 % запасенной энергии связано с дислокациями, образовавшимися при пластической деформации. Остальная часть запасенной энергии приходится на точечные дефекты, упругие деформации решетки.

Деформированный металл, обладая повышенной энергией, стремится перейти в более равновесное состояние. При нагреве деформированный металл переходит в более стабильное состояние благодаря процессам, связанным с миграцией точечных дефектов, скольжением и переползанием дислокаций, формированием и миграцией мало- и высокоугловых границ. Термическая обработка, направленная на уменьшение или уничтожение нарушений кристаллической решетки, вызванных деформацией, называется отжигом. Процессы, происходящие при нагреве деформированного металла, делятся на возврат и рекристаллизацию. Возврат, в свою очередь, делится на отдых и полигонизацию.

Отдых включает процессы восстановления деформированного металла, связанные с миграцией точечных дефектов, происходит уменьшение их концентрации и перераспределения: при переходе не наблюдается изменение микроструктуры и кристаллографической ориентации отдельных областей кристалла.

Процесс полигонизации состоит в перераспределении дислокаций, приводящем к формированию областей кристалла, свободных от дис-

локаций и отделенных друг от друга малоугловыми дислокационными границами. Области, свободные от дислокаций, называются полигонами или субзернами. Соседние полигоны разориентированы на малые углы. Движущей силой полигонизации является уменьшение энергии упругой деформации.

Дальнейшее повышение температуры приводит к увеличению подвижности атомов, и при достижении определенной температуры в деформированном металле образуются новые равноосные зерна с плотностью дислокаций $10^6 \div 10^8 \text{ см}^{-2}$. Новые зерна отделены высокоугловыми границами, способными к быстрой миграции. Процесс образования и роста новых зерен с неискаженной кристаллической решеткой, окруженных высокоугловыми границами, называется первичной рекристаллизацией или рекристаллизацией обработки. Движущая сила первичной рекристаллизации – уменьшение запасенной энергии. Новые зерна появляются на границах деформированных зерен, двойников, около включений второй фазы.

Температура начала рекристаллизации $T_{\text{нр}}$ зависит от многих факторов: химического состава, деформированного состояния, условий проведения отжига. Наиболее сильно на температуру влияет химический состав металла. Советский ученый А. А. Бочар, обобщив большой экспериментальный материал, установил, что для чистых металлов температура начала рекристаллизации $T_{\text{нр}} = (0,3 \div 0,4) T_m$ (T_m – температура плавления металла в абсолютной шкале). Для однофазных твердых растворов за счет легирования отношение $T_{\text{нр}}/T_m$ может быть увеличено до 0,6, а для гетерофазных сплавов при определенном размере и расположении частиц – до 0,8, а иногда и до более высоких значений. Легирующие элементы влияют главным образом на процесс роста центров рекристаллизации. Атомы растворенного элемента накапливаются на границе, разделяющей новые рекристаллизованные зерна от деформированного металла. Возникшая атмосфера из легированных атомов увлекается движущейся границей, что и приводит к снижению скорости ее перемещения.

После первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других путем перемещения высокоугловых границ. Такой процесс называется собирательной рекристаллизацией, и ее движущей силой является стремление к уменьшению зернограницной поверхностной энергии металла. В результате дальнейшего нагрева при определенных условиях отдельные зерна достигают крупных размеров, поглощая мелкозерни-

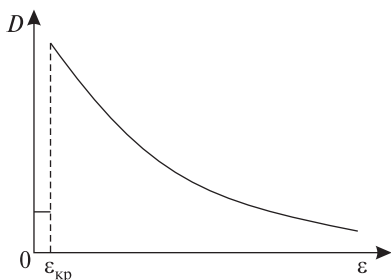


Рис. 64. Зависимость размера рекристаллизованного зерна в отожженном металле от степени деформации

стых соседей. Такой процесс называется вторичной рекристаллизацией.

Основными факторами, определяющими размеры зерна после отжига деформированного металла, выступают температура и время отжига, степень деформации, скорость нагрева, химический состав и структура металла до деформации. Повышение температуры и продолжительность отжига приводят к увеличению размера зерна. Наличие примесей и легирующих элементов вызывает образование их сегрегаций на грани-

цах зерен, что резко снижает скорость миграции высокоугловых границ и приводит к более мелкому зерну после рекристаллизации.

Зависимость размера зерен после первичной рекристаллизации от степени деформации представлена на рис. 64. С повышением степени деформации наблюдается уменьшение размера рекристаллизованных зерен. При сравнительно небольшой деформации — порядка 1–15 %, которая называется критической $\epsilon_{кр}$, во время отжига образуются очень крупные зерна. При критической деформации сильно растет неоднородность деформации разных зерен. Из-за разности запасенной энергии соседних зерен при отжиге наблюдается быстрая миграция отдельных границ на расстояния, сравнимые с размером зерна, т. е. происходит рост отдельных исходных зерен за счет соседних.

Изменение микроструктуры металла при рекристаллизации приводит к изменению механических и физических свойств: уменьшается твердость, пределы прочности и текучести, увеличивается относительное удлинение.

Определение твердости по Виккерсу, отжиг деформированного образца

Определение твердости по Виккерсу осуществляется вдавливанием в испытуемую поверхность алмазной пирамиды. Мерой твердости при этом служит величина диагонали отпечатка d .

В данной лабораторной работе предлагается исследовать зависимость твердости по Виккерсу HV деформированной меди от температуры отжига.

Деформация образца, форма которого приведена на рис. 65, проводится на разрывной машине Р-0,5. Величина деформации рассчитывается по формуле

$$\delta = (l_k - l_0)/l_0, \quad (53)$$

где l_k , l_0 — конечная и начальная расчетные длины образцов.

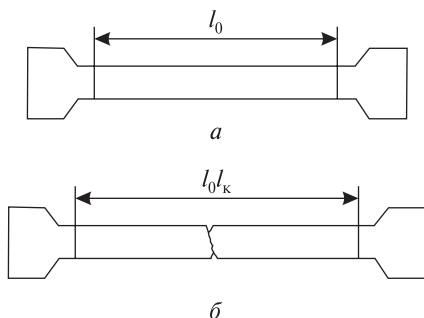


Рис. 65. Форма образца (а)
для растяжения и выбор участка
образца (б) для испытания на твердость

После шлифовки и полировки поверхности деформированного образца вырезают участок длиной до 20 мм для испытания на твердость по Виккерсу.

Отжиг деформированного образца проводят в печи, температура которой регулируется величиной напряжения, подаваемого на нагревательный элемент. Температуру измеряют термопарой, подключенной к милливольтметру. Температуры отжига деформированного образца следующие: 100, 200, 250, 300, 350, 400, 450 °С. Время отжига при каждой температуре — 20 мин. Окисел, появившийся на поверхности образца после отжига, снимается полировкой.

Ход работы

1. Деформируйте образец из меди на разрывной машине Р-0,5. Величину деформации рассчитайте по формуле (53).
2. Подготовьте деформированный образец меди к испытанию на твердость по Виккерсу.
3. Постройте график зависимости твердости по Виккерсу деформированного образца от температуры отжига и определите температуру начала рекристаллизации.

Контрольные вопросы

1. Как протекают структурные изменения при пластической деформации металла?
2. Какие процессы протекают при отдыхе и полигонизации деформированного металла?
3. В чем состоит первичная рекристаллизация деформированного металла?
4. Что из себя представляет собирательная и вторичная рекристаллизация?

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Лабораторная работа 17 **Модули упругости твердых тел**

Цель: освоить динамический метод определения модулей упругости твердых тел; изучить влияние легирования и ориентации кристалла на модули упругости.

Оборудование: ультразвуковой измеритель скорости звука УЗИС-ЛЭТИ; набор сплавов Al – x масс. % Zn ($x = 0, 2, 4$ и 6), набор монокристаллов висмута с различной ориентировкой.

Упругие свойства кристаллов

Изменение формы и размеров тела в результате превращений и других действий называется деформацией. Различают упругую и пластическую деформацию. Упругая деформация полностью исчезает после прекращения действия вызывающих ее сил и связана с незначительным смещением атомов.

Упругие свойства твердых тел в общем случае зависят от направления их приложения и описываются тензором 4-го ранга, компоненты которого называются модулями упругости. Последние характеризуют сопротивление материалов упругой деформации и связывают напряжения в твердом теле и вызванные ими деформации. Опыт показывает, что при небольших деформациях напряжения пропорциональны деформациям (закон Гука). Число независимых модулей упругости твердого тела обуславливается симметрией кристаллической решетки. Наиболее несимметричные кристаллы триклинной системы характеризуются 18 модулями упругости. Кристаллы с более высокой симметрией отли-

чаются меньшим числом упругих модулей, например кубические кристаллы имеют три независимых модуля упругости.

Наиболее просто выяснить физический смысл отдельных модулей упругости в случае изотропной среды. Для этого необходимо рассмотреть элементарные типы деформаций твердого тела: одностороннее растяжение (сжатие), сдвиг, всестороннее сжатие (рис. 66). В общем случае любую деформацию твердого тела можно представить в виде последовательного сдвига и растяжения (сжатия).

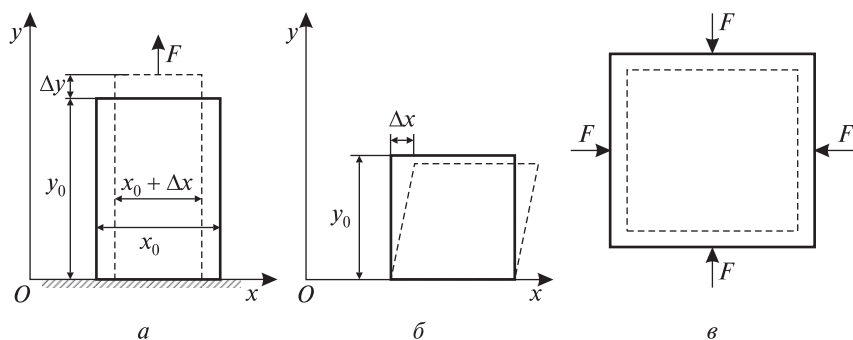


Рис. 66. Типы деформации твердых тел:
а — деформация растяжения; б — деформация сдвига;
в — деформация всестороннего сжатия

При одностороннем растяжении (сжатии) закон Гука имеет вид

$$\sigma_{yy} = E\varepsilon_y, \quad (54)$$

где σ_{yy} — нормальная компонента тензора напряжения (компонента силы, которая направлена вдоль оси Oy и действует на единичную площадку, перпендикулярную той же оси); E — модуль упругости, называемый модулем Юнга; $\varepsilon_y = \Delta y/y_0$ — деформация вдоль оси Oy (y_0 — начальная длина; Δy — изменение длины под действием приложенного напряжения).

При деформации сдвига (см. рис. 66, б) закон Гука записывается в виде

$$\sigma_{xy} = G\Delta x/y, \quad (55)$$

где σ_{xy} — тангенсальная компонента тензора напряжения, которая представляет компоненту силы, направленной вдоль оси Ox и действующей на единичную площадку, расположенную перпендикулярно оси Oy ; G — модуль упругости, называемый модулем сдвига; $\Delta x/y$ — деформация сдвига.

Для всестороннего сжатия (см. рис. 66, в) соотношения между напряжением σ и вызванной им деформацией $\Delta V/V_0$ (ΔV — изменение объема; V_0 — начальный объем) имеют вид

$$\sigma = k\Delta V/V_0, \quad (56)$$

где k — модуль всестороннего сжатия.

Одним из важных параметров упругой деформации является коэффициент Пуассона ν , равный отношению относительного напряжения поперечного сжатия к относительному удлинению (см. рис. 66, а) в области действия закона Гука:

$$\nu = \frac{|\Delta x/x_0|}{|\Delta y/y_0|}. \quad (57)$$

Для большинства металлов $\nu = 0,3$. Значения модулей, приведенных в соотношениях (54)–(57), содержатся в различных справочниках.

Для изотропного тела из четырех рассмотренных коэффициентов только два являются независимыми, поэтому между ними существуют соотношения

$$k = \frac{E}{3(3 - E/G)}, \quad \nu = \frac{E}{2G} - 1. \quad (58)$$

Поскольку модули упругости связаны с величиной сил межатомного взаимодействия, а последние зависят от расстояния между атомами, то модули упругости обусловлены температурой. Температурная зависимость модулей упругости довольно слабая, в среднем их уменьшение при повышении температуры на 100 % составляет 2–4 %.

Дефекты кристаллической решетки (межузельные атомы, вакансии, дислокации, дефекты упаковки, границы зерен и др.) не оказывают существенного влияния на модули упругости.

Образование текстуры (преимущественной ориентировки зерен) при пластической деформации или рекристаллизации может заметно изменить модули упругости из-за их зависимости от кристаллографических направлений. Именно поэтому в текстурированных поликристаллах значения модулей упругости зависят от направления, вдоль которого проводились измерения.

Влияние легирования на модули упругости обусловлено изменением межатомного расстояния в кристаллической решетке и сил межатомного взаимодействия. При этом легирование может как увеличивать, так и уменьшать модули упругости. Кроме того, изменение модулей упругости при легировании может быть вызвано образованием новой фазы, имеющей иные значения модулей упругости.

Измерение модулей упругости

Экспериментальные методы измерения модулей упругости можно разделить на две группы: статические и динамические. Первые основаны на измерении зависимости упругой деформации от напряжения, при этом необходимо работать в области выполнения закона Гука, т. е. в области малых деформаций. Точность измерения модулей упругости статистическими методами составляет несколько процентов.

Динамические методы определения модулей упругости основаны на изучении распространения волн упругих деформаций в материале и характеризуются высокой точностью измерения. Кроме большой точности измерения, динамическим методам присуща экспрессность, отсутствие остаточных деформаций. Динамические методы измерения модулей упругости разделяются на импульсные и резонансные. В импульсных методах через образец пропускают короткие импульсы продольных или поперечных упругих волн. Измерив время распространения импульсов в образце и его длину, можно определить скорость упругих волн.

Скорости продольных v_l и поперечных v_t волн связаны с модулями Юнга E и сдвига G среды простыми соотношениями

$$v_l = \sqrt{\frac{E}{\rho}}, \quad v_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}}, \quad (59)$$

где ρ — плотность среды.

Измерение скорости продольных и поперечных ультразвуковых волн в твердых телах можно проводить на установке УЗИС-ЛЭТИ, разработанной Санкт-Петербургским государственным электротехническим университетом «ЛЭТИ» имени В. И. Ульянова (Ленина). Работа установки основана на сравнении времени распространения ультразвука в исследуемом образце и эталонной жидкости, для которой скорость распространения ультразвука известна. Установка УЗИС-ЛЭТИ состоит из измерительной линии (ИЛ), эталонной линии (ЭЛ) и электронного устройства с синхронным осциллографом.

Измерительная линия состоит из станины с направляющими и подвижной траверсой для укрепления пьезокварцевых датчиков продольных и поперечных колебаний. Испытуемый образец помещается между кварцевыми датчиками. При укреплении образца для осуществления его надежного акустического контакта с датчиками их контактные поверхности смазывают трансформаторным, машинным или другим маслом. В случае измерения поперечных колебаний для получения хорошего акустического контакта применяют склеивающее вещество (например, раствор канифоли в спирте). Оно наносится на поверхности, после

чего их соединяют. При измерении на поперечных колебаниях необходимо правильно ориентировать датчики поперечных колебаний: плоскости поляризации излучателя и приемника должны совпадать, при этом наблюдаемый сигнал на осциллографе имеет наибольшую величину. Эталонная линия состоит из сосуда с эталонной жидкостью, для которой характерно малое изменение скорости ультразвука с изменением температуры. Такой жидкостью является раствор этилового спирта в дистиллированной воде (вода — 100 см^3 , спирт — 22 см^3), скорость ультразвуковой волны в которой равна $1597 \pm 2 \text{ м/с}$ при 20°C . В эталонную жидкость помещены излучатель и приемник ультразвука, расстояние между которыми меняется посредством микрометрического винта.

Эталонный блок содержит задающий мультивибратор, синхронизирующий работу прибора, генератор коротких импульсов, схему развертки луча электронно-лучевой трубки, усилитель сигналов, электронно-лучевую трубку для наблюдения импульсов, прошедших через измерительную и эталонную линии, блок питания.

Блок-схема установки УЗИС-ЛЭТИ представлена на рис. 67. Задающий мультивибратор генерирует прямоугольные импульсы переменной длительности. Передним фронтом импульса запускается генератор коротких импульсов, возбуждающий одновременно пьезопластины в ЭЛ и ИЛ. Задним фронтом прямоугольного импульса запускается ждущий мультивибратор, формирующий отрицательный прямоугольный импульс, длительность которого определяет время развертки луча по экрану электронно-лучевой трубки. Положение по времени отрицательного

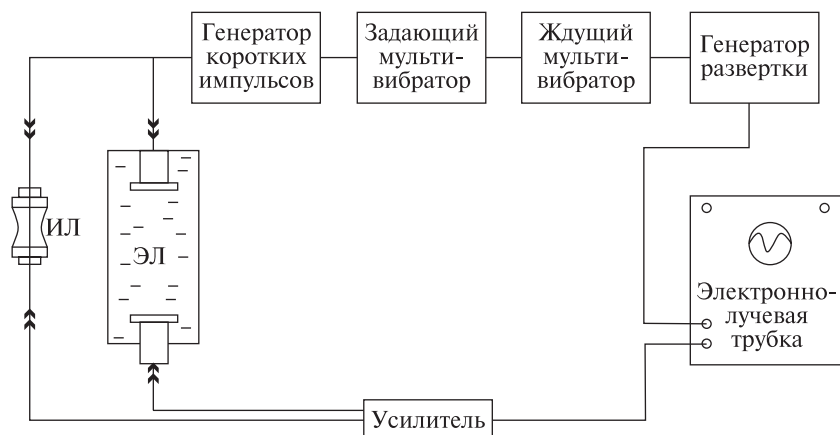


Рис. 67. Блок-схема прибора УЗИС-ЛЭТИ

импульса ждущего мультивибратора по отношению к импульсу коротких импульсов определяется длительностью импульса задающего мультивибратора и регулируется ручкой «Задержка».

Импульсы ультразвуковых колебаний, преобразованные приемными пьезопластинами в электрические колебания, подаются на усилитель прибора и наблюдаются на электронно-лучевой трубке. Вращением микрометрического винта ЭЛ можно менять расстояние между пьезопластинами и, следовательно, время прохождения ультразвукового импульса через ЭЛ. При измерении, вращая микрометрический винт, совмещают изображения импульсов на экране УЗИС-ЛЭТИ, т. е. делают время прохождения ультразвука через ЭЛ и ИЛ одинаковым. Таких отсчетов делают два: первый (Π_1) без образца в ИЛ, второй (Π_2) – с образцом. Разница во времени прохождения ультразвука в ИЛ без образца и с образцом определяется по длине столба жидкости, в котором время прохождения ультразвука соответствует времени прохождения в образце. Следовательно, зная длину образца l , скорость распространения ультразвука в эталонной жидкости $v_{\text{эт}}$ и длину столба эталонной жидкости $L = \Pi_2 - \Pi_1$, скорость звука в образце можно определить по формуле

$$v_{\text{об}} = \frac{l}{L} v_{\text{эт}}. \quad (60)$$

Представим порядок работы на приборе.

1. Включение прибора:

1. Включатель «Сеть» ставится в положение «Вкл» (должна загореться сигнальная лампочка).

2. Через 2 мин, вращая ручку «Яркость» по часовой стрелке, добиваются появления развертки (светящейся горизонтальной линии на экране прибора), переключатель разверток ставится в положение «Длинная».

3. Вращением ручки «Фокус» добиваются наиболее четкой линии развертки (линия развертки должна быть по горизонтали на середине экрана и начинаться с левой стороны экрана на 1 см от его края).

4. Датчики измерительной линии (без образца) вводят в соприкосновение, смазав контактные поверхности, и сжимают их для получения хорошего акустического контакта.

5. Переключатель диапазона ставится в положение 1.67. Выключатель «Генератор» переводится в положение «Вкл», при этом на экране должен появиться импульс затухающих колебаний (при измерении поперечных колебаний необходимо, вращая датчик вокруг оси, добиться совпадения плоскостей колебаний верхнего и нижнего датчиков, что отмечается по максимальной амплитуде импульса затухающих колебаний на экране прибора).

6. Вращением ручки «Усиление 1» делают амплитуду импульса от измерительной линии величиной 30–50 мм.

7. Вращением ручки «Мощность» оставляют на экране 10–15 колебаний импульса.

8. Ручка «Усиление 1» устанавливается в крайнее левое положение.

9. Выключатель на эталонной линии ставится в положение «Вкл» и вращением ручки «Усиление 2» величина импульса эталонной линии устанавливается приблизительно равной импульсу от измерительной линии, и вращением микрометрического винта импульс эталонной линии передвигается по экрану несколько вправо от импульса измерительной линии.

10. Ручкой «Усиление 2» вводится импульс ИЛ такой же, как и от ЭЛ. После проведения этих операций на экране должны быть два импульса затухающих колебаний: слева — ИЛ, правее — ЭЛ.

II. Выполнение первого отсчета P_1 (без образца).

1. Опирируя ручками «Усиление общ.», «Усиление 1» и «Усиление 2», устанавливают приблизительно равные импульсы (величиной 30–50 мм) на ИЛ и ЭЛ.

2. Вращением ручки «Задержка» передвигают импульс от ИЛ к левому краю развертки.

3. Вращением микрометрического винта добиваются совмещения импульсов ЭЛ и ИЛ.

4. Включают короткую развертку.

5. Совмещают первые полуволны (с левой стороны импульсов) измерительного и эталонного импульсов вращением микрометрического винта, уточняют совпадение импульсов по максимальной амплитуде третьей или четвертой полуволны совмещенных импульсов ИЛ и ЭЛ.

6. Проводят отсчет P_1 по шкале микрометрического винта.

III. Проведение второго отсчета P_2 (с образцом).

1. Включают «длинную» развертку.

2. Между датчиками ИЛ устанавливают образец, добиваются максимальной амплитуды импульса ИЛ на экране прибора.

3. Вращением микрометрического винта совмещают импульсы ИЛ и ЭЛ.

4. Вращением ручки «Задержка» передвигают импульсы к левому краю развертки.

5. Включают «короткую» развертку.

6. Точно совмещают импульсы, как в пункте II (5).

7. Проводят отсчет P_2 по шкале микрометрического винта.

IV. Скорость ультразвука в образце длиной l вычисляют по формуле

$$v_{\text{об}} = \frac{l}{\Pi_2 - \Pi_1} v_{\text{эт}}, \quad (61)$$

где $v_{\text{эт}} = 1597 \pm 2$ м/с.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с устройством и работой установки УЗИС-ЛЭТИ.
2. Определите скорость продольных ультразвуковых волн в монокристаллах висмута в различных кристаллографических направлениях. Направление распространения колебаний составляет с тригональной осью углы, равные 0, 22, 68, 90°.
3. Определите скорость распространения продольных ультразвуковых колебаний в алюминии и его сплавах, содержащих 2, 4 и 6 % Zn.
4. Определите скорость распространения поперечных ультразвуковых колебаний в алюминии.
5. Используя соотношения (58) и (59), рассчитайте модуль Юнга для изученных материалов, а для алюминия — также модуль сдвига, модуль всестороннего сжатия и коэффициент Пуассона.
6. Постройте зависимость: 1) модуля Юнга висмута от угла между направлениями распространения ультразвуковых колебаний и тригональной осью; 2) модуля Юнга сплавов Al–Zn — от концентрации цинка.

Контрольные вопросы

1. Что из себя представляет упругая деформация твердого тела?
2. Что такое модули упругости?
3. От каких факторов зависят модули упругости?
4. Какие существуют методы измерения модулей упругости?
5. Из чего состоит прибор УЗИС-ЛЭТИ? Как он работает?
6. Как проводят определение модулей упругости с помощью прибора УЗИС-ЛЭТИ?

Лабораторная работа 18

Электросопротивление сплавов

Цель: изучить влияние легирующих элементов на электросопротивление меди; освоить методику измерения удельного электросопротивления.

Оборудование: набор образцов из меди и сплавов на ее основе (Cu — 1, 5, 10 и 15 % Zn; Cu — 1 и 5 % Ga; Cu — 1 и 5 % Al; Cu — 1 и 5 % Ge), установка для измерения удельного электросопротивления, микрометр, штангенциркуль.

Влияние легирования на электросопротивление сплавов

Четыре основных типа диаграмм состояний бинарных сплавов и соответствующие им приближенные закономерности изменения свойств сплавов в зависимости от состава отображены на рис. 68.

Свойства сплавов зависят от того, какие фазы образуют компоненты, а также от их концентрации и отличий от атомов матрицы. Между диаграммами состояний и свойствами сплавов существуют определенные соотношения. Тщательное изучение свойств и зависимости от состава сплава, построение диаграмм «состав — свойство» было начато русским ученым Н. С. Курнаковым и легло в основу физико-химического анализа, являющегося одним из главных методов изучения сплавов.

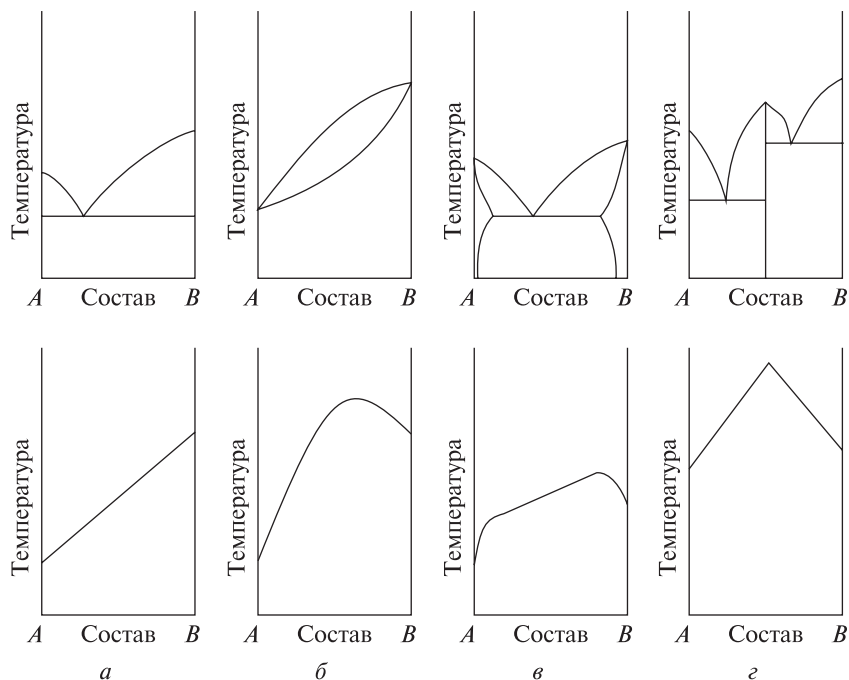


Рис. 68. Различные типы диаграмм состояний и зависимость свойств сплава от состава:

- a* — отсутствие растворимости компонентов в твердом состоянии;
- б* — полная растворимость компонентов в твердом состоянии;
- в* — ограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии;
- г* — компоненты образуют химическое соединение

При образовании смесей (компоненты нерастворимы друг в друге в твердом состоянии; рис. 68, *а*) свойства сплава изменяются по линейному закону в интервале значений свойств чистых компонентов. Если компоненты образуют непрерывный ряд твердых растворов (рис. 68, *б*), то свойства сплава преобразуются по криволинейной зависимости. Многие свойства сплавов могут значительно отличаться от свойств компонентов. В случае образования ограниченных твердых растворов (рис. 68, *в*) свойства сплава в интервале концентраций, соответствующих однофазным твердым растворам, изменяются по криволинейному закону, а в двухфазной области диаграммы состояний трансформируются по линейному. При образовании химического соединения (рис. 68, *г*) на диаграмме «свойство — состав» наблюдается максимум (или минимум) свойства, соответствующего стехиометрическому составу данного химического соединения.

Одним из важных физических свойств металлов является электропроводность σ (или обратная величина $\rho = 1/\sigma$ — удельное электросопротивление), характеризующая способность материала проводить электрический ток. В металлах она обусловлена упорядоченным движением электронов под действием электрического поля.

Электроны в кристаллах находятся на энергетических уровнях, образующих энергетические зоны, разделенные запрещенными энергетическими зонами. В случае металлов (рис. 69) энергетическая зона частично заполняется электронами, при этом все нижние энергетические уровни заняты, а верхние свободны. Наивысший энергетический уровень, занятый электронами при 0 К, называется уровнем Ферми (F). При температурах, отличных от нуля, электроны под действием теплового движения могут переходить на энергетические уровни, расположенные выше уровня Ферми.

Электроны, расположенные вблизи уровня Ферми, определяют электрические свойства металлов. Так, удельное электросопротивление чистых металлов описывается выражением

$$\rho = \frac{m^* v_F}{ne^2 l_F}, \quad (62)$$

где m^* — эффективная масса электрона, которая не всегда совпадает с массой свободного электрона; v_F и l_F — скорость и длина свободного пробега электронов, находящихся вблизи уровня Ферми; n — концентрация электронов; $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Длина свободного пробега электронов зависит от их рассеяния на нарушениях (дефектах) кри-

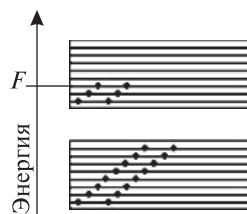


Рис. 69. Схема зонной структуры металла

сталлической решетки. Так, при рассеянии электронов на тепловых колебаниях атомов при высоких температурах $I_F \sim T^{-1}$, а при низких — $I_F \sim T^{-5}$. Соответственно, удельное электросопротивление чистых металлов изменяется по закону $\rho \sim T$ при высоких температурах и $\rho \sim T^5$ при низких.

Согласно вышесказанному при $T \rightarrow 0$ должно быть и $\rho \rightarrow 0$. Однако в действительности из-за наличия дефектов кристаллической решетки типа вакансий, дислокаций, примесей удельное электросопротивление металлов при понижении температуры стремится к конечному значению ρ_0 . Именно поэтому удельное электросопротивление металла удобно представить в виде суммы (правило Маттиссена):

$$\rho = \rho_T + \rho_0, \quad (63)$$

где ρ_T — удельное электросопротивление, определяемое рассеянием электронов на тепловых колебаниях; ρ_0 — остаточное удельное электросопротивление, обусловленное рассеянием электронов на дефектах кристаллической решетки и практически не зависящее от температуры.

Величина остаточного сопротивления ρ_0 связана с типом дефектов, их плотностью и распределением.

Рассеяние электронов на легирующих атомах связано с возникновением вокруг них полей упругих деформаций и нарушением электрического потенциала кристаллической решетки. Именно рассеянием электронов на легирующих элементах и объясняется увеличение удельного электросопротивления металлов при образовании твердых растворов. Величина остаточного удельного электросопротивления твердых растворов зависит от концентрации легирующего элемента, разности валентностей и радиусов легирующего атома и атома матрицы. Для бинарных сплавов установлен ряд закономерностей изменения удельного электросопротивления при легировании:

$$\Delta\rho = c(1 - c) — \text{правило Нордгейма}, \quad (64)$$

где c — концентрация легирующего элемента;

$$\Delta\rho \sim A + B\Delta z^2 — \text{правило Линде}, \quad (65)$$

где A и B — постоянные величины; Δz — разность валентностей легирующего атома и атома матрицы.

Измерение удельного электросопротивления

Для измерения удельного электросопротивления применяется компенсационный метод. Установка для измерения удельного электросопротивления состоит из источника питания Б5-47, амперметра, реостата, измерительной ячейки и потенциометра ПП-63 (рис. 70).

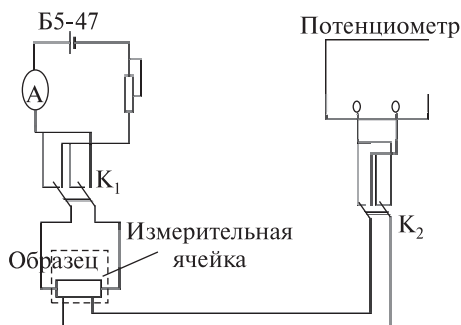


Рис. 70. Схема установки для измерения удельного электросопротивления

Устройство измерительной ячейки представлено на рис. 71. Образцы для исследования, изготовленные в виде тонких и длинных пластинок, помещаются на основание измерительной ячейки. Два токовых и два потенциальных зонда, расположенных в держателе, прижимаются к образцу. Держатель зондов может перемещаться вдоль направляющих стержней.

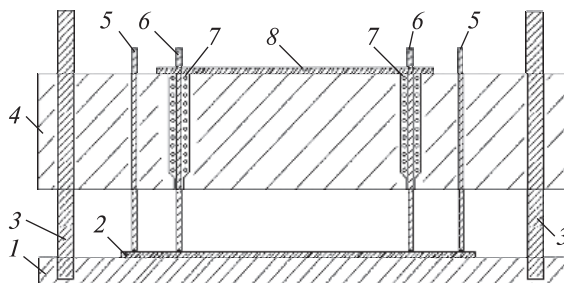


Рис. 71. Устройство измерительной ячейки:
1 – основание; 2 – образец; 3 – направляющий стержень; 4 – держатель зондов; 5 – токовый зонд; 6 – потенциальный зонд; 7 – пружина; 8 – упорная планка

Через образец пропускается ток. Сила тока $I = 1,00$ А выставлена с помощью кодового переключателя, расположенного на передней панели источника питания, и контролируется амперметром. Разность потенциалов между точками, к которым прижимаются потенциальные зонды, измеряется с помощью потенциометра ПП-63.

Переключатели K_1 и K_2 позволяют менять направление тока, пропускаемого через образец, и соответственно знак падения напряжения, подаваемого к потенциометру.

Удельное электросопротивление рассчитывается по формуле

$$\rho = \frac{Uad}{Il}, \quad (66)$$

где $U = (U_1 + U_2)/2$ (U_1, U_2 – падение напряжения на потенциальных зондах при различных направлениях тока); a – ширина образца; d – толщина образца; l – расстояние между потенциальными зондами.

Ширина и толщина образца измеряется микрометром не менее чем в трех различных местах, а затем берется их среднее значение. Расстояние между потенциальными зондами измеряется штангенциркулем.

Ход работы

1. Изучите работу установки для измерения удельного электросопротивления.

2. Измерьте удельное электросопротивление меди и сплавов на ее основе. Результаты измерений представьте в виде таблицы.

3. На основе полученных результатов постройте графики:

1) зависимости удельного электросопротивления сплавов от концентрации цинка;

2) зависимости удельного электросопротивления сплавов меди от валентности легирующего элемента (используйте сплавы, которые содержат 1 % легирующих элементов, находящихся в одном периоде периодической таблицы Д. И. Менделеева: Cu, Cu – 1 % Zn, Cu – 1 % Ga, Cu – 1 % Ge).

Контрольные вопросы

1. В чем заключается связь диаграмм состояний и диаграмм «свойство – состав»?

2. Как зависит удельное электросопротивление металлов от температуры?

3. Что из себя представляет правило Маттиссена?

4. Как бы вы охарактеризовали влияние легирующих элементов на удельное электросопротивление металлов?

5. Что из себя представляет компенсационный метод измерения удельного электросопротивления?

Лабораторная работа 19

Термоэлектрические явления

Цель: освоить методику измерения дифференциальной термоЭДС.

Оборудование: установка для измерения дифференциальной термоЭДС; набор образцов сплавов системы Bi–Te.

Эффекты Зеебека, Пельтье и Томсона

К термоэлектрическим явлениям относятся эффекты Зеебека, Пельтье и Томсона.

Эффект Зеебека. Суть эффекта Зеебека (термоЭДС) заключается в том, что в электрической цепи (рис. 72), состоящей из последовательно соединенных разных проводников (1 и 2), возникает электродвижущая сила (термоЭДС) U , если места контактов поддерживать при разных температурах. Величина термоЭДС зависит от температуры горячего и холодного спаев и материалов: $U = \alpha_{12}(T_2 - T_x) = \alpha_{12}\Delta T$.

Величину α_{12} удобно рассматривать как разность двух коэффициентов α_1 и α_2 ($\alpha_{12} = \alpha_1 - \alpha_2$), относящихся соответственно к первому и второму проводникам. Величины α_1 и α_2 называются коэффициентами термоЭДС или дифференциальными термоЭДС соответствующих материалов.

ТермоЭДС состоит из двух частей: объемной (диффузной) и контактной. Объемная часть термоЭДС вызвана зависимостью энергии свободных электронов проводника от температуры.

Если вдоль проводника существует градиент температуры, то электроны на горячем конце приобретают более высокие энергии и скорости, чем на холодном. Возникает поток электронов от горячего конца к холодному: на холодном конце накапливается отрицательный заряд, а на горячем — нескомпенсированный положительный. Процесс накопления заряда будет продолжаться до тех пор, пока возникшая разность потенциалов не создаст поток электронов в обратном направлении и благодаря этому не установится стационарное состояние. Алгебраическая сумма разностей потенциалов в проводниках 1 и 2 даст объемную (диффузную) составляющую термоэлектродвижущей силы.

Для выяснения природы контактной составляющей термоЭДС рассмотрим два металла, электронный газ которых характеризуется уровня-

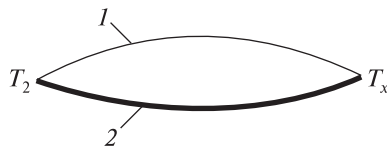


Рис. 72. Схема возникновения термоЭДС в цепи

ми Ферми F_1 и F_2 и химическими потенциалами ξ_1 и ξ_2 соответственно. Сблизим металлы до такого состояния, при котором возможен эффективный обмен электронами (рис. 73).

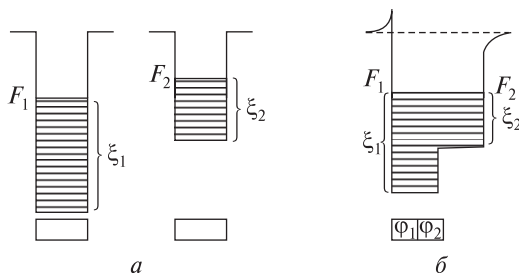


Рис. 73. Энергетический спектр электронов:
а — до контакта; б — после контакта двух металлов

Поскольку уровень Ферми второго металла F_2 расположен выше, чем первого металла F_1 , то будет наблюдаться преимущественное движение электронов из второго материала в первый. В результате первый металл заряжается отрицательно, а второй — положительно. Появление данных зарядов вызывает смещение энергетических уровней (в том числе уровней Ферми) металлов. В первом проводнике, заряженном отрицательно, все уровни поднимаются вверх, а во втором — опускаются вниз. Как только уровни Ферми установятся на одной высоте, между кристаллами наступит динамическое равновесие. При этом потенциал внутри первого металла равен ϕ_1 , второго — ϕ_2 . На границе двух металлов существует скачок потенциалов, величина которого определяется условием равенства уровней Ферми металлов: $-e\phi_1 + \xi_1 = -e\phi_2 + \xi_2$ ($-e\phi_1$, $-e\phi_2$ — потенциальные энергии электронов в обоих металлах; ξ_1 , ξ_2 — их кинетические энергии). Таким образом, внутренняя контактная разность потенциалов

$$\phi_2 - \phi_1 = \frac{\xi_2 - \xi_1}{e}. \quad (67)$$

Поскольку уровни Ферми проводников зависят от температуры, то и их разность будет также определяться температурой. Если температуры спаев неодинаковы, то возникшие в месте спаев внутренние контактные разности потенциалов не смогут компенсировать друг друга и их разность составит контактную часть термоЭДС.

В металлах скорости электронов и уровень Ферми в отличие от полупроводников очень слабо зависят от температуры. Именно поэтому

термоЭДС металлов мала по сравнению с термоЭДС полупроводниковых материалов.

Для любой степени вырождения электронного газа при квадратичном законе дисперсии выражение для дифференциальной термоЭДС имеет вид

$$\alpha = -\frac{k}{e} \left[\frac{F_{r+2}(\eta)}{F_{r+1}(\eta)} - \eta \right], \quad (68)$$

где $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К – постоянная Больцмана; $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл; $F_{r+1}(\eta)$, $F_{r+2}(\eta)$ – интегралы Ферми; r – фактор рассеяния; $\eta = \xi/kT$ – приведенный химический потенциал.

В случае невырожденного газа $F_{r+2}(\eta)/F_{r+1}(\eta) = r + 1$. Тогда из выражения (68) следует

$$\alpha = -\frac{k}{e}(r + 2 - \eta). \quad (69)$$

Для сильно вырожденного электронного газа

$$\alpha = -\frac{\pi^2}{3}(r + 1)\frac{k}{e}\left(\frac{kT}{\xi}\right). \quad (70)$$

Если основным механизмом рассеяния носителей тока является рассеяние на акустических колебаниях, т. е. $r = 0$, то из формулы (70) следует

$$\alpha = -\frac{\pi^2}{3}\frac{k}{e}\left(\frac{kT}{\xi}\right). \quad (71)$$

Эффект Пельтье. При прохождении тока I в цепи, состоящей из различных проводников, в местах контакта, кроме теплоты Джоуля, выделяется или поглощается (в зависимости от направления тока) теплота Пельтье Q_{Π} , пропорциональная прошедшему количеству электричества $q = It$ через контакт:

$$Q_{\Pi} = \Pi_{12}q = \Pi_{12}It, \quad (72)$$

где Π_{12} – коэффициент Пельтье, зависящий от природы находящихся в контакте материалов. Π_{12} удобно представить в виде разности двух коэффициентов Пельтье Π_1 и Π_2 , относящихся соответственно к первому и второму проводникам.

Возникновение эффекта Пельтье вызвано тем, что средняя кинетическая энергия электронов, участвующих в переносе тока в двух материалах, находящихся в контакте, различна.

Если кинетическая энергия электронов в первом проводнике больше, чем во втором, то при прохождении тока через контакт из первого

проводника во второй электроны в результате столкновений (во втором проводнике) будут отдавать свою избыточную энергию атомам решетки, т. е. будет выделяться теплота Пельтье. При обратном направлении тока электроны, перешедшие через контакт из второго проводника в первый, приходят в тепловое равновесие с решеткой за счет взаимодействия с тепловыми колебаниями решетки, что приводит к поглощению теплоты Пельтье.

Эффект Томсона. Если вдоль проводника, по которому протекает электрический ток, имеется градиент температуры, то в дополнение к теплоте Джоуля в объеме проводника выделяется или поглощается (в зависимости от направления тока) теплота Томсона Q_τ , пропорциональная силе тока и градиенту температуры:

$$Q_\tau = \tau I \frac{dT}{dx} l, \quad (73)$$

где τ – коэффициент Томсона.

Эффект Томсона объясняется следующим образом. При совпадении направлений тока и градиента температуры электроны переходят из мест с более высокой температурой (энергией) в области с более низкой. При этом избыток своей энергии электроны отдают решетке, т. е. происходит выделение теплоты Томсона.

Коэффициенты термоЭДС, Пельтье и Томсона связаны между собой следующими соотношениями:

$$\Pi = \alpha T, \quad \tau = -T \frac{d\alpha}{dT}. \quad (74)$$

Термоэлектрические явления находят применение в технике. Одним из примеров задействования эффекта Зеебека является использование термопар для измерения температур. Термоэлектрические приборы, основанные на использовании термоэлектрического эффекта Зеебека или эффекта Пельтье и предназначенные для непосредственного преобразования теплоты в электрическую энергию и обратно, называются термоэлементами. Для их изготовления используют твердые растворы на основе Te, Bi, Sb, Se и др.

ТермоЭДС материалов в значительной степени определяется как зонной структурой, так и дефектами кристаллической решетки (примесями, дислокациями, точечными дефектами, границами зерен). Именно поэтому эффект Зеебека применяется для исследования и контроля состава и качества продукции черной и цветной металлургии.

Для изучения эффекта Зеебека в данной лабораторной работе используются поликристаллические образцы висмута, легированного тел-

луром. Висмут, как сурьма и мышьяк, находится в пятой группе таблицы периодической системы элементов Д. И. Менделеева и относится к группе полуметаллов. В беспримесном висмуте концентрации электронов и дырок из-за небольшого перекрытия валентной зоны и зоны проводимости равны друг другу и составляют примерно $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ при комнатной температуре, что на несколько порядков меньше концентрации электронов в металлах.

Находясь в кристаллической решетке висмута, примесные атомы олова и свинца действуют как акцепторы (уменьшают концентрацию электронов и повышают концентрацию дырок). Твердый раствор Bi–Te при концентрациях теллура больше 0,1 ат. % является электронным материалом при комнатной температуре. Электронный газ в сплавах Bi–Te – вырожденным. Основным механизм рассеяния электронов – рассеяние на тепловых колебаниях ($r = 0$).

Дифференциальная термоЭДС сплава Bi–Te хорошо описывается в рамках изотропной модели и определяется выражением

$$\alpha = -\frac{\pi^2}{3} \frac{k^2}{e} \frac{T}{\xi}. \quad (75)$$

Из формулы (75) определяется значение химического потенциала

$$\xi = -\frac{\pi^2}{3} \frac{k^2}{e} \frac{T}{\alpha}. \quad (76)$$

Описание установки для измерения дифференциальной термоЭДС

Схема устройства установки для измерения термоЭДС показана на рис. 74. К холодному и горячему медным блокам, электрически изолированным друг от друга, прижимается исследуемый образец, и таким образом в нем создается градиент температуры. Один из медных блоков нагревается с помощью нагревателя, который питается от сети через трансформатор. Второй медный блок охлаждается с помощью талющего льда, находящегося в коробке. Исследуемый образец касается спаев дифференциальных медь–константановых термопар, подключенных через ключ K_1 к потенциометру. Измеряя ЭДС термопар и используя их градуировочную кривую, определяют температуры горячего (T_r) и холодного (T_x) концов образца. Электрическая схема установки для измерения дифференциальной термоЭДС приведена на рис. 75. Исследуемый образец находится в контакте с медными проводами термопар, подключенными к потенциометру с помощью ключа K_2 . Именно

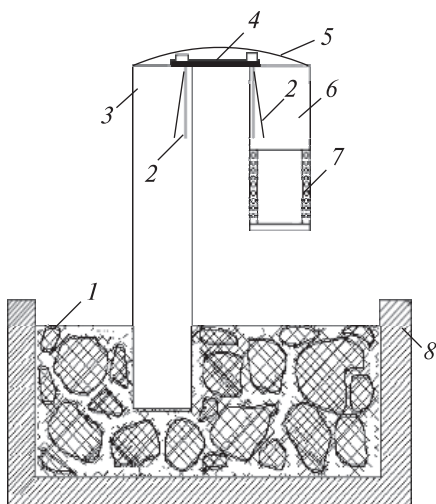


Рис. 74. Установка для измерения дифференциальной термоЭДС:
1 – лед; 2 – термопары; 3 – холодный блок;
4 – образец; 5 – прижим; 6 – горячий блок;
7 – нагреватель; 8 – сосуд

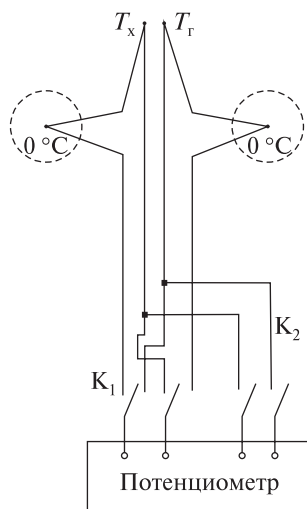


Рис. 75. Электрическая схема установки для измерения дифференциальной термоЭДС

поэтому в данной схеме измеряется термоЭДС, возникшая в цепи из исследуемого образца и медных проводов. Измеряемая дифференциальная термоЭДС равна разности дифференциальных термоЭДС исследуемого образца $\alpha_{\text{Bi-Te}}$ и меди α_{Cu} :

$$\alpha_{\text{изм}} = \alpha_{\text{Bi-Te}} - \alpha_{\text{Cu}}. \quad (77)$$

Дифференциальная термоЭДС $\alpha_{\text{изм}}$ рассчитывается по формуле

$$\alpha_{\text{изм}} = \frac{U}{T_{\gamma} - T_x}. \quad (78)$$

Тогда из выражений (77) и (78) следует

$$\alpha_{\text{Bi-Te}} = \alpha_{\text{изм}} + \alpha_{\text{Cu}}, \quad (79)$$

где $\alpha_{\text{Cu}} = 1,8 \text{ мкВ/К}$.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с работой установки для измерения дифференциальной термоЭДС и подготовьте ее к работе. Для этого расположите коробку с тающим льдом под медным блоком, затем включите нагреватель медного блока, подготовьте к работе потенциометр.

2. Проведите измерения дифференциальной термоЭДС сплавов системы Bi–Te. Результаты измерений и расчетов запишите в таблицу.

Материал	U_x , мкВ	U_r , мкВ	T_x , мкВ	T_r , мкВ	U , мкВ	$\alpha_{\text{изм}}$, мкВ/К	$\alpha_{\text{Bi-Te}}$, мкВ/К	$\xi_{\text{Bi-Te}}$, эВ	$\Pi_{\text{Bi-Te}}$, В

При проведении расчетов используйте соотношения (75)–(79). Постройте график зависимости дифференциальной термоЭДС сплава Bi–Te от концентрации теллура.

3. Определите дифференциальную термоЭДС сплавов системы Bi–Te с неизвестным содержанием теллура. С помощью графика зависимости от концентрации теллура определите концентрацию атомов теллура в исследуемых образцах.

4. Рассчитайте химический потенциал исследуемых сплавов по формуле

$$\xi = -\frac{\pi^2}{3} \frac{k^2 T}{e \alpha_{\text{Bi-Te}}}. \quad (80)$$

5. Рассчитайте коэффициент Пельтье исследуемых материалов по формуле (74):

$$\Pi_{\text{Bi-Te}} = \alpha_{\text{Bi-Te}} T, \quad (81)$$

где $T = (T_x - T_r)/2$.

Контрольные вопросы

1. Что такое термоэлектрические коэффициенты? В чем заключается связь между ними?

2. Какова физическая природа эффектов Зеебека, Пельтье и Томсона?

3. Почему дифференциальная термоЭДС металлов меньше, чем у полупроводников?

4. Где используются термоэлектрические эффекты в технике?

5. Что такое температурная зависимость дифференциальной термоЭДС металлов?

6. В чем суть методики измерения дифференциальной термоЭДС?

7. Как влияет теллур на дифференциальную термоЭДС и уровень Ферми висмута?

Лабораторная работа 20

Ферромагнитные свойства сталей

Цель: освоить методику измерения коэрцитивной силы и намагнитченности насыщения сталей; изучить влияние химического состава и закалки на магнитные свойства сталей.

Оборудование: установка для измерения намагнитченности насыщения и коэрцитивной силы, набор образцов сталей различных марок.

Ферромагнетизм

Экспериментально установлено, что ферромагнетизм обусловлен спиновыми магнитными моментами электронов, а не их орбитальными магнитными моментами или магнитными моментами ядер. Поскольку магнитные моменты заполненных оболочек атома равны нулю, а внешние валентные электроны обобществляются при образовании металлического состояния, то ферромагнетизмом могут обладать переходные элементы, имеющие недостроенные внутренние оболочки. Когда атомы ферромагнетика образуют кристаллическую решетку, то волновые функции электронов недостроенных оболочек соседних атомов перекрываются. Возникшее обменное взаимодействие электронов приводит к параллельному расположению их спиновых магнитных моментов в некотором объеме кристалла. Ферромагнетик состоит из большого числа очень малых областей (10^{-2} – 10^{-5} см), называемых доменами, в которых магнитные моменты ориентированы параллельно. В образце при отсутствии внешнего магнитного поля H магнитные моменты $\vec{M}$ доменов направлены в разные стороны, а полный момент образца может быть равным нулю. Структура ферромагнитных доменов (их размер, форма, ориентация магнитных моментов) должна удовлетворять условию минимума свободной энергии. Схема доменной структуры приведена на рис. 76, а.

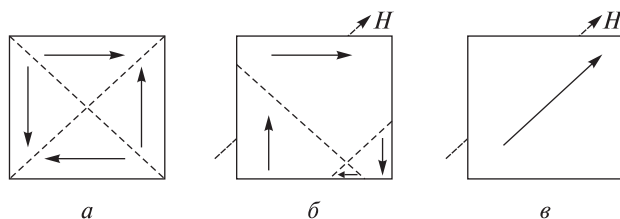


Рис. 76. Схема намагничивания:

а — ненамагниченное состояние; б — намагнитченность за счет смещения границ доменов; в — намагнитченность за счет вращения магнитных моментов доменов

Мерой интенсивности намагничивания ферромагнитной среды служит вектор намагниченности $\vec{J}$, равный плотности магнитного момента:

$$\vec{J} = \frac{\vec{M}}{\Delta V}, \quad (82)$$

где $\vec{M}$ — магнитный момент в объеме ΔV . Объем ΔV макроскопически мал, но все же содержит достаточно большое число доменов. Размерность намагниченности $[J] = \text{А} \cdot \text{м}^{-1}$.

Кривая $J(H)$, изображающая зависимость намагниченности J ферромагнетика от напряженности H намагничивающего поля, называется кривой намагничивания данного материала (рис. 77). Если в начальном состоянии ($H=0$) образец был размагничен ($J=0$), то график зависимости $J(H)$ называется основной кривой намагничивания (кривая $OabA$). В общем случае основную кривую намагничивания можно разбить на четыре участка (Oa , ab , $b\epsilon$ и ϵA). На отрезке Oa процесс намагничивания происходит в основном за счет обратимых процессов, связанных с упругим смещением доменов. В данном случае границы доменов, вектор намагниченности которых составляет с H небольшой угол, смещаются в сторону увеличения размеров наиболее удачно расположенных доменов за счет уменьшения объемов соседних доменов с иным направлением намагниченности (рис. 76, б). После снятия внешнего поля граница между доменами возвращается в первоначальное положение. На участке ab происходит более быстрое увеличение намагниченности,

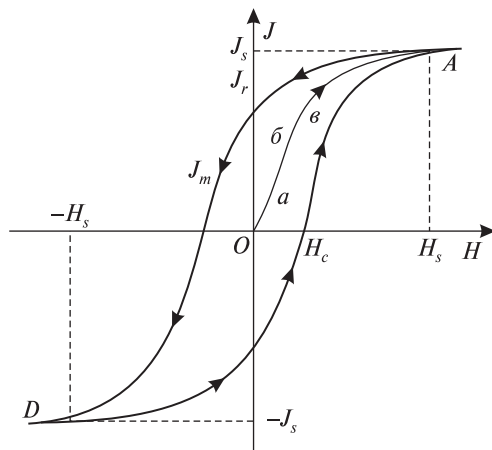


Рис. 77. Кривая намагничивания и петля магнитного гистерезиса ферромагнетика

связанное уже с необратимым смещением границ доменов. На участке *бв* наблюдается резкий подъем основной кривой намагничивания, обусловленный вращением магнитных моментов доменов к направлению магнитного поля (рис. 76, *в*). На участке *вА* намагниченность незначительно увеличивается, что связано с уменьшением дезориентации спинов (часть спинов имеет противоположную ориентацию), вызванной тепловым движением атомов. Данная область намагничивания называется парапроцессом. Максимальное значение намагниченности, достигаемое при некотором значении напряженности H_s магнитного поля, является намагниченностью насыщения J_s .

Вследствие необратимых смещений границ доменов и вращений магнитных моментов при уменьшении внешнего магнитного поля до нуля намагниченность ферромагнетика частично сохраняется и называется остаточной намагниченностью J_r (см. рис. 77). Для полного размагничивания образца необходимо приложить противоположное по знаку магнитное поле $-H_c$ (H_c — коэрцитивная сила). Дальнейшее изменение магнитного поля до $-H_s$ приводит к намагничиванию до насыщения $-J_s$ в обратном направлении. При изменении магнитного поля от $-H_s$ до H_s намагниченность изменяется по другой кривой — DH_cA . Замкнутая кривая AJ_rDH_cA называется петлей гистерезиса. Ее вид зависит от ферромагнетика, а площадь пропорциональна затрата энергии на однократное перемагничивание.

Остаточная намагниченность и коэрцитивная сила материалов зависят от температуры, химического состава, а также структуры металлов. К примеру, в углеродистых сталях намагниченность насыщения уменьшается с уменьшением доли α -фазы (феррита), так как ее намагниченность меньше намагниченности цементита в 1,7 раза. Наличие в сталях аустенита (аустенит — парамагнетик) уменьшает остаточную намагниченность. Соответственно, стали с аустенитной структурой не являются ферромагнетиками.

Измерение магнитных характеристик и коэрцитивной силы

Схема установки для измерения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы приведена на рис. 78. Установка состоит из электромагнита и соленоида, которые могут подключаться с помощью переключателя Π_1 к выпрямителю. В полюсных наконечниках электромагнита расположена труба с измерительной катушкой ИК₁, а в соленоиде — вторая измерительная катушка — ИК₂. Обе с помощью переключателя Π_2 могут быть подключены к зеркальному гальванометру.

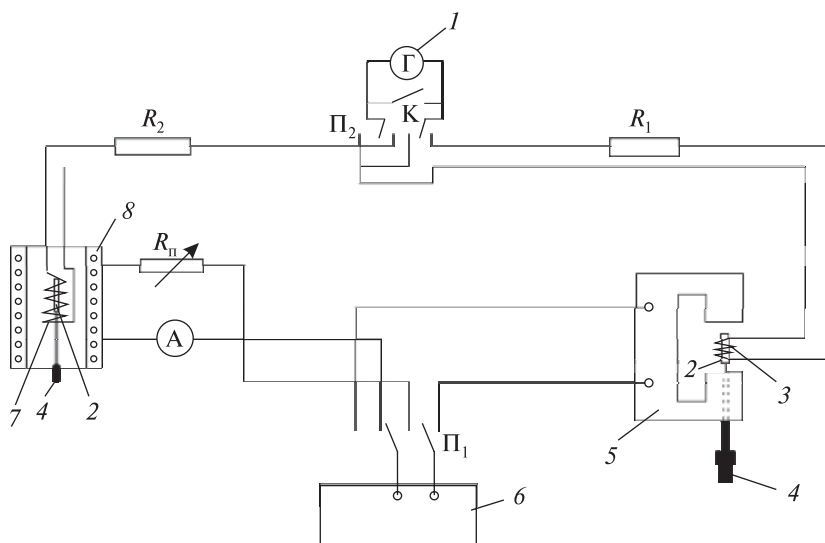


Рис. 78. Схема установки для измерения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы:
 1 – гальванометр; 2 – образец; 3 – ИК₁; 4 – держатель образца;
 5 – электромагнит; 6 – выпрямитель; 7 – ИК₂; 8 – соленоид

Измерение намагниченности насыщения. Переключатель Π_2 находится в нейтральном положении (0). Через электромагнит, подключенный к выпрямителю с помощью переключателя Π_1 , пропускается ток $I = 5$ А, достаточный для намагничивания образца до насыщения. Переключатель Π_2 ставится в положение (J_s), а образец с помощью специального держателя вталкивается в межполюсное пространство магнита до упора (в этом случае измерительная катушка ИК₁ находится на середине образца). Наблюдаемое отклонение «зайчика» гальванометра α пропорционально намагниченности насыщения J_s :

$$J_s = \frac{C_6}{S} A \alpha, \quad (83)$$

где C_6 – баллистическая постоянная гальванометра; S – площадь сечения образца; A – величина, зависящая от числа витков измерительной катушки, сопротивлений гальванометра и R_1 .

Измерение J_s облегчается, если имеется эталонный образец с известным значением намагниченности насыщения J_s^0 . Тогда, определив от-

клонения «зайчика» на эталонном образце α^3 ($J_s^3 = (C_6 A / S_3) \alpha^3$; S_3 – площадь сечения эталона), можно, используя выражение (83), рассчитать и J_s :

$$J_s = J_s^3 \frac{\alpha}{\alpha^3} \frac{S_3}{S}. \quad (84)$$

Если $S_3 = S$, то из формулы (84) следует

$$J_s = J_s^3 \frac{\alpha}{\alpha^3}. \quad (85)$$

В качестве эталона можно использовать чистое железо, для которого $J_s^3 = 1,72 \cdot 10^5$ А/м.

Измерение коэрцитивной силы. Переключатели Π_1 и Π_2 (см. рис. 78) находятся в нейтральном положении (0). Намагниченный до насыщения образец с помощью держателя помещается в измерительную катушку. Переключатель Π_2 переводится в положение (H_c). При выдергивании образца наблюдается отклонение «зайчика» гальванометра на некоторую величину. Π_2 ставится в нейтральное положение (0). Через соленоид, подключенный с помощью переключателя Π_1 к выпрямителю, пропускается небольшой ток I , измеряемый амперметром А.

Намагниченный образец помещается в измерительную катушку ИК₂. Переключатель ставится в положение (H_c). Из измерительной катушки ИК₂ выдергивается образец, и наблюдается отклонение «зайчика» гальванометра. Повторяя указанную операцию при увеличиваемом токе через соленоид, находят значение тока I_c , при котором «зайчик» гальванометра не отклоняется при выдергивании образца из катушки ИК₂. В этом случае магнитное поле равно коэрцитивной силе, которая рассчитывается по формуле

$$H_c = \frac{L_c N}{L}, \quad (86)$$

где N – число витков соленоида ($N = 4850$); L – длина соленоида ($L = 40$ см).

В лабораторной работе необходимо определить намагниченность насыщения и коэрцитивную силу образцов сталей различных марок: Ст2, Ст45, У12, 14Х17Н2 и 12Х18Н10Т. Содержание углерода в сталях Ст2, Ст45 и У12 примерно 0,2; 0,45 и 1,2 % соответственно. Сталь марки 14Х17Н2 содержит 17 % хрома, 2 % никеля, 2 % углерода, остальное – железо. Сталь марки 12Х18Н10Т, включающая 18 % хрома, 10 % никеля, до 1 % титана и ~ 0,12 % углерода, имеет аустенитную структуру. Также необходимо определить J_s и H_c закаленных образцов стали Ст2. Темпе-

ратура закалки — 700, 750, 800, 850 и 900 °С. Каждое измерение J_s и H_c следует проводить не менее трех раз. Эталонный образец, сделанный из чистого железа, имеет $J_s^0 = 1,72 \cdot 10^5$ А/м.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с работой установки для измерения намагниченности насыщения J_s и коэрцитивной силы H_c .

2. Измерьте намагниченность насыщения J_s и коэрцитивную силу H_c стальных образцов. При расчете используйте соотношения (85) и (86).

3. Постройте графики зависимостей J_s и H_c от содержания углерода (чистое железо, Ст2, Ст45, У12) и температуры закалки для Ст2.

Контрольные вопросы

1. Какова причина появления ферромагнетизма?
2. Как бы вы описали основную кривую намагничивания?
3. Что такое коэрцитивная сила и намагниченность насыщения?
4. В чем состоит методика измерения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы?
5. Какой вид имеет зависимость намагниченности насыщения сталей от концентрации углерода?
6. Как влияет температура закалки на коэрцитивную силу и намагниченность насыщения?

Лабораторная работа 21

Гальваномагнитные явления

Цель: освоить методы измерения удельного электросопротивления, эффекта Холла и магнетосопротивления.

Оборудование: потенциометр Р-362, электромагнит, амперметры, магазин сопротивления, источники тока, микрометр, поликристаллические образцы висмута и сплавов «висмут — сурьма», измерительная ячейка.

Процессы переноса

Процессы переноса (кинетические явления) в твердых телах осуществляются благодаря движению носителей заряда под действием внешних полей: электрического, магнитного, температурного. Именно поэтому различают электрические, термоэлектрические, гальваномагнитные, термомагнитные явления. С помощью кинетических эффектов можно получить информацию о носителях заряда, зонной струк-

туре, механизмах рассеяния, дефектах кристаллической решетки, их термической стабильности.

Электропроводность σ материала характеризует способность тела пропускать электрический ток под действием электрического поля. Величина, обратная электропроводности, называется удельным электрическим сопротивлением $\rho = 1/\sigma$. Если проводник имеет сечение S , длину l и при приложении к его концам напряжения U протекает ток I , то

$$\rho = \frac{US}{Il}. \quad (87)$$

В случае одного типа носителей тока выражение для электропроводности имеет вид

$$\sigma = ne\mu, \quad (88)$$

где n , μ – концентрация и подвижность носителей тока; $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

При наличии двух типов носителей тока, например электронов и дырок,

$$\sigma = ne\mu + pev, \quad (89)$$

где n , p – концентрация электронов и дырок; μ , v – их подвижности.

Если $n = p$, как, например, у полуметаллов Bi, Sb, As, то из выражения (89) следует

$$\sigma = ne(\mu + v). \quad (90)$$

Эффект Холла и магнетосопротивление относятся к гальваномагнитным эффектам и наблюдаются в твердых телах, находящихся в магнитном поле, при прохождении электрического тока. Эффектом Холла называют явление, где под действием магнитного поля B (рис. 79), перпендикулярного току I , носители тока отклоняются в направлении, перпендикулярном току и полю. Вследствие этого в указанном направлении возникает разность потенциалов U_x . Отклонение носителей тока обусловлено действием на них силы Лоренца $\vec{F} = \pm[\vec{v}\vec{B}]$ (v – скорость носителей тока).

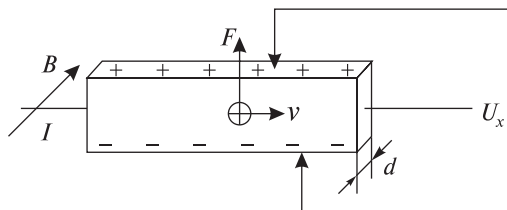


Рис. 79. Возникновение эффекта Холла

Если проводник выбран в виде прямоугольного параллелепипеда, то

$$U_x = \frac{RIB}{d}, \quad (91)$$

где R — коэффициент Холла; d — толщина образца.

Величина коэффициента Холла зависит от параметров носителей тока. Если электронный газ вырожден (например, в металлах), то

$$R = -\frac{1}{ne}. \quad (92)$$

В полупроводниках обычно имеется два типа носителей (электроны и дырки), поэтому

$$R = \frac{r(pv^2 - n\mu^2)}{e(pv + n\mu)}, \quad (93)$$

где r — Холл-фактор, зависящий от механизма рассеяния, степени вырождения носителей тока, величины магнитного поля.

Для материалов с равной концентрацией электронов и дырок, как следует из выражения (93), коэффициент Холла при $r = 1$ будет

$$R = -\frac{1}{ne} \frac{\mu - v}{\mu + v}. \quad (94)$$

Искривление траектории носителей заряда при прохождении тока под действием магнитного поля (рис. 80) приводит к уменьшению их средней длины свободного пробега l вдоль электрического поля и, следовательно, к уменьшению электропроводности и увеличению удельного электросопротивления. Изменение удельного электросопротивления в магнитном поле называется магнетосопротивлением. Величина магнетосопротивления

$$\beta = \frac{\rho_m - \rho}{\rho}, \quad (95)$$

где ρ_m , ρ — величины удельного электросопротивления в магнитном поле и без магнитного поля.

Если в кристалле имеются электроны и дырки, концентрации которых одинаковы, а подвижности равны соответственно μ и v , то в слабом магнитном поле

$$\beta = B^2 \mu v. \quad (96)$$

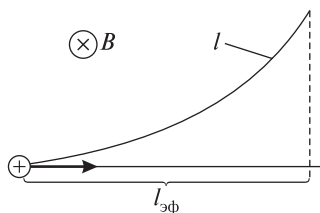


Рис. 80. Искривление траектории движения носителя заряда при движении в магнитном поле

Измеряя удельное электросопротивление, магнетосопротивление и коэффициент Холла материалов, у которых концентрация электронов и дырок равны, и используя соотношения (90), (94) и (96), можно рассчитать параметры носителей тока n , μ и v :

$$\begin{aligned} n &= \frac{1}{e\rho} \left[\left(\frac{R}{\rho} \right)^2 + 4 \frac{\beta}{B^2} \right]^{-1/2}, \\ \mu &= \frac{1}{2} \left\{ -\frac{R}{\rho} + \left[\left(\frac{R}{\rho} \right)^2 + 4 \frac{\beta}{B^2} \right]^{1/2} \right\}, \\ v &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{R}{\rho} + \left[\left(\frac{R}{\rho} \right)^2 + 4 \frac{\beta}{B^2} \right]^{1/2} \right\}. \end{aligned} \quad (97)$$

При выполнении задания лабораторной работы используются образцы висмута и сплавов «висмут — сурьма», в которых концентрации электронов и дырок одинаковы.

Методики измерения процессов переноса

Наиболее распространенными методами измерения удельного электросопротивления являются двухзондовый и четырехзондовый. Первый используется для измерения удельного электросопротивления образцов, имеющих правильную форму, например прямоугольного параллелепипеда, цилиндра (рис. 81).

К концам образца подводится напряжение, вызывающее ток I . На участке, где находятся потенциальные зонды, возникает падение напряжения U , равное IR (R — сопротивление участка и $R = \rho l/S$, где l — расстояние между зондами; S — сечение образца). Тогда

$$\rho = \frac{US}{I}. \quad (98)$$

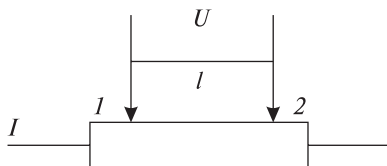


Рис. 81. Схема двухзондового метода измерения удельного электросопротивления

Если образец имеет форму прямоугольного параллелепипеда, то

$$\rho = \frac{Uad}{I}, \quad (99)$$

где a и d – ширина и толщина образца.

При определении удельного электросопротивления необходимо проводить измерения U на зондах 1 и 2 (см. рис. 81) при пропускании тока в прямом (U_1) и обратном (U_2) направлениях и при расчете использовать их среднее арифметическое значение. Дело в том, что в образце может возникнуть градиент температуры, вызывающий термоЭДС $U_{\text{тэдс}}$ вдоль образца. $U_{\text{тэдс}}$ будет вносить вклад в измеряемые U_1 и U_2 . Если допустить, что при прямом направлении тока U и $U_{\text{тэдс}}$ суммируются, то при обратном – вычитаются:

$$U_1 = U + U_{\text{тэдс}}, \quad U_2 = U - U_{\text{тэдс}}. \quad (100)$$

Усреднение U_1 и U_2 позволяет определить U :

$$(U_1 + U_2)/2 = [(U + U_{\text{тэдс}}) + (U - U_{\text{тэдс}})]/2 = U. \quad (101)$$

С учетом выражений (99)–(101) при двухзондовом методе удельное электросопротивление рассчитывается по формуле

$$\rho = \frac{(U_1 + U_2)ad}{2I}. \quad (102)$$

В настоящее время в экспериментальных исследованиях применяются различные методы определения коэффициента Холла: 1) постоянного магнитного поля и постоянного тока; 2) постоянного поля (тока) и переменного тока (поля); 3) переменного поля и переменного тока. Из них наиболее простой – первый.

Измерения эффекта Холла затрудняет то, что наряду с ЭДС Холла появляется ряд дополнительных ЭДС, вызванных сопутствующими эффектами. Вследствие этого поперечное напряжение, измеряемое на контактах 1 и 2 (рис. 82), определяется алгебраической суммой различных ЭДС:

$$U = U_X + \Sigma U_i. \quad (103)$$

Одна из причин возникновения поперечной ЭДС – расположение холловских контактов (1 и 2; см. рис. 82) не на эквипотенциальной поверхности (ЭДС неэквипотенциальности). Это бывает из-за неточ-

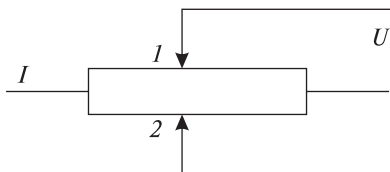


Рис. 82. Схема измерения коэффициента Холла

ного геометрического расположения одного контакта против другого и нарушения однородности исследуемого образца.

Дополнительные ЭДС возникают также вследствие явлений, связанных с движением носителей тока, таких как электропроводность, теплопроводность, гальваномагнитные, термоэлектрические и термомагнитные эффекты. Так, при наличии разности температур на холловских контактах появляется термоЭДС, вносящая вклад в поперечное напряжение.

В кристалле носители тока имеют различные скорости. Более быстрые из них отклоняются под действием силы Лоренца к одной грани, а более медленные — к противоположной. Именно поэтому одна грань будет нагреваться, а другая охлаждаться. Создавшаяся поперечная разность температур приведет к дополнительной ЭДС (так называемая ЭДС Эттингсгаузена).

Вдоль образца могут создаваться градиенты температур, которые при пропускании тока через образец, помещенный в магнитное поле, способствуют возникновению поперечных ЭДС и поперечных градиентов температур, а следовательно, еще дополнительных ЭДС.

Дополнительные поперечные ЭДС зависят от величины и направления тока и магнитного поля. Именно поэтому для выделения холловского напряжения делают четыре измерения холловскими контактами. Сначала проводятся два измерения при одном направлении магнитного поля и двух направлениях тока (U_{1X} , U_{2X}). Затем изменяется направление магнитного поля и осуществляются еще два измерения при прямом и обратном направлении тока (U_{3X} , U_{4X}). После этого берется среднее арифметическое четырех измерений U_{cp} с учетом их знака:

$$U_{cp} = \frac{1}{4}(U_{1X} + U_{2X} + U_{3X} + U_{4X}). \quad (104)$$

При таком усреднении большинство вкладов дополнительных ЭДС из-за их зависимости от направления тока и магнитного поля компенсируется и можно считать, что

$$U_X = U_{cp} = \frac{U_{1X} + U_{2X} + U_{3X} + U_{4X}}{4}. \quad (105)$$

Следовательно, с учетом соотношений (91), (103) и (104) коэффициент Холла рассчитывается по формуле

$$R = \frac{(U_{1X} + U_{2X} + U_{3X} + U_{4X})d}{4BI}, \quad (106)$$

где B — индукция магнитного поля; I — ток через образец; d — толщина образца.

Для определения магнетосопротивления проводят измерения падения напряжения на зондах 1 и 2 (см. рис. 81) сначала без магнитного поля, а затем в магнитном поле. В первом случае все проходит при прямом (U_1) и обратном (U_2) направлении тока, пропускаемого через образец. Во втором случае выполняют четыре измерения: сначала два измерения ($U_{1м}$, $U_{2м}$) при одном направлении магнитного поля и двух направлениях тока, а затем еще два ($U_{3м}$, $U_{4м}$) при другом направлении магнитного поля и двух направлениях тока. После выполнения усреднения измеренных напряжений рассчитываются

$$U = \frac{U_1 + U_2}{2}, U_m = \frac{U_{1м} + U_{2м} + U_{3м} + U_{4м}}{4}, \quad (107)$$

и с учетом выражения (107) проводится расчет магнетосопротивления:

$$\beta = \frac{\rho_m - \rho}{\rho} = \frac{\rho_m}{\rho} - 1 = \frac{U_m}{U} - 1 = \frac{U_m - U}{U}. \quad (108)$$

Описание установки для измерения параметров процессов переноса в полуметаллах

Электрическая схема установки для измерения удельного электро-сопротивления, магнетосопротивления и коэффициента Холла показана на рис. 83. В ней можно выделить элементы, описанные ниже.

1. Токовая цепь состоит из источника питания УИП-2, амперметра М104, магазина сопротивления МСР-63, ключа K_1 , токовых контактов 1, 2 и образца. Величина тока регулируется магазином сопротивления

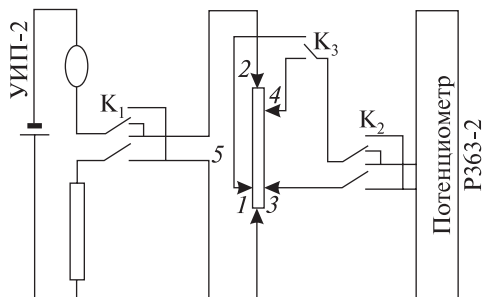


Рис. 83. Электрическая схема установки (без электромагнита) для измерения удельного электро-сопротивления, магнетосопротивления и коэффициента Холла

и измеряется амперметром. При переключении ключа K_1 из одного крайнего положения в другое происходит изменение направления тока в образце.

2. Измерительная цепь состоит из потенциометра Р363-2, ключей K_2 , K_3 и прижимных контактов 3, 4, 5. При одном положении ключа K_3 измеряется напряжение на потенциальных зондах 3 и 4, а при другом — ЭДС Холла на зондах 3 и 5. Ключ K_2 служит для согласования измеряемого напряжения по знаку со входом потенциометра.

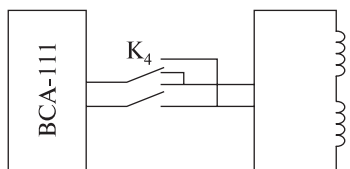


Рис. 84. Питание электромагнита установки

3. Магнитное поле в зазоре электромагнита определяется током, проходящим через его катушки (рис. 84). При токе $I = 1,8$ А индукция магнитного поля $B = 0,16$ Т. В качестве источника тока для питания электромагнита используется выпрямитель (BCA-111), на передней панели которого расположены выключатель и регулятор напряжения.

Ток, пропускаемый через катушки электромагнита, измеряется амперметром М104. Для изменения направления магнитного поля служит ключ K_4 . Перед тем как перевести ключ K_4 из одного положения в другое, необходимо выключить выпрямитель.

Образец перед измерениями помещается в ячейку из текстолита, в которой находятся токовые зонды, потенциальные зонды и холловский зонд (рис. 85). Токовые зонды являются неподвижными и устанавливаются закручиванием винтов. Потенциальные зонды крепятся в ползунке и поджимаются к образцу пружиной. Холловский зонд поджимается снизу винтом.

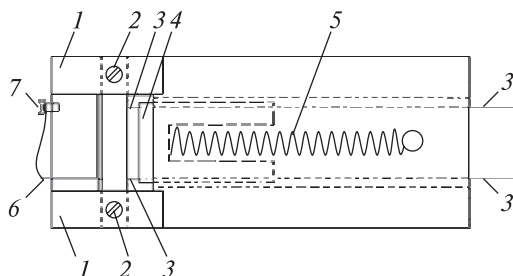


Рис. 85. Ячейка для измерения процессов переноса:

1 — токовый зонд; 2 — винт; 3 — потенциальный зонд;
4 — ползунок; 5 — пружина; 6 — холловский зонд;
7 — винт холловского зонда

При установке образцов необходимо проявлять осторожность, так как они хрупкие и при сильном закручивании винтов могут быть легко повреждены или разрушены.

При наличии контакта между токовыми зондами и образцом установка ключа K_1 в любое крайнее положение вызывает ток в амперметре. Для проверки контактов (3, 4, 5 на рис. 83) с образцом имеется проверочная цепь, состоящая из ключа K_5 , лампочки Л, источника питания (выход $\sim 6,3$ В на УИП-2). Если контакт между образцом и потенциальными зондами существует, а ключ K_3 находится в положении для измерения удельного электросопротивления, то при включении ключа K_5 загорится лампочка. При проверке контакта между образцом и потенциальным и холловским зондами (ключ K_3 находится в положении для измерения коэффициента Холла) включение ключа K_5 также приводит к загоранию лампочки.

После того как образец в ячейке, установлены все контакты, а ключ K_5 выключен, ячейку помещают в зазор электромагнита и выполняют измерения в приведенном далее порядке.

1. Измеряют U_1 и U_2 , необходимые для расчета удельного электросопротивления (магнитное поле в данном случае отсутствует) по формуле (102).

2. Измеряют $U_{1м}$, $U_{2м}$, $U_{3м}$ и $U_{4м}$ в магнитном поле и рассчитывают магнетосопротивление, используя соотношение (108).

3. Измеряют $U_{1Х}$, $U_{2Х}$, $U_{3Х}$ и $U_{4Х}$ и, используя выражение (106), рассчитывают коэффициент Холла. При усреднении четырех значений $U_{iХ}$ необходимо приписать знак измеряемому напряжению. Для этого необходимо учитывать направления магнитного поля и тока, а также подключение проводов к ключам и приборам. Учет всех этих факторов с целью выяснения знака $U_{iХ}$ после каждого измерения привел бы к значительной потере времени. Именно поэтому на практике составляют таблицу положений ключей K_1 , K_2 и K_3 и знака $U_{iХ}$.

Ход работы

1. Изучите по инструкции работу потенциометра РЗ63-2 и подготовьте его к выполнению измерений.

2. На опытном образце (из алюминия) научитесь устанавливать токовые, потенциальные и холловские зонды.

3. Выполните измерения удельного электросопротивления, магнетосопротивления и коэффициента Холла образцов из висмута и сплавов «висмут — сурьма». При измерении пропустите через образец ток

0,70 А, через катушки электромагнита — ток 1,80 А ($B = 0,16$ Т). Расстояние между потенциальными зондами $l = 9,0$ мм. Измерения толщины и ширины образца выполняйте микрометром. При расчете используйте соотношения (102), (106) и (108).

4. Используя полученные значения ρ , β и R и выражения (97) для указанных величин, рассчитайте концентрацию и подвижность носителей тока.

Контрольные вопросы

1. Как бы вы определили подвижность носителей тока?
2. Как возникает эффект Холла при наличии электронов или дырок (или обоих типов носителей) в проводнике?
3. Как изменяется удельное электросопротивление проводника при помещении его в магнитное поле?
4. Как зависит коэффициент Холла от концентрации и подвижности носителей тока?
5. При каких условиях коэффициент Холла равен 0?
6. Почему при измерении удельного электросопротивления необходимо пропускать ток через образец в прямом и обратном направлении?
7. В чем суть методики измерения коэффициента Холла на постоянном токе в постоянном магнитном поле?

Лабораторная работа 22

Тепловое расширение твердых тел

Цель: изучить явление теплового расширения твердых тел; освоить метод измерения линейного коэффициента теплового расширения.

Оборудование: dilatометр, образцы различных материалов.

Природа теплового расширения твердых тел

Тепловое расширение твердых тел состоит в изменении их линейных размеров и объема при нагревании. Количественно тепловое расширение характеризуется коэффициентами линейного α и объемного β расширения:

$$\alpha = \frac{1}{l} \frac{\Delta l}{\Delta T} \text{ и } \beta = \frac{1}{V} \frac{\Delta V}{\Delta T}, \quad (109)$$

где Δl , ΔV — изменения линейного объема V и размера l тела при нагревании на ΔT .

Вследствие анизотропии кристаллов коэффициент линейного расширения неодинаков в разных направлениях и является тензорной величиной. В главных осях он характеризуется тремя коэффициентами: α_1 , α_2 , и α_3 , для которых выполняется соотношение $\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 = \beta$. Для кристаллов кубической симметрии $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha_3 = 1/3\beta$. Кристаллы гексагональной структуры характеризуются тем, что $\alpha_1 = \alpha_2 \neq \alpha_3$.

Тепловое расширение твердых тел обусловлено несимметричным видом кривой зависимости потенциальной энергии U атомов от расстояния x между ними (рис. 86).

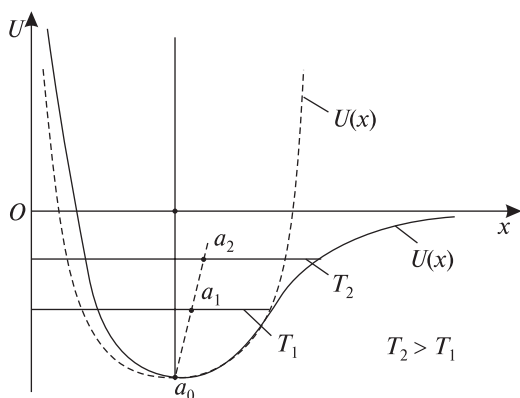


Рис. 86. График зависимости потенциальной энергии атомов от расстояния между ними

Если бы атомы совершали гармонические колебания около молекул равновесия, то потенциальная энергия описывалась бы кривой $U_1(x)$. В этом случае отклонения при совершении колебаний вправо и влево были бы одинаковыми, и середина размаха не смещалась бы. Именно поэтому нагревание, вызывающее увеличение амплитуды гармонических колебаний атомов, не приводило бы к увеличению расстояния между атомами, т. е. $\alpha = 0$. В действительности кривая потенциальной энергии несимметрична, т. е. колебания атомов не являются гармоническими. Несимметричный характер кривой $U(x)$ приводит к тому, что колеблющаяся частица отклоняется вправо на большее расстояние, чем влево. Вследствие этого среднее положение частицы (линия $a_0a_1a_2$) смещается вправо, что соответствует увеличению расстояния между атомами. Это и вызывает расширение твердых тел при нагревании.

Установлено, что для чистых металлов αT_m (T_m — температура плавления в абсолютной шкале) является функцией приведенной температуры T/T_m и мало зависит от природы вещества — первое правило Грюнайзена. Грюнайзен также обнаружил одинаковую температурную зависимость коэффициента теплового расширения $\alpha(T)$ и атомной теплоемкости $C(T)$ твердых тел, т. е. $\alpha \sim C$ (второе правило Грюнайзена). Теоретические расчеты подтвердили указанные соотношения.

Дилатометр

Измерение изменений размеров твердых тел осуществляется с помощью дилатометров различных конструкций. Наиболее распространенные дилатометры — оптико-механические, интерференционные, электрические с индуктивными, емкостными, холловскими и другими преобразователями.

Эффект Холла состоит в том, что в пластине кристалла с током I , помещенной в магнитное поле B , перпендикулярное току, возникает электрическое поле E , перпендикулярное току и магнитной индукции. Разность потенциалов U_x , обусловленная этим полем и называемая ЭДС Холла, зависит от тока I , индукции магнитного поля B , толщины пластины кристалла d и ее материала:

$$U_x = \frac{R}{d} IB, \quad (110)$$

где R — коэффициент Холла, зависящий от материала пластины.

Преобразователь Холла представляет пластину с четырьмя выводами. Два вывода служат для пропускания тока через преобразователь Холла, а два других — для измерения ЭДС Холла. При перемещении преобразователя Холла в неоднородном поле (или наоборот) будет изменяться его ЭДС Холла. На этом принципе и работает дилатометр с холловским преобразователем.

Дилатометр состоит из механической части, блока нагрева и блока питания, измерителя сигнала преобразователя Холла (рис. 87).

На станине дилатометра крепится пять стоек. Изучаемый образец поддерживается на двух выступах, прикрепленных к стойкам. Образец одним концом упирается в кварцевую трубку 1, а та, в свою очередь, — в крайнюю стойку, в которой имеется отверстие для термпары. Шток, состоящий из жестко соединенных между собой кварцевой трубки 2 и латунного стержня 1, одним концом поджимается пружиной 1 к образцу. На латунном стержне крепится магнитная система, снизу которой расположен преобразователь Холла на Ш-образном концентраторе. Ш-образный концентратор с преобразователем Холла крепятся

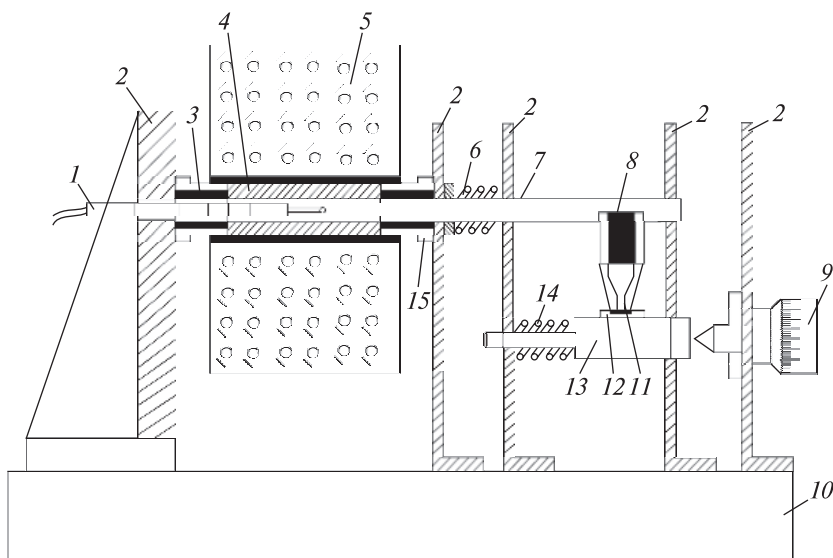


Рис. 87. Устройство дилатометра:

- 1 – термопара; 2 – стойки; 3 – кварцевая трубка 1; 4 – образец; 5 – печь;
 6 – пружина 1; 7 – стержень 1; 8 – магнитная система; 9 – микровинт;
 10 – станина; 11 – преобразователь Холла; 12 – концентратор; 13 – стержень 2;
 14 – пружина 2; 15 – кварцевая трубка 2

на латунном стержне 2, способном перемещаться под действием микровинта и пружины 2.

Преобразователь Холла питается от источника Б5-31; рабочий ток $I_p = 50$ мА (рис. 88). Регистрация сигнала преобразователя Холла осуществляется гальванометром М136.

Образец нагревается с помощью электрической печи, подключенной к ЛАТР. Напряжение питания печи ≈ 70 В. Температура образца измеряется термопарой, подключенной к другому гальванометру М136. Градуировочная кривая термопары прилагается.

Изменение длины образца вызывает перемещение преобразователя Холла в неоднородном поле, что обуславливает изменение его выходного сигнала. Если смещение преобразователя Холла, совпадающее с изменением длины образца, равно Δx , то изменение сигнала

$$\Delta U_c = \gamma \frac{dB}{dx} \Delta x = S \Delta x, \quad (111)$$

где γ – чувствительность преобразователя Холла; dB/dx – градиент индукции магнитного поля; S – чувствительность дилатометра.

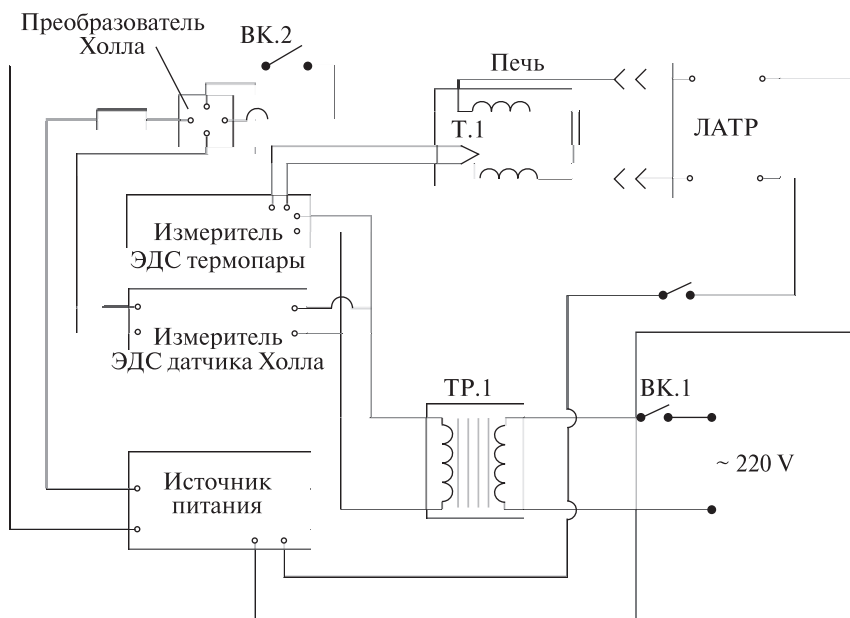


Рис. 88. Электрическая схема dilatометра

По величине изменения ΔU_c преобразователя Холла, используя соотношение (111), можно определить изменение длины образца Δx :

$$\Delta x = S^{-1} \Delta U_c. \quad (112)$$

Чувствительность dilatометра определяется перед выполнением измерений на нем. Для этого с помощью микровинта вызывают перемещение преобразователя Холла на $\Delta x \approx 100$ мкм (одно деление барабана = 10 мкм), что способствует изменению сигнала преобразователя ΔU_c . Тогда $S = \Delta U_c / \Delta x$. Для повышения точности определения S ее измерения проводят несколько раз и полученные значения S_i усредняют, т. е. $S = \sum_i S_i / i$, а ее абсолютная ошибка измерения — $\Delta S = \sum_i |S - S_i| / i$.

Представим порядок работы с dilatометром. Необходимо:

- 1) расположить образец в печи так, чтобы он плотно прилегал к кварцевым трубкам;
- 2) расположить термопару в образце;
- 3) включить питание преобразователя Холла (см. рис. 88);
- 4) установить с помощью микровинта «нуль» гальванометра;

- 5) включить печь нагрева образца;
- 6) проводить изменения температуры образца и изменение его длины по показаниям гальванометра М136.

Ход работы

1. Ознакомьтесь с устройством и работой дилатометра.
2. Определите чувствительность S дилатометра, используя соотношение (111):

$$\bar{S} = \frac{\sum_i S_i}{i}, \quad \Delta S = \frac{1}{i} \sum_i |\bar{S} - S_i|, \quad S_i = \frac{\Delta U_{x_i}}{\Delta x_i}.$$

3. Получите зависимости изменения длины образцов из цинка, алюминия, меди, железа и кварца от температуры.
4. Рассчитайте линейные коэффициенты теплового расширения цинка, алюминия, меди, железа и кварца по формуле (109).
5. Проверьте выполнение соотношения $T_m \alpha = \text{const}$.

Контрольные вопросы

1. В чем состоит природа теплового расширения твердых тел?
2. Что такое коэффициенты теплового расширения твердых тел?
3. Как бы вы сформулировали первое и второе правила Грюнайзена?
4. Из чего состоит дилатометр?
5. Какие существуют материалы с низким значением коэффициента теплового расширения?

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ. ЗАДАЧИ И ТЕСТЫ

КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

1. Символы направления, лежащего на пересечении двух граней с символами (hkl) и (mnp) , рассчитываются по формуле

$$r:s:t = (kp - nl):(lm - ph):(hn - mk).$$

2. Межплоскостные расстояния:

- для кубических сингоний:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2};$$

- гексагональной сингонии:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}.$$

3. Угол между плоскостями:

- для кубических сингоний:

$$\cos \varphi = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \cdot \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}};$$

- гексагональной сингонии:

$$\cos \varphi = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + 0,5(h_1 k_2 + h_2 k_1) + 0,75 \frac{a^2}{c^2} l_1 l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + h_1 k_1 + \frac{3}{4} \frac{a^2}{c^2} l_1^2} \cdot \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + h_2 k_2 + \frac{3}{4} \frac{a^2}{c^2} l_2^2}}.$$

4. Определение объемной доли α -фазы V_α сплава:

$$V_\alpha = \sum_{i=1}^n \frac{V_{\alpha i}}{n},$$

где $V_{\alpha i}$ – i -е измерение; n – число измерений.

Планиметрический метод:

$$V_{\alpha i} = S_{\alpha i} / S_0,$$

где $S_{\alpha i}$ — площадь сечений α -фазы, находящихся под квадратом площадью S_0 .

Абсолютная ошибка ΔV_{α} определения V_{α} при нормированном отклонении t может быть оценена по формуле

$$\Delta V_{\alpha} = \frac{t V_{\alpha}}{\sqrt{z}} \sqrt{\left[\sigma(S) / \bar{S} \right]^2 + 1},$$

где z — число измеренных сечений; $\sigma(S)$ — среднее квадратичное отклонение; $\bar{S}$ — средняя площадь сечений частиц.

Точечный метод:

$$V_{\alpha i} = N_{\alpha i} / N_0,$$

где $N_{\alpha i}$ — число точек, попавших на сечение α -фазы; N_0 — число используемых точек.

Абсолютная ошибка ΔV_{α} определения V_{α} при нормированном отклонении t может быть оценена по формуле

$$\Delta V_{\alpha} = t \sqrt{V_{\alpha}(1 - V_{\alpha}) / z},$$

где z — общее число используемых точек.

Метод секущих:

$$V_{\alpha i} = h_{\alpha i} / h_0,$$

где $h_{\alpha i}$ — длина секущей, попадающей на сечение α -фазы; h_0 — полная длина секущей.

Абсолютная ошибка ΔV_{α} определения V_{α} при нормированном отклонении t может быть оценена по формуле

$$\Delta V_{\alpha} = t \sqrt{V_{\alpha}(1 - V_{\alpha}) / x},$$

где x — число измеренных хорд.

5. Определение плотности линейных элементов:

$$L_i = 2M_i,$$

где M_i — плотность следов линейных элементов.

Относительная ошибка ε при нормированном отклонении t определения L рассчитывается по формуле

$$\mu = \frac{kt}{\sqrt{z}} \cdot 100 \%,$$

где $k = 0,995$; z — число подсчитанных следов линейных элементов.

6. Определение величины удельной поверхности межфазной границы:

$$S_i = 2m_i (\text{мм}^{-1}),$$

где m_i — число пересечений секущей со следами межфазных границ.

Абсолютная ошибка ΔS определения S при нормированном отклонении t рассчитывается по формуле

$$\Delta S = \frac{kt}{\sqrt{x}} S,$$

где $k \approx 1$; x — общее число точек пересечений.

7. Закон Вульфа — Брэгга:

$$2d \sin \theta = n\lambda,$$

где d — межплоскостное расстояние; θ — угол падения рентгеновского излучения длиной волны λ ; n — порядок отражения.

8. Квадрат структурной амплитуды:

$$|F|^2 = \left\{ \sum_n f_n \cos 2\pi(hx_n + ky_n + lz_n) \right\}^2 + \left\{ \sum_n f_n \sin 2\pi(hx_n + ky_n + lz_n) \right\}^2,$$

где f_n — фактор атомного рассеяния каждого атома; x_n, y_n, z_n — координаты атомов, выраженные в долях ребер ячейки, которые приняты за оси координат; суммирование выполняется по всем атомам в элементарной ячейке.

9. Правило фаз, устанавливающее зависимость между числом степеней свободы (C), числом компонентов (K) и числом фаз (F), выражается уравнением

$$C = K - F + 2,$$

где 2 — число внешних факторов (температура и давление).

При постоянном давлении $C = K - F + 1$.

10. Для определения количественного соотношения фаз, находящихся в равновесии в двухфазном сплаве при определенной температуре, применяется правило отрезков (рычага). Доля одной из фаз равна отношению длины части отрезка, который примыкает к линии, определяющей состав другой фазы, к длине всего отрезка.

11. При расщеплении дислокации с вектором Бюргерса $\vec{b}_1$ на две дислокации с векторами Бюргерса $\vec{b}_2$ и $\vec{b}_3$ выполняется соотношение $\vec{b}_1 = \vec{b}_2 + \vec{b}_3$.

Дислокационная реакция $\vec{b}_1 \rightarrow \vec{b}_2 + \vec{b}_3$ энергетически выгодна, если $b_1^2 > b_2^2 + b_3^2$.

12. Концентрация вакансий в кристалле при температуре T определяется выражением

$$c = \exp\left(-\frac{E_f^v}{kT}\right) \cdot \exp\left(\frac{\Delta S_f^v}{k}\right),$$

где E_f^v и ΔS_f^v — энергия и энтропия образования вакансий; k — постоянная Больцмана.

13. Дисперсионное соотношение для одномерной цепочки, состоящей из атомов одного типа:

$$\omega = 2\sqrt{\frac{\beta}{m}} \left| \sin\left(\frac{ka}{2}\right) \right|,$$

где ω — частота колебаний атомов массой m ; β — коэффициент квазиупругой силы взаимодействия атомов; k — волновое число; a — параметр элементарной ячейки.

14. Дисперсионное соотношение для одномерной цепочки, состоящей из двух типов атомов массами m_1 и m_2 :

$$\omega_{\pm}^2 = \beta \left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right) \pm \beta \sqrt{\left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right)^2 - \frac{4\sin^2(ka)}{m_1 m_2}}.$$

15. Приближение Дебая:

$$\omega = vk,$$

где v — скорость распространения колебания; k — волновое число.

16. Средняя энергия нормального колебания частотой ω при температуре T :

$$\bar{E} = \frac{\hbar\omega}{\exp(\hbar\omega/kT) - 1}, \quad \hbar = \frac{h}{2\pi},$$

где h — постоянная Планка; k — постоянная Больцмана.

17. Спектральная плотность нормальных колебаний в приближении Дебая:

$$D(\omega) = \begin{cases} \frac{3V\omega^2}{2\pi v^3} & \text{при } \omega \leq \omega_{\max}, \\ 0 & \text{при } \omega > \omega_{\max}, \end{cases}$$

где V — объем кристалла; $(v^3)^{1/3}$ — средняя скорость распространения колебаний; $\omega_{\max}$ — максимальная частота колебаний $\omega_{\max} = (6N\pi^2 v^3/V)^{1/3}$, где N — число атомов в кристалле.

18. Скорость электрона в кристалле:

$$\vec{v} = \frac{1}{\hbar} \nabla_{\vec{k}} E(\vec{k}),$$

где $\vec{k}$ – волновой вектор электрона; E – энергия электрона в кристалле.

19. Компоненты тензора обратной эффективной массы:

$$(\tilde{m}^{*-1})_{ij} = \frac{\partial^2 E}{\hbar^2 \partial k_i \partial k_j}.$$

20. Функция распределения Ферми – Дирака для электронов:

$$f_0 = \frac{1}{\exp\left(\frac{E - F}{kT}\right) + 1} = \frac{1}{\exp\left(\frac{\varepsilon - \xi}{kT}\right) + 1},$$

где F – электрохимический потенциал; ε – энергия электрона, отсчитываемая от дна зоны проводимости; ξ – химический потенциал.

21. Закон Дюлонга – Пти:

$$C = 3N_A k = 3R \approx 25 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К}),$$

где N_A – число Авогадро; R – универсальная постоянная.

22. Теплоемкость кристаллической решетки по квантовой теории Эйнштейна:

$$C_L = 3R \left(\frac{\theta_E}{T} \right)^2 \frac{\exp(\theta_E/T)}{[\exp(\theta_E/T) - 1]^2},$$

где θ_E – характеристическая температура Эйнштейна.

23. Теплоемкость кристаллической решетки по Дебаю:

- при высоких температурах:

$$C_L = 3N_A k = 3R;$$

- при низких температурах:

$$C_L = \frac{2,4\pi^4 N_A k T^3}{\theta_D^3},$$

где θ_D – характеристическая температура Дебая.

24. Изменение линейных размеров тела при нагревании подчиняется соотношению

$$l = l_0 (1 + \alpha t),$$

где l, l_0 – длины образца при температуре t и 0°C ; α – линейный коэффициент теплового расширения.

Изменение объема тела при нагревании определяется выражением

$$V = V_0(1 + \beta t),$$

где V , V_0 — объемы тела при температуре t и 0°C ; β — объемный коэффициент теплового расширения.

25. Внешняя контактная разность потенциалов:

$$\varphi_{II} - \varphi_I = \frac{\Phi_1 - \Phi_2}{e},$$

где Φ_1 , Φ_2 — работы выхода электронов из металлов; $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Внутренняя контактная разность потенциалов:

$$\varphi_2 - \varphi_1 = \frac{\xi_2 - \xi_1}{e},$$

где ξ_1 , ξ_2 — химические потенциалы металлов.

26. Зависимость химического потенциала от температуры:

$$\xi(T) = \xi_0 \left[1 - \frac{\pi^2}{12} \left(\frac{kT}{\xi_0} \right)^2 \right],$$

где ξ_0 — химический потенциал при 0 К.

27. Зависимость средней энергии электронов от температуры:

$$\bar{\varepsilon}(T) = \frac{3}{5} \xi_0 \left[1 + \frac{5\pi^2}{12} \left(\frac{kT}{\xi_0} \right)^2 \right].$$

28. Закон Ома:

$$\vec{j} = \sigma \vec{E},$$

где $\vec{j}$ — плотность тока; σ — электропроводность; $\vec{E}$ — напряженность электрического поля.

29. Электронная электропроводность:

$$\sigma = e\mu n = \frac{ne^2\tau}{m^*},$$

где μ — подвижность электронов; n — их концентрация; τ — время релаксации электронов; m^* — эффективная масса.

30. Коэффициент Холла металлов:

$$R = -\frac{1}{ne}.$$

31. Закон Видемана – Франца:

$$\frac{k}{\sigma} = LT,$$

где k – теплопроводность; L – число Лоренца.

32. Намагниченность насыщения:

$$J_n = np_m,$$

где n – концентрация атомов с магнитным моментом p_m .

33. Диффузия. Первый закон Фика связывает поток частиц ($\vec{J}$) с градиентом их концентрации (∇c):

$$\vec{J} = -D\nabla c,$$

где D – коэффициент диффузии.

Второй закон Фика:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D\Delta c.$$

Уравнение Аррениуса:

$$D = D_0 \exp(-Q/kT),$$

где D_0 – фактор; Q – энергия активации диффузии.

ПРИМЕРЫ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ

Задача 1. Запишите символы осей вращения 2-го порядка кубической сингонии. Определите углы между ними.

Решение. На рис. 89 приведено расположение некоторых осей C_2 .

Их символы $\langle 110 \rangle$. Угол φ между ними определяется из соотношения

$$\cos \varphi = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \cdot \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}}.$$

Возможные углы: $\varphi_1 = \frac{\pi}{3}$, $\varphi_2 = \frac{\pi}{2}$.

Задача 2. В меди две частичные дислокации с векторами Бюргерса

$$b_1 = \frac{a}{6} [\bar{1}2\bar{1}] \text{ и } b_2 = \frac{a}{6} [1\bar{1}2]$$

взаимодействуют друг с другом, образуя новую дислокацию. Напишите дислокацион-

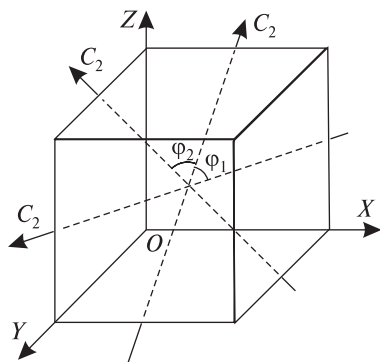


Рис. 89. Расположение осей C_2

ную реакцию и определите величины векторов Бюргерса исходных и новой дислокаций. Параметр элементарной ячейки меди $a = 3,615 \text{ \AA}$.

Решение. Дислокационная реакция $\frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[1\bar{1}2] \rightarrow \frac{a}{6}[0\bar{1}1]$.

Величины векторов Бюргерса:

$$b_1 = \frac{a}{6}\sqrt{1+4+1} = \frac{a\sqrt{6}}{6} = 1,478 \text{ \AA}, \quad b_1 = \frac{a}{6}\sqrt{1+4+1} = \frac{a\sqrt{6}}{6} = 1,478 \text{ \AA},$$

$$b_3 = \frac{a\sqrt{2}}{6} = 0,852 \text{ \AA}.$$

Задача 3. На рис. 90 представлено случайное сечение сплава, содержащего выделение α -фазы. На сечение случайным образом разбросаны шаблоны. Вычислите объемную долю α -фазы, среднее квадратичное отклонение $\sigma(V_\alpha)$, дисперсию $D(V_\alpha)$, коэффициент вариации $\delta(V_\alpha)$ и ошибку ΔV_α при нормированном отклонении $t = 1,96$ ($P = 0,95$).

Решение. Объем выборки $x = 12$. Значения измерений $V_{\alpha i} = N_{\alpha i} / N_0$ ($N_{\alpha i}$ — число точек, попавших на сечение α -фазы; $N_0 = 100$):

$$V_{\alpha 1} = 0,07; V_{\alpha 2} = 0,04; V_{\alpha 3} = 0,03; V_{\alpha 4} = 0,04; V_{\alpha 5} = 0,03; V_{\alpha 6} = 0,06; \\ V_{\alpha 7} = 0,04; V_{\alpha 8} = 0,03; V_{\alpha 9} = 0,06; V_{\alpha 10} = 0,06; V_{\alpha 11} = 0,05; V_{\alpha 12} = 0,06.$$

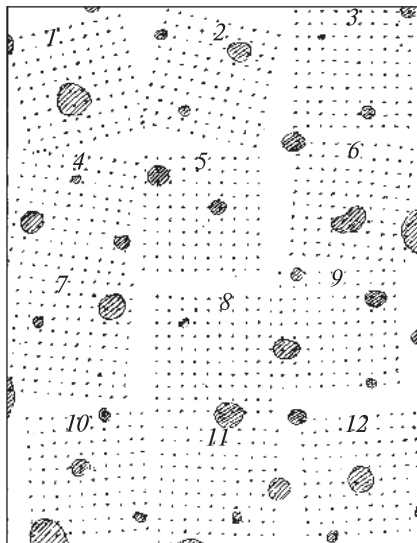


Рис. 90. Случайное сечение сплава, содержащего выделение α -фазы:
1–12 — шаблоны

Среднее значение объемной доли α -фазы:

$$V_{\alpha} = \frac{1}{12} \sum_{i=1}^{12} V_{\alpha i} = 4,8 \cdot 10^{-2}.$$

Среднее квадратичное отклонение ($K = 1,04$):

$$\sigma(V_{\alpha}) = K \sqrt{\frac{\sum V_{\alpha i}^2}{x} - V_{\alpha}^2} = 1,4 \cdot 10^{-2}.$$

Дисперсия: $D(V_{\alpha}) = \sigma^2(V_{\alpha}) = 2 \cdot 10^{-4}$.

Коэффициент вариации: $\delta(V_{\alpha}) = \frac{\sigma(V_{\alpha})}{V} = 0,3$.

Абсолютная ошибка ($z = 1200$): $\Delta V_{\alpha} = t \sqrt{\frac{V_{\alpha}(1-V_{\alpha})}{z}} = 1,2 \cdot 10^{-2}$.

Окончательный результат: $V_{\alpha} = (4,8 \pm 1,2) \cdot 10^{-2}$ при доверительной вероятности $P = 0,95$.

Задача 4. В табл. 1 представлены результаты подсчета следов линейных элементов на случайных сечениях металлов А и Б. При подсчете использовался квадрат со стороной $a = 0,1$ мм. Определите плотность линейных элементов L , среднее квадратичное отклонение $\sigma(L)$, дисперсию $D(L)$, коэффициент вариации $\delta(L)$ и относительную ошибку при нормированном отклонении $t = 1,64$ ($P = 0,90$). В каком из металлов линейные элементы распределены более однородно?

Таблица 1

Число следов M линейных элементов, попадающих в квадратный шаблон

Номер измерений	Металл		Номер измерений	Металл		Номер измерений	Металл	
	А	Б		А	Б		А	Б
1	15	19	11	24	24	21	25	25
2	19	21	12	28	26	22	18	21
3	20	21	13	30	28	23	29	26
4	17	20	14	18	20	24	20	22
5	25	25	15	26	26	25	30	28
6	29	26	16	16	19	26	23	24
7	17	21	17	16	18	27	29	28
8	30	23	18	17	17	28	18	20
9	31	27	19	20	22	29	29	28
10	19	21	20	29	25	30	27	26

Решение. Плотность линейных элементов L и плотность следов M связаны соотношением $L = 2M$. Объем выборки $x = 30$. Среднее значение плотности линейных элементов:

- для металла А: $L_A = 46,4 \text{ мм}^{-2}$;
- металла Б: $L_B = 46,4 \text{ мм}^{-2}$.

Среднее квадратичное отклонение

$$\sigma(L) = K \sqrt{\frac{4(M_1^2 + M_2^2 + \dots + M_{30}^2)}{x} - L_\alpha^2}.$$

Для металла А: $\sigma(L_A) = 10,7 \text{ мм}^{-2}$. Для металла Б: $\sigma(L_B) = 6,5 \text{ мм}^{-2}$.

Дисперсия для данных металлов

$$D(L_A) = 114 \text{ мм}^{-4}, D(L_B) = 42 \text{ мм}^{-4}.$$

Коэффициенты вариации

$$\delta(L_A) = 0,23, \delta(L_B) = 0,14.$$

Относительная ошибка ε при $t = 1,64$:

$$\varepsilon = \frac{kt}{\sqrt{z}} = 0,045 \quad (z = 1296).$$

Абсолютная ошибка ΔL :

$$\Delta L = \varepsilon L = 0,045 \cdot 46,4 \text{ мм}^{-2} = 2,1 \text{ мм}^{-2}.$$

Окончательный результат: $L_A = L_B = (46,4 \pm 2,1) \text{ мм}^{-2}$ при $P = 0,90$.

Поскольку $\sigma(L_A) > \sigma(L_B)$, $D(L_A) > D(L_B)$, $\delta(L_A) > \delta(L_B)$, то в металле Б линейные элементы распределены более однородно, чем в металле А.

Задача 5. Золото и медь, имеющие параметры элементарной ячейки $a_{\text{Au}} = 4,0786$ и $a_{\text{Cu}} = 3,6150 \text{ \AA}$, образуют непрерывный ряд твердых растворов. Определение параметра элементарной ячейки твердого раствора проводится с помощью дифрактометра в медном излучении, причем точность измерения угла отражения $\Delta\theta = 1'$. Вычислите абсолютную ошибку определения концентрации компонентов в твердом растворе при использовании дифракционной линии 222. Насколько изменится результат, если использовать железное излучение?

Решение. Погрешность определения параметра элементарной ячейки $|\Delta a| = a \operatorname{ctg} \theta \cdot \Delta\theta$ будет максимальной для меди. Дифракционной линии 222 меди соответствует угол $\theta = 47,7^\circ$. Именно поэтому $|\Delta a| = 0,001 \text{ \AA}$. При выполнении закона Вегарда для твердых растворов Au–Cu преобразование параметра элементарной ячейки при изменении концентрации компонентов на 1 % составляет

$$\Delta a_1 = \frac{a_{\text{Au}} - a_{\text{Cu}}}{100} = 0,0046 \text{ \AA}.$$

Абсолютная погрешность определения концентрации компонентов

$$\Delta c = \frac{|\Delta a|}{\Delta a_1} = 0,2 \, \%.$$

При использовании железного излучения дифракционной линии соответствует угол $\theta = 67,6^\circ$ и $|\Delta a| = 0,00045 \, \text{\AA}$. Именно поэтому абсолютная погрешность определения концентрации при использовании железного излучения составит $\Delta c = 0,1 \, \%$.

Задача 6. Физическое уширение дифракционной линии обусловлено микродеформациями и мелкодисперсностью блоков. Можно ли, используя только одну дифракционную линию и рентгеновские излучения с длинами волн λ_1 и λ_2 , определить размер блоков D и величину микродеформаций в металле $|\Delta d|/d$?

Решение. Пусть β_1 и β_2 – физические уширения одной и той же дифракционной линии, полученные при использовании рентгеновских излучений с длинами волн λ_1 и λ_2 . Тогда

$$\begin{cases} \beta_1 \cos \theta_1 = \frac{\lambda_1}{D} + 4 \left(\frac{\Delta d}{d} \right) \sin \theta_1, \\ \beta_2 \cos \theta_2 = \frac{\lambda_2}{D} + 4 \left(\frac{\Delta d}{d} \right) \sin \theta_2. \end{cases}$$

Поскольку $\sin \theta_1 = n\lambda_1/2d$ и $\sin \theta_2 = n\lambda_2/2d$ (n – порядок отражения), то система уравнений после преобразования примет вид

$$\begin{cases} \frac{\beta_1}{\lambda_1} \cos \theta_1 = \frac{1}{D} + \frac{2n}{d} \left(\frac{\Delta d}{d} \right), \\ \frac{\beta_2}{\lambda_2} \cos \theta_2 = \frac{1}{D} + \frac{2n}{d} \left(\frac{\Delta d}{d} \right). \end{cases}$$

Вид уравнений системы указывает, что она не имеет решения. Следовательно, таким образом нельзя определить D и $|\Delta d|/d$.

Задача 7. В сплаве Bi–10 мас. % Sb определите содержание сурьмы в атомных процентах.

Решение. Если m – масса сплава, то массы висмута и сурьмы равны 0,9 и 0,1 m соответственно. Число атомов висмута $N_{\text{Bi}} = 0,9mN_A/M_{\text{Bi}}$ и сурьмы $N_{\text{Sb}} = 0,1mN_A/M_{\text{Sb}}$ (N_A – число Авогадро; M_{Bi} , M_{Sb} – молярные массы висмута и сурьмы).

Общее число атомов в сплаве

$$N = N_{\text{Bi}} + N_{\text{Sb}} = \frac{mN_A(0,9M_{\text{Sb}} + 0,1M_{\text{Bi}})}{M_{\text{Bi}}M_{\text{Sb}}}.$$

Содержание сурьмы в атомных процентах

$$X_{\text{Sb}} = \frac{N_{\text{Sb}}}{N} 100 \% = 16 \%$$

Задача 8. Определите электронную концентрацию в расчете на один атом в фазах Cu_5Cd_8 , Cu_3Al и Cu_3Sn .

Решение. Для фазы Cu_5Cd_8

$$n_e = \frac{5 \cdot 1 + 8 \cdot 2}{5 + 8} = \frac{21}{13}.$$

Для фазы Cu_3Al

$$n_e = \frac{3 + 3}{3 + 1} = \frac{3}{2}.$$

Для фазы Cu_3Sn

$$n_e = \frac{3 + 4}{3 + 1} = \frac{7}{4}.$$

Задача 9. На рис. 91 приведена диаграмма состояния бинарного сплава с перитектическим превращением. Постройте кривые охлаждения с составами c_1 и c_2 . При какой из температур — T_1 или T_2 — сплав состава c_1 имеет большую долю α -фазы? Какой из сплавов — состава c_1 или c_2 — при температуре T_2 содержит меньшую долю β -фазы?

Решение. При охлаждении сплава состава c_1 на кривой охлаждения (рис. 92, 1) имеется перегиб в точке a , указывающий на начало кристаллизации (в равновесии находятся жидкость и выделяющиеся первичные

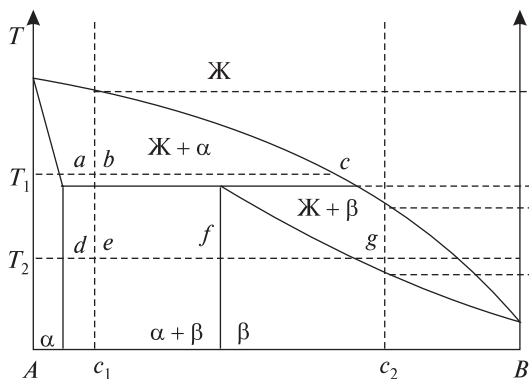


Рис. 91. Диаграмма состояния бинарного сплава

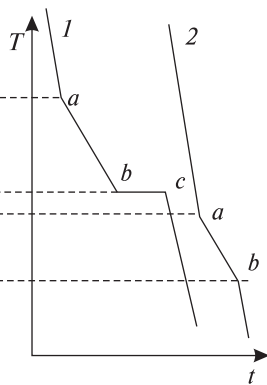


Рис. 92. Кривые охлаждения сплавов составов c_1 (1) и c_2 (2)

кристаллы α -фазы). Горизонтальный участок кривой охлаждения соответствует перитектическому превращению $\alpha + \text{Ж} \rightarrow \beta$, при котором в условиях равновесия находятся три фазы: первичные кристаллы α -фазы, жидкость и образующиеся кристаллы β -фазы.

Перегиб на кривой охлаждения (рис. 92, 2) в точке a сплава c_2 связан с началом кристаллизации, протекающей в интервале температур. Перегиб в точке b свидетельствует о завершении кристаллизации.

В сплаве состава c_1 доля α -фазы: 1) при температуре T_1 : $x_1 = bc/ab = 0,88$; 2) при температуре T_2 : $x_2 = ef/df = 0,80$. Таким образом, $x_1 > x_2$. При температуре T_2 доля β -фазы в сплаве состава c_1 равна $y_1 = de/df = 0,20$, а в сплаве состава c_2 — $y_2 = hi/gi = 0,65$, т. е. $y_1 < y_2$.

Задача 10. Сравните скорость зарождения новой фазы при небольшом переохлаждении исходной фазы по гомогенному и гетерогенному механизмам на межзеренных границах типа поверхности при 227°C . Считайте, что для гомогенного механизма энергия активации образования критического зародыша $\Delta F_c = 5 \cdot 10^{-19}$ Дж, а контактный угол при гетерогенном зарождении $\theta = \pi/3$.

Решение. Скорость зарождения при гомогенном механизме

$$I_v = 10^{36} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) = 1 \cdot 10^5 \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}.$$

Энергия активации образования критического зародыша при зарождении на границе зерна типа поверхности

$$\Delta F_c^B = \frac{\Delta F_c (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)}{2} = \frac{5}{16} \Delta F_c = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}.$$

Скорость зарождения для этого случая

$$I_v^B = 10^{30} \exp\left(-\frac{\Delta F_c^B}{kT}\right) = 1 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}.$$

Таким образом,

$$\frac{I_v^B}{I_v} = 10^{15}.$$

Задача 11. Через $t_1 = 5$ мин после переохлаждения металла объемная доля новой фазы $\xi_1 = 0,10$. Рассчитайте ее объемные доли через $t_2 = 6$, $t_3 = 8$, $t_4 = 10$, $t_5 = 12$ и $t_6 = 15$ мин. Постройте график кинетической кривой. Считайте, что скорости зародышеобразования и роста постоянны.

Решение. Для расчета ξ_i используется уравнение Колмогорова – Авраами:

$$\xi(t) = 1 - \exp(-at^4),$$

где a – постоянная величина, $a = 0,106/t_1^4$. В связи с этим для t_i ($i = 2, 3, 4, 5$)

$$\xi_i = 1 - \exp \left[-0,106 \left(\frac{t_i}{t_1} \right)^4 \right];$$

$\xi_2 = 0,20$; $\xi_3 = 0,50$; $\xi_4 = 0,82$; $\xi_5 = 0,97$; $\xi_6 = 1,00$. График кинетической кривой приведен на рис. 93.

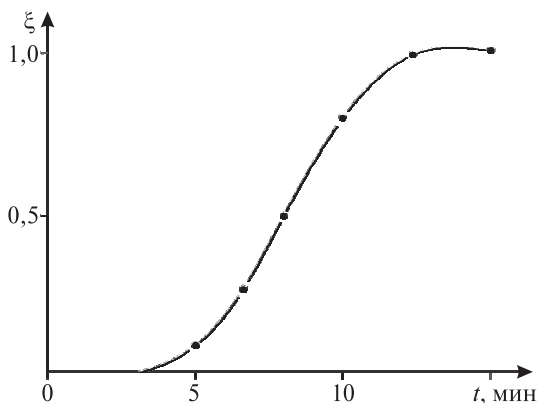


Рис. 93. Зависимость $\xi(t)$

Задача 12. Во сколько раз групповая скорость распространения колебания с волновым числом $k = \pi / 3a$ меньше фазовой скорости в одномерной цепочке, состоящей из идентичных атомов? Период трансляции решетки равен a .

Решение. Поскольку

$$\omega = 2\sqrt{\frac{\beta}{m}} \left| \sin \left(\frac{ka}{2} \right) \right|,$$

то

$$v_{\text{гр}} = \frac{\partial \omega}{\partial k} = a \sqrt{\frac{\beta}{m}} \cos \left(\frac{ka}{2} \right); \quad v_{\text{ф}} = \frac{\omega}{k} = \frac{2}{k} \sqrt{\frac{\beta}{m}} \left| \sin \left(\frac{ka}{2} \right) \right|;$$

$$\frac{v_{\text{гр}}}{v_{\text{ф}}} = \frac{ka}{2} \operatorname{ctg} \left(\frac{ka}{2} \right) = 0,9.$$

Задача 13. Определите среднее число квантов энергии частотой $\omega = 0,3 \cdot 10^{13}$ рад/с, возбуждаемых при температуре $T = 100$ К.

Решение. Среднее число квантов энергии частотой ω при температуре T рассчитывается по формуле

$$\bar{n} = \frac{1}{\exp(\hbar\omega/kT) - 1} = 0,3.$$

Задача 14. Вычислите в рамках квантовой теории теплоемкости Эйнштейна удельную теплоемкость алюминия при $T = 150$ К. Характеристическая температура Эйнштейна для алюминия $\theta_E = 300$ К. Молярная масса алюминия $M = 0,027$ кг/моль.

Решение. Удельная теплоемкость

$$c = \frac{C}{M} = \frac{3R}{M} \left(\frac{\theta_E}{T} \right)^2 \frac{\exp(\theta_E/T)}{(\exp(\theta_E/T) - 1)^2} = 670 \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}.$$

Задача 15. Зависимость энергии электронов от волнового вектора в s -зоне кристалла с ромбической решеткой имеет вид

$$E_s(k_x, k_y, k_z) = A_s - B_{s1} \cos(k_x a_1) - B_{s2} \cos(k_y a_2) - B_{s3} \cos(k_z a_3),$$

где k_x, k_y, k_z — компоненты волнового вектора; $A_s, B_{s1}, B_{s2}, B_{s3}$ — постоянные; a_1, a_2, a_3 — периоды трансляции кристаллической решетки.

Постройте графики зависимости E_s, v_x и m_{11}^* от величины k_x .

Решение. Компонента скорости

$$v_x = \frac{1}{\hbar} \frac{\partial E}{\partial k_x}.$$

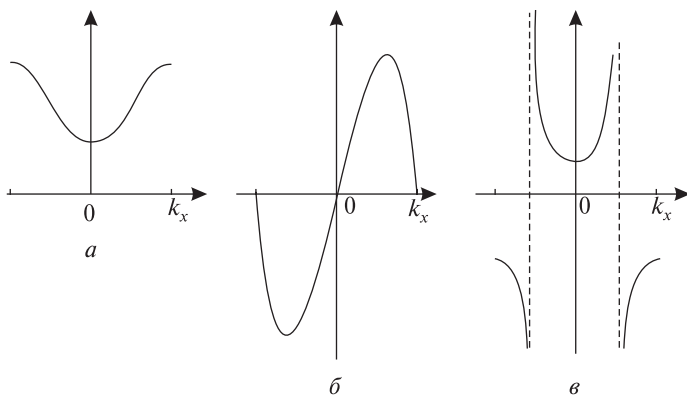


Рис. 94. Зависимости E_s (а), v_x (б) и m_{11}^* (в) от k_x

Компонента тензора эффективной массы

$$m_{11}^* = \frac{\hbar^2}{\left(\partial^2 E / \partial k_x^2\right)} = \frac{\hbar^2}{B_{s1} a_1^2 \cos(k_x a_1)}.$$

Графики $E_s(k_x)$, $v_x(k_x)$ и $m_{11}^*(k_x)$ приведены на рис. 94.

Задача 16. Удельное электросопротивление натрия $\rho_e = 4,4 \cdot 10^{-8}$ Ом · м. Определите время релаксации τ и среднюю длину свободного пробега l электрона, считая, что каждый атом натрия отдает в зону проводимости один валентный электрон. Плотность ρ и молярная масса M натрия известны.

Решение. Поскольку

$$\rho_e = \frac{m_0}{ne^2\tau}, \text{ а } n = \frac{\rho N_A}{M}, \text{ то } \tau = \frac{m_0 M}{N_A e^2 \rho \rho_e} = 3,1 \cdot 10^{-14} \text{ с}$$

(для натрия эффективная масса электрона незначительно отличается от массы свободного электрона). Средняя длина свободного пробега электрона $l = \tau \cdot v(\xi)$, где $v(\xi)$ — скорость электрона вблизи химического потенциала. Учитывая $\xi = mv^2(\xi)/2$ и пренебрегая зависимостью ξ от температуры, имеем

$$v(\xi) = \frac{\hbar}{m_0} \left(3\pi^2 \rho N_A \right)^{1/3}$$

и

$$l = \frac{\hbar(3\pi^2)^{1/3}}{e^2 \rho_e} \left(\frac{M}{N_A \rho} \right) = 2 \text{ нм.}$$

Задача 17. Вычислите среднее число магнетонов Бора, приходящихся на один атом железа, если при насыщении намагниченность железа $J_H = 1,75 \cdot 10^6$ А/м. Плотность и молярная масса железа равны $\rho = 7,87 \cdot 10^3$ кг/м³, $M = 55,8 \cdot 10^{-3}$ кг/моль.

Решение. Намагниченность насыщения $J_H = n p_M$, где n — концентрация атомов с магнитным моментом $p_M \left(n = \frac{N_A \rho}{M} \right)$. Тогда среднее число магнетонов Бора (μ_B) будет

$$\frac{p_M}{\mu_B} = \frac{J_H M}{N_A \rho \mu_B} = 2,35.$$

ЗАДАЧИ ДЛЯ САМОСТОЯТЕЛЬНОГО РЕШЕНИЯ

1. На рис. 95 указаны направления 1, 2, 3 и 4. Определите их символы.

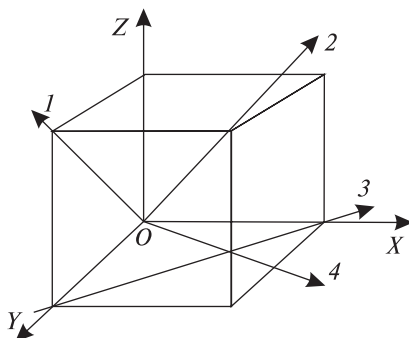


Рис. 95. Кристаллографические направления

2. Определите отношение периодов трансляции в направлении $[111]$ в α - и γ -Fe, если их параметры элементарных ячеек равны $a_\alpha = 2,8485 \text{ \AA}$ и $a_\gamma = 3,6394 \text{ \AA}$ соответственно.

3. Рассчитайте угол ϕ , образованный направлениями $[110]$ и $[111]$ в кубических решетках.

4. Вычислите углы между следующими парами направлений кристаллов кубической сингонии:

- | | |
|------------------------|------------------------|
| а) $[100]$ и $[122]$; | в) $[010]$ и $[122]$; |
| б) $[110]$ и $[011]$; | г) $[120]$ и $[102]$. |

5. Даны наборы кристаллографических направлений в кристаллах кубической сингонии:

- | | |
|--|--|
| а) $[100]$, $[112]$, $[012]$, $[01\bar{2}]$; | в) $[301]$, $[112]$, $[11\bar{1}]$, $[10\bar{2}]$; |
| б) $[101]$, $[102]$, $[12\bar{1}]$, $[001]$; | г) $[111]$, $[101]$, $[11\bar{1}]$, $[11\bar{2}]$. |

Определите, какие из направлений в каждом наборе взаимно перпендикулярны.

6. Вычислите углы ϕ между направлениями $[110]$ и $[011]$ ромбической решетки с параметрами $a = 2,5$, $b = 2,6$, $c = 3,2 \text{ \AA}$ и тетрагональной решетки с параметрами $a = b = 2$ и $c = 3,2 \text{ \AA}$.

7. Определите символы осей вращения 3-го порядка кубической сингонии. Вычислите углы между ними.

8. Вычислите угол между плоскостями (111) и (112) для меди.
9. Вычислите углы между следующими плоскостями кристаллов кубической сингонии:
- | | |
|----------------------------|-------------------|
| а) (110) и $(10\bar{1})$; | в) (110) и (122); |
| б) (100) и (122); | г) (111) и (122). |
10. Какие углы образует направление $[110]$ с плоскостями (100), (120), (121) и (011) в кристаллах кубической сингонии?
11. Тетрагональная решетка галлия имеет следующие параметры: $a = 4,50$ и $c = 7,64$ Å. Вычислите двугранный угол между плоскостями (110) и (102).
12. Рассчитайте угол наклона направления $[110]$ к плоскости (112) в кубических решетках.
13. Докажите, что для плотнейшей гексагональной упаковки шаров отношение параметров элементарной ячейки $a/c = 1,6333$.
14. Вычислите объем элементарной ячейки в кристалле гексагональной системы с параметрами a и c .
15. Вычислите угол, образованный осью 6-го порядка и плоскостью $(1\bar{1}01)$, для цинка, если соотношение $c/a = 1,86$.
16. Какой угол образует ось вращения шестого порядка с плоскостью $(10\bar{1}1)$ в кадмии, для которого соотношение $c/a = 1,89$?
17. Определите угол между плоскостями $(11\bar{2}1)$ и $(11\bar{2}2)$ в магнии, для которого $c/a = 1,62$.
18. Определите ось зоны плоскостей, символы которых равны (120) и (012).
19. Даны две пары плоскостей в кристалле кубической сингонии: а) (100) и (011); б) (011) и (122). Определите символы их зон и символы грани, содержащей оси найденных зон.
20. Вычислите символы зон для следующих пар плоскостей кристаллов кубической сингонии:
- | | |
|-------------------|-------------------|
| а) (100) и (111); | в) (001) и (111); |
| б) (110) и (121); | г) (011) и (121). |
21. Вычислите символы грани, содержащей направления с символами $[120]$ и $[100]$.
22. Определите символы кристаллографических плоскостей кристалла гексагональной сингонии, содержащей направления:
- | | |
|--------------------------------------|--------------------------------------|
| а) $[10\bar{1}0]$ и $[02\bar{2}1]$; | в) $[10\bar{1}2]$ и $[01\bar{1}4]$; |
| б) $[0\bar{1}11]$ и $[1\bar{1}00]$; | г) $[20\bar{2}1]$ и $[01\bar{1}0]$. |

23. Определите символы зон для следующих пар кристаллографических плоскостей кристаллов гексагональной сингонии:

- а) $(10\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}1)$; в) $(10\bar{1}0)$ и $(1\bar{1}02)$;
б) $(10\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}2)$; г) $(10\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}4)$.

24. В кристалле, имеющем кубическую структуру, угол между плоскостью (110) и плоскостью P , принадлежащей зоне $[010]$, равен $\varphi = 71,6^\circ$. Вычислите индексы плоскости.

25. Определите индексы направления, совпадающего с пересечением плоскостей (120) и (311) .

26. Вычислите символы грани, которая лежит одновременно в двух зонах, определяемых плоскостями $(10\bar{1}2)$, $(01\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}0)$, $(01\bar{1}1)$ соответственно.

27. Сравните ретикулярные плотности узлов ρ для плоскостей (100) , (110) и (111) объемноцентрированной кубической решетки, параметр элементарной ячейки которой равен a .

28. Вычислите ретикулярную плотность узлов ρ для плоскостей (100) , (110) и (111) гранецентрированной кубической решетки с параметром элементарной ячейки a .

29. Определите отношение ретикулярных плотностей узлов в плоскостях (100) и (111) для кристаллов с ГЦК- и ОЦК-структурами.

30. Определите наименьшее расстояние b между атомами алюминия, плотность которого $\rho = 2,699 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, а молярная масса $M = 26,98 \times 10^{-3} \text{ кг/моль}$.

31. Вычислите количество элементарных ячеек в $V = 2 \text{ см}^3$ кристалла алюминия, если его плотность $\rho = 2,7 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, а молярная масса $M = 27 \cdot 10^{-3} \text{ кг/моль}$.

32. Вычислите металлический радиус золота, если параметр его кристаллической решетки равен $a = 4,704 \text{ \AA}$.

33. Рассчитайте металлический радиус натрия, параметр кристаллической решетки которого равен $a = 4,225 \text{ \AA}$.

34. Вычислите плотность молибдена, если межплоскостное расстояние $d_{(110)} = 2,24 \text{ \AA}$, а молярная масса $M = 95 \cdot 10^{-3} \text{ кг/моль}$.

35. Молярная масса алюминия $M = 27 \cdot 10^{-2} \text{ кг/моль}$, а параметр элементарной ячейки $a = 4,04 \text{ \AA}$. Вычислите плотность алюминия.

36. Кристалл кадмия имеет плотно упакованную гексагональную структуру с параметрами элементарной ячейки $a = 2,97$ и $c = 5,61 \text{ \AA}$. Вычислите плотность кадмия, если его молярная масса $M = 0,112 \text{ кг/моль}$.

37. Определите плотность бромистого калия, имеющего простую кубическую решетку с параметром $a = 0,659 \text{ нм}$.

38. Рассчитайте параметр кристаллической решетки хлористого натрия, если его плотность $\rho = 2,18 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, молярные массы натрия и хлора $M_{\text{Na}} = 23,1 \cdot 10^{-3} \text{ кг/моль}$, $M_{\text{Cl}} = 35,45 \text{ кг/моль}$.

39. Определите число элементарных ячеек в объеме $V = 2,0 \text{ см}^3$ меди и кобальта, имеющих гранецентрированную и гексагональную плотно упакованные решетки соответственно. Параметры кристаллических решеток известны: $a_{\text{Cu}} = a_{\text{Co}} = 0,251 \text{ нм}$; $c_{\text{Co}} = 0,411 \text{ нм}$.

40. Вычислите отношения межплоскостных расстояний $d_{(100)} : d_{(110)} : d_{(111)}$: а) для простой; б) объемноцентрированной; в) гранецентрированной решеток.

41. На сколько различаются положения атомов в плоскостях $\{101\}$ ОЦК-фазы и $\{111\}$ ГЦК-фазы одного и того же металла? Плотности обеих фаз металла одинаковы.

42. Определите радиусы первой (R_1) и второй (R_2) координационных сфер и число атомов в них (k_1 и k_2 соответственно) для α - и γ -Fe. Параметры кристаллических решеток a_α и a_γ известны.

43. Вычислите координационное число k_1 и радиус первой координационной сферы R_1 для меди, если параметр кристаллической решетки $a = 3,615 \text{ \AA}$.

44. Чему равен максимальный радиус атома r , который может быть расположен в октаэдрической поре, образованной соприкасающимися атомами радиусом R ? Атомы считать жесткими сферами.

45. Вычислите максимальный радиус r атома, который может быть расположен в тетраэдрической поре плотно упакованных структур, образованных атомами радиусом R .

46. Рассчитайте коэффициенты компактности для ОЦК-, ГЦК-, ГПУ-структур.

47. Вычислите значения функции распределения $U(r)$ для упаковки шаров объемноцентрированной решетки.

48. Определите относительное изменение объема при переходе железа из α -фазы в γ -фазу. Параметры элементарных ячеек при 911°C для α - и γ -Fe равны $a_\alpha = 2,8485$ и $a_\gamma = 3,6394 \text{ \AA}$ соответственно.

49. Вычислите относительное изменение объема при аллотропном превращении $\beta \rightarrow \alpha$ в кобальте. Параметры элементарных ячеек при 20°C для α -Co $a_\alpha = 2,514 \text{ \AA}$, $c = 4,105 \text{ \AA}$, для β -Co $a_\beta = 3,554 \text{ \AA}$.

50. Постройте элементарную ячейку Вигнера – Зейтца для двумерной прямоугольной кристаллической решетки с периодами трансляции $0,25$ и $a_2 = 0,20 \text{ нм}$. Определите периоды трансляции обратной решетки. Вычислите длину сторон и площадь первой зоны Бриллюэна.

51. Вычислите длину ребер и площадь квадратных и шестиугольных граней элементарной ячейки Вигнера – Зейтца для натрия. Определите двугранные углы между гранями. На каком расстоянии от центра ячейки находятся указанные грани, если расстояние между атомами $b = 3,034 \text{ \AA}$?

52. Постройте элементарную ячейку Вигнера – Зейтца для меди. Определите расстояние между ее центром и центрами граней. Рассчитайте двугранные углы, образованные соседними гранями, и их площадь. Определите длину ребер и углы между ними. Расстояние между атомами $b = 2,556 \text{ \AA}$.

53. Параметры элементарной ячейки цинка $a = 2,665$ и $c = 4,947 \text{ \AA}$. Определите параметры элементарной ячейки обратной решетки. Вычислите объем элементарной ячейки цинка и объем элементарной ячейки его обратной решетки.

54. Вычислите концентрацию вакансий в меди при $T = 1200 \text{ К}$, если энергия и энтропия их образования равны $E_v^f = 1,8 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$ и $\Delta S_v^f = 2 \cdot 10^{-23} \text{ Дж/К}$.

55. Во сколько раз концентрация вакансий в вольфраме при $T_1 = 1000 \text{ К}$ меньше, чем при $T_2 = 3650 \text{ К}$? Энергия образования вакансий в вольфраме $E_v^f = 3,3 \text{ эВ}$.

56. Вычислите силу, с которой взаимодействуют две параллельные винтовые дислокации с векторами Бюргерса $b = \frac{1}{2}a[111]$ в меди, в расчете на единицу длины, если расстояние между ними $r_1 = 80 \text{ \AA}$. Модуль сдвига меди $G = 4,36 \cdot 10^{10} \text{ Па}$; параметр элементарной ячейки $a = 3,615 \text{ \AA}$.

57. В параллельных плоскостях алюминия, расстояние между которыми $D = 90 \text{ \AA}$, находятся параллельные краевые дислокации с векторами Бюргерса $b = \frac{1}{2}a[110]$ на расстоянии друг от друга $L = 180 \text{ \AA}$. Вычислите силу, действующую на единицу длины дислокации. Известно, что для алюминия модуль сдвига $G = 2,56 \cdot 10^{10} \text{ Па}$, коэффициент Пуассона $\nu = 0,31$, параметр элементарной ячейки $a = 4,049 \text{ \AA}$.

58. В $\alpha\text{-Fe}$ полная дислокация с вектором Бюргерса $b_1 = \frac{1}{2}a[111]$ расщепляется на две частичные дислокации с векторами Бюргерса $b_2 = \frac{1}{3}a[112]$ и $b_3 = \frac{1}{6}a[1\bar{1}\bar{1}]$. Определите величины векторов Бюргерса рассмотренных дислокаций, если $a = 2,90 \text{ \AA}$.

59. Во сколько раз различаются величины векторов Бюргерса дислокации $b_\gamma = \frac{1}{2}a_\gamma[110]$ в $\gamma\text{-Fe}$ и дислокации $b_\alpha = \frac{1}{2}a_\alpha[111]$ в $\alpha\text{-Fe}$?

60. Расстояние между ближайшими атомами в меди $d = 2,557 \text{ \AA}$. Чему равен вектор Бюргерса краевых полных дислокаций, скользящих в плоскостях $\{111\}$?

61. В металлах с ОЦК-структурой происходит расщепление полной дислокации с вектором Бюргерса $b_1 = \frac{1}{2}a[11\bar{1}]$ на две новые дислокации с векторами Бюргерса $b_2 = \frac{1}{3}a[11\bar{2}]$ и $b_3 = \frac{1}{6}a[111]$. Определите величины векторов b_1, b_2, b_3 , а также углы между ними.

62. Полная дислокация с вектором Бюргерса $b_1 = \frac{1}{2}a[110]$ расщепляется на две дислокации с векторами Бюргерса $b_2 = \frac{1}{6}a[211]$ и $b_3 = \frac{1}{6}a[12\bar{1}]$. Вычислите углы между векторами Бюргерса исходной и новых дислокаций.

63. Определите, какие из дислокационных реакций в металле с ОЦК-структурой являются энергетически выгодными:

а) $\frac{1}{2}a[11\bar{1}] \rightarrow \frac{1}{6}a[11\bar{1}] + \frac{1}{3}a[11\bar{1}];$

б) $\frac{1}{2}a[11\bar{1}] \rightarrow \frac{1}{6}a[11\bar{1}] + \frac{1}{6}a[11\bar{1}] + \frac{1}{6}a[11\bar{1}];$

в) $\frac{1}{2}a[111] \rightarrow \frac{1}{3}a[112] + \frac{1}{6}a[11\bar{1}];$

г) $\frac{1}{2}a[\bar{1}\bar{1}1] + \frac{1}{2}a[111] \rightarrow a[001].$

64. Является ли энергетически выгодным протекание дислокационной реакции в металле, имеющем ГЦК-структуру

$$\frac{1}{2}a[10\bar{1}] \rightarrow \frac{1}{6}a[2\bar{1}\bar{1}] + \frac{1}{6}a[11\bar{2}]?$$

65. Возможно ли в металлах с ОЦК-структурой расщепление полной дислокации по схеме

$$\frac{1}{2}a[11\bar{1}] \rightarrow \frac{1}{6}a[11\bar{1}] + \frac{1}{3}a[11\bar{1}]?$$

66. В металле с ОЦК-структурой дислокация с вектором Бюргерса $b = \frac{1}{2}a[111]$ расщепляется на две дислокации, одна из которых имеет вектор Бюргерса $b_1 = \frac{1}{3}a[112]$. Определите вектор Бюргерса b_2 другой дислокации.

67. На поверхности шлифа, совпадающей с плоскостью (110) полигонизованного α -Fe, наблюдается малоугловая граница, состоящая из краевых дислокаций, расстояние между которыми $L = 200 \text{ \AA}$. Вычислите угол разориентировки соседних блоков.

68. Малоугловая граница состоит из краевых дислокаций, расстояние между которыми $L = 1,3 \cdot 10^{-6} \text{ м}$. Угол разориентировки соседних блоков, обусловленный данной границей, равен $\theta = 1'$. Чему равен вектор Бюргера дислокации?

69. Вычислите расстояние между структурными дислокациями, если периоды трансляций кристаллических решеток исходной и новой фаз, параллельных друг другу и межфазной границе, равны $a_1 = 3,00$ и $a_2 = 3,03 \text{ \AA}$ соответственно.

70. Определите равновесную концентрацию ступенек, энергия образования которых $U_j = 0,1 \text{ эВ}$, на дислокации при комнатной температуре $T_1 = 290$ и $T_2 = 900 \text{ К}$.

71. Монокристалл алюминия имеет форму прямоугольного параллелепипеда, гранями которого являются плоскости $\{100\}$. Под действием нагрузки происходит скольжение по одной из систем $\{111\}\langle 110 \rangle$. Вычислите углы, образованные линиями скольжения и ребром монокристалла.

72. Почему при изгибе оловянного прутка слышен треск?

73. Двойник имеет клиновидную форму, причем отношение толщины двойника у устья h к его длине L равно $h/L = 1 \cdot 10^{-3}$. Определите плотность двойникующих дислокаций на границе двойника, если период трансляции кристаллической решетки в направлении, перпендикулярном движению двойникующих дислокаций, равен $a = 0,25 \text{ нм}$.

74. Следы выхода двойника на верхней и боковой гранях образца, имеющего форму прямоугольного параллелепипеда, образуют углы α и β с ребром образца. Вычислите угол γ между плоскостью двойникова и верхней гранью.

75. Монокристалл α -Fe имеет форму прямоугольного параллелепипеда, гранями которого являются плоскости $\{100\}$. Определите, какие углы образуют двойниковые прослойки на гранях монокристалла, если двойникование происходит по плоскостям $\{112\}$.

76. Какие факторы задерживают протекание полигонизации металлов?

77. Определите значения температуры начала рекристаллизации свинца, алюминия и меди.

78. Во сколько раз отличаются температуры начала рекристаллизации молибдена ($T_{\text{пл}} = 2620 \text{ }^\circ\text{C}$) и алюминия ($T_{\text{пл}} = 660 \text{ }^\circ\text{C}$)?

79. Изменение твердости H_v и удельного электросопротивления ρ_e при изохронном отжиге деформированного металла представлено на рис. 96. Какие процессы протекают в деформированном металле при отжиге?

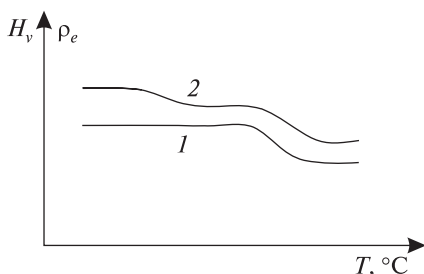


Рис. 96. Изменение твердости H_v (1) и удельного электросопротивления ρ_e (2) при изохронном отжиге

80. Можно ли создать значительное упрочнение чистого свинца, если его продеформировать при комнатной температуре?

81. Как влияет полигонизация на рекристаллизацию металла?

82. Через время $t_1 = 15$ мин после нагрева деформированного бруска металла объемная доля рекристаллизованного металла составляет $\xi_1 = 0,15$. Через сколько времени t_2 доля рекристаллизованного объема составит $\xi_2 = 0,85$?

83. После $t_1 = 10$ мин отжига деформированного тонкого листа объемная доля рекристаллизованного металла составляет $\xi_1 = 0,1$. Сколько времени потребуется, чтобы доля рекристаллизованного объема увеличилась до $\xi_2 = 0,5$ и $\xi_3 = 0,9$?

84. Через $t_1 = 10$ мин и $t_2 = 1,5$ ч после начала собирательной рекристаллизации средний размер зерна увеличился с $\overline{D}_1 = 0,05$ до $\overline{D}_2 = 0,15$ мм. Определите зависимость среднего размера зерна от времени протекания собирательной рекристаллизации.

85. На рис. 97 приведено сечение поликристалла, на котором случайным образом расположены секущие длиной 1 мм и ценой деления 0,01 мм соответственно. Определите средний размер зерна $\bar{d}$ и удельную поверхность межзеренных границ S .

86. В сплаве, случайное сечение которого представлено на рис. 98, содержатся шаровидные частицы второй фазы. Вычислите среднее число частиц N в единице объема и среднее расстояние между их центрами λ . Считать, что сторона квадрата, используемого при обсчете микроструктуры сплава, равна 1 мм.

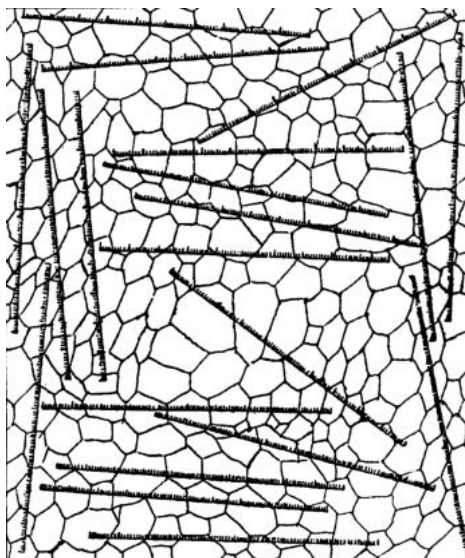


Рис. 97. Зеренная структура поликристалла

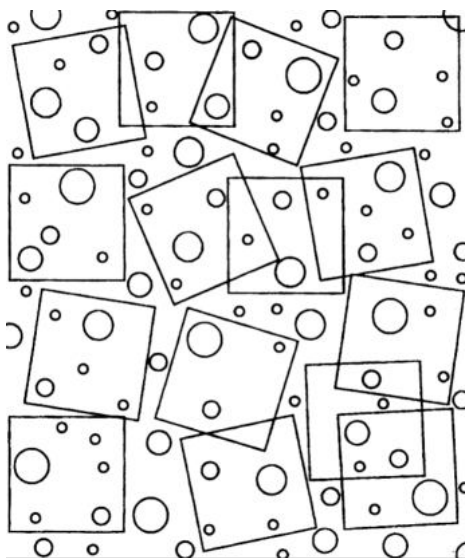


Рис. 98. Сечение сплава, содержащего шаровидные частицы второй фазы

87. На рис. 99 представлено сечение сплава, содержащего выделения α -фазы. На сечении случайным образом расположены шаблоны, содержащие $N_0 = 100$ точек. Определите объемную долю V_α , а также вычислите среднее квадратичное отклонение $\sigma(V_\alpha)$, дисперсию $D(V_\alpha)$, коэффициент вариации $\delta(V_\alpha)$ и вероятную ошибку ΔV_α ($P = 0,95$; $t = 0,6745$).



Рис. 99. Определение объемной доли α -фазы точечным методом

88. Методом секущих определялась объемная доля второй фазы V_α сплава, изображение шлифа которого представлено на рис. 100. Вычислите среднее квадратичное отклонение $\sigma(V_\alpha)$, дисперсию $D(V_\alpha)$, коэффициент вариации $\delta(V_\alpha)$ и вероятную ошибку ΔV_α ($P = 0,95$; $t = 0,6745$).

89. Изображение следов линейных элементов металла на случайной секущей плоскости и случайным образом расположенные квадраты со стороной, равной 0,1 мм, представлены на рис. 101. Определите плотность линейных элементов L , среднее квадратичное отклонение $\sigma(L)$, дисперсию $D(L)$, коэффициент вариации $\delta(L)$ и относительную ошибку $\varepsilon(L)$ при нормированном отклонении $t = 1,65$.

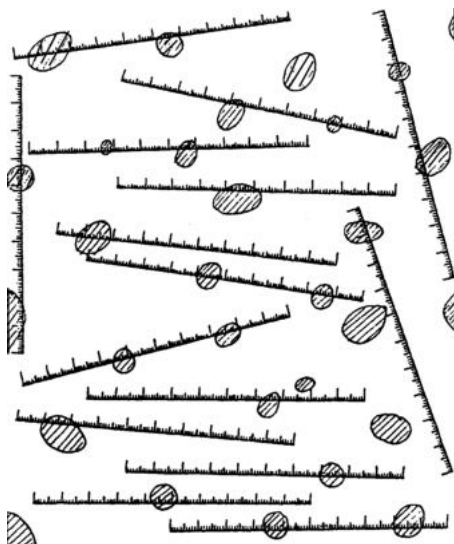


Рис. 100. Определение объемной доли второй фазы методом секущих

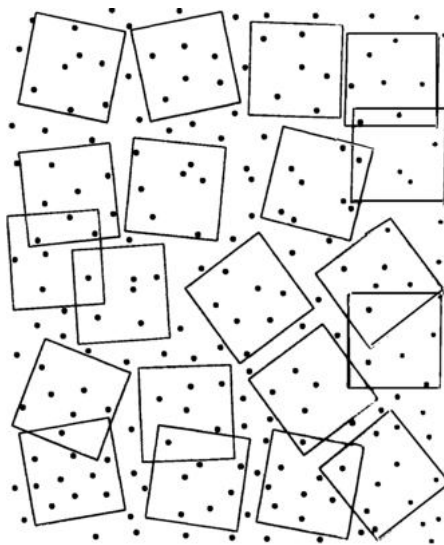


Рис. 101. Следы линейных элементов на случайной секущей плоскости

90. На рис. 102 представлено случайное сечение сплава, содержащего выделения второй фазы. С помощью секущих длиной 1 мм и ценой деления 0,01 мм, расположенных хаотично, вычислите удельную поверхность межфазной границы S , а также $\sigma(S)$, $D(S)$, $\delta(S)$ при нормированном отклонении $t = 1,65$.

91. При изучении линейных элементов тонкой фольги толщиной $d = (1,8 \pm 0,3) \cdot 10^{-7}$ м с помощью электронного микроскопа получены изображения их проекций на плоскости (рис. 103). На том же рисунке расположены случайные секущие. С учетом увеличения считать, что длина секущих и цена деления на них равны 10^{-2} и 10^{-4} мм соответственно. Вычислите плотность линейных элементов L и относительную ошибку ее определения $\varepsilon(L)$.

92. При измерении объемной доли второй фазы использовался шаблон с $N_0 = 100$ точек. В табл. 2 указаны числа точек N_i , попавших на сечение α -фазы, при 15 измерениях. Определите объемную долю второй фазы V_α , среднеквадратичное отклонение $\sigma(V_\alpha)$, дисперсию $D(V_\alpha)$, коэффициент вариации $\delta(V_\alpha)$ и вероятную ошибку ΔV_α определения V_α .

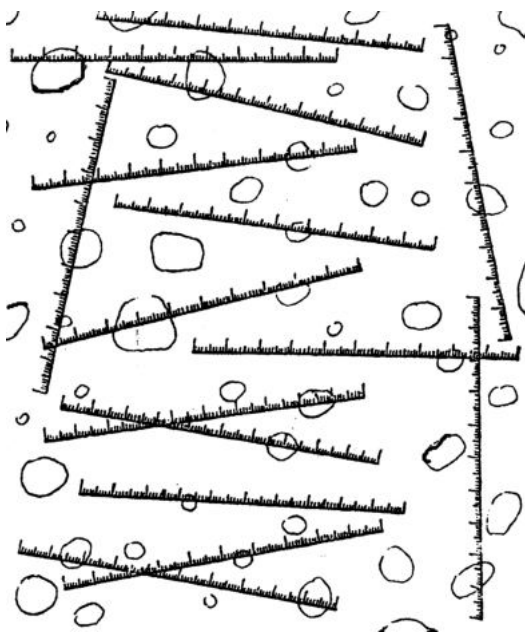


Рис. 102. Изображение межфазных границ на случайном сечении сплава

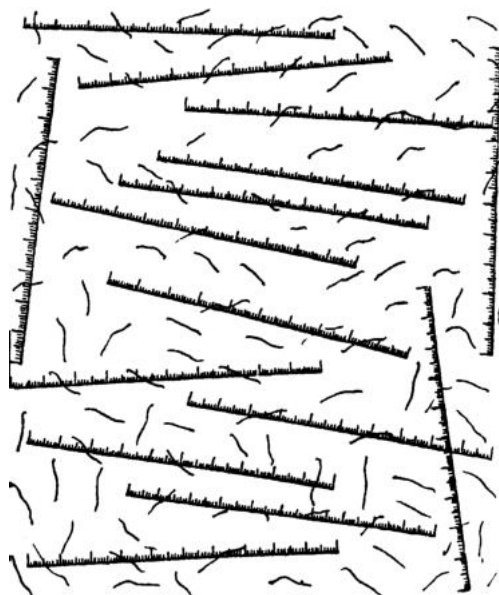


Рис. 103. Проекция линейных элементов фольги

Таблица 2

Число точек, попавших на сечение α -фазы

Вариант	Номер измерения														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
А	4	2	6	3	3	5	4	5	3	4	5	3	4	4	3
Б	7	7	8	5	6	8	7	6	7	9	6	6	7	8	7
В	9	10	11	9	8	10	9	9	7	8	9	8	11	10	9
Г	18	19	20	21	18	18	20	19	19	22	18	20	23	20	17
Д	15	20	23	17	18	18	19	20	24	25	16	16	17	22	23

93. Методом секущих проведены измерения хорд, отсекаемых порами. Определите объемную долю V_n и удельную поверхность S_n пор. Вычислите среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и вероятную ошибку ($P = 0,5$; $t = 0,6745$) определения V_n и S_n . Результаты измерений приведены в табл. 3 для 20 секущих, длина каждой равна 1 мм.

Таблица 3

Длина хорд, отсекаемых порами, мкм

Вари- ант	Номер измерения																			
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
А	3	7	2	4	2	10	13	6	9	7	4	11	4	5	10	15	10	6	6	4
	14	9	8	11	4	—	2	7	6	7	6	4	7	11	—	—	6	7	4	6
	5	—	8	5	7	—	—	4	—	—	7	—	5	—	—	—	—	—	8	7
Б	28	17	24	22	19	30	13	5	13	16	12	32	10	27	36	38	33	14	8	19
	14	6	16	24	25	10	27	32	18	19	17	6	32	10	7	2	19	18	14	7
	—	15	7	—	6	7	—	11	14	—	6	—	6	15	—	—	—	21	30	26
В	90	81	12	6	91	82	76	63	40	30	57	42	51	33	54	27	19	47	58	28
	36	13	75	95	72	14	40	69	78	80	14	71	17	43	38	58	26	93	87	46
	17	29	49	—	—	30	—	20	—	—	29	22	72	69	50	98	96	—	40	86

94. При определении объемной доли второй фазы планиметрическим методом использовался квадратный шаблон площадью $S = 1 \cdot 10^4$ мкм². На шлифе наблюдались сечения выделений второй фазы, площади которых $S_1 = 5$; $S_2 = 10$; $S_3 = 15$; $S_4 = 20$; $S_5 = 25$; $S_6 = 30$; $S_7 = 40$; $S_8 = 50$; $S_9 = 70$; $S_{10} = 100$ мкм². Результаты обсчета структуры при объеме выборки $x = 10$, $x = 20$ представлены в табл. 4 и 5 соответственно. Рассчитайте объемную долю второй фазы V_α , среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ . Вычислите относительную ошибку ΔV_α при нормированном отклонении $t = 1,65$.

Таблица 4

**Данные по обсчету структуры планиметрическим методом
при объеме выборки $x = 10$**

Измерение	Сечение выделений второй фазы									
	S_1	S_2	S_3	S_4	S_5	S_6	S_7	S_8	S_9	S_{10}
1	25	7	8	4	7	3	2	3	0	1
2	30	19	13	12	2	5	1	2	1	0
3	32	12	10	11	6	6	3	0	1	1
4	17	18	15	10	9	8	4	1	2	0
5	22	16	9	5	8	6	2	3	1	0
6	19	20	11	7	4	7	3	2	0	1

Окончание табл. 4

Измерение	Сечение выделений второй фазы									
	S_1	S_2	S_3	S_4	S_5	S_6	S_7	S_8	S_9	S_{10}
7	16	22	10	6	5	2	4	2	0	1
8	23	17	12	7	3	3	5	3	1	0
9	29	14	11	9	2	4	3	0	1	1
10	30	15	9	6	4	2	3	2	2	0

Таблица 5

**Данные по обсчету структуры планиметрическим методом
при объеме выборки $x = 20$**

Измерение	Сечение выделений второй фазы									
	S_1	S_2	S_3	S_4	S_5	S_6	S_7	S_8	S_9	S_{10}
1	27	13	11	8	4	4	2	2	0	1
2	31	15	12	11	4	5	2	1	1	1
3	24	15	12	10	8	7	3	1	2	0
4	20	18	10	6	5	7	3	2	2	0
5	17	21	10	7	4	4	3	2	0	1
6	20	20	10	6	5	4	4	2	1	0
7	26	15	12	8	4	3	4	2	1	0
8	23	17	10	7	4	4	3	1	1	1
9	26	15	11	8	2	4	4	2	2	0
10	29	14	10	8	3	3	3	1	0	1
11	26	7	7	4	7	3	2	2	0	1
12	29	18	14	12	2	5	1	2	1	0
13	31	11	9	10	7	7	4	0	1	1
14	17	18	15	10	9	8	4	1	2	0
15	21	16	9	7	6	6	2	3	1	0
16	19	20	10	8	4	7	3	2	0	1
17	16	21	9	6	5	3	4	2	0	1
18	23	17	11	7	4	3	5	3	1	0
19	28	14	10	9	2	4	3	0	1	1
20	29	15	9	7	3	2	3	2	2	0

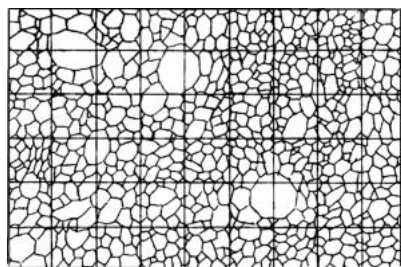
95. Для определения удельной поверхности S межфазной границы использовался метод секущих. В табл. 6 приведены числа пересечений m_i секущих с межфазной границей сплавов А, Б, В, Г и Д при объеме выборки $x = 15$. Вычислите среднеквадратичное отклонение $\sigma(S)$, дисперсию $D(S)$, коэффициент вариации $\delta(S)$ и абсолютную ошибку ΔS при нормированном отклонении $t = 1,65$. Длина секущих равна 1 мм.

Таблица 6

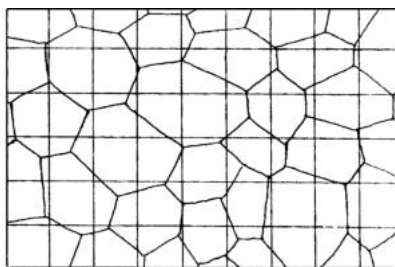
Число пересечений секущих с межфазной границей

Сплав	Номер секущих														
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
А	8	6	4	0	4	7	6	3	8	9	5	6	4	7	3
Б	12	16	13	18	10	6	8	9	11	10	17	15	12	14	12
В	18	20	15	24	27	17	18	20	22	19	26	22	20	24	23
Г	6	19	12	24	28	25	8	14	9	17	23	29	18	10	12
Д	17	18	24	23	19	23	20	22	19	22	23	18	19	20	22

96. На рис. 104 представлена зеренная структура металла после первичной и собирательной рекристаллизаций. Определите изменение удельной поверхности межзеренных границ.



а



б

Рис. 104. Зеренная структура металла после первичной (а) и собирательной (б) рекристаллизации

97. Для определения плотности линейных элементов L по их следам, наблюдаемым на шлифе, использовался шаблон площадью $S_0 = 10^{-4} \text{ мм}^2$. Результаты обсчета структуры сплавов А, Б и В при объеме выборки элементов $x = 30$ представлены в табл. 7. Вычислите плотность линейных элементов L , среднее квадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ , относительную ϵ и абсолютную ΔL ошибки при нормированном отклонении $t = 1,65$.

Таблица 7

Число следов *M* линейных элементов, попадающих в шаблон

Номер измерения	Сплав			Номер измерения	Сплав			Номер измерения	Сплав		
	А	Б	В		А	Б	В		А	Б	В
1	40	72	38	11	56	78	57	21	54	85	73
2	48	90	70	12	62	93	42	22	53	77	65
3	65	98	43	13	52	87	49	23	42	93	86
4	38	84	58	14	54	76	70	24	61	84	54
5	46	87	92	15	57	80	36	25	53	80	62
6	48	91	85	16	49	84	46	26	55	79	78
7	52	77	98	17	56	77	57	27	51	88	55
8	47	79	79	19	54	74	68	28	54	80	94
9	58	84	60	19	48	90	77	29	52	86	69
10	43	80	53	20	60	88	82	30	58	78	74

98. Чем обусловлено то, что на дифрактограмме молибдена отражение с индексами 200 наблюдается, а с индексами 100 и 300 отсутствует?

99. Почему на дифрактограмме отражение 111 наблюдается для меди и отсутствует для α -Fe?

100. Отражения скольких порядков от плоскости (111) можно получить для образца из никеля (параметр элементарной ячейки $a = 3,524 \text{ \AA}$) при съемке в медном излучении ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,543 \text{ \AA}$)?

101. Параметры элементарной ячейки цинка $a = 2,665$ и $c = 4,947 \text{ \AA}$. Рассчитайте значения углов (в масштабе 2θ), при которых наблюдаются дифракционные линии при съемке поликристаллического образца в медном излучении.

102. При каких значениях углов (в масштабе 2θ) будут наблюдаться дифракционные отражения алюминия в кобальтовом излучении ($\lambda_{\text{Co}} = 1,79 \text{ \AA}$), если параметр его элементарной ячейки равен $a = 4,05 \text{ \AA}$?

103. При съемке поликристаллического α -Fe ($a = 2,86 \text{ \AA}$) в медном излучении ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,54 \text{ \AA}$) получена дифракционная линия, соответствующая $\theta = 22^\circ 25'$. Определите плоскость, от которой происходит отражение рентгеновского излучения.

104. На дифрактограмме поликристаллического образца, снятой в излучении $\lambda_{\text{Cu}} = 1,543 \text{ \AA}$, наблюдаются отражения при следующих углах 2θ :

25,6; 29,6; 42,2; 50,0; 52,6 и 61,0°. Относится ли вещество, из которого изготовлен образец, к кубической сингонии? Какие индексы следует приписать данным отражениям? Вычислите параметр элементарной ячейки.

105. Почему при нагреве деформированного металла интенсивность одних дифракционных линий увеличивается, а других уменьшается?

106. Чем вызвано появление на дифрактограмме дополнительных отражений при отжиге закаленного твердого раствора Fe–25 ат. % Al?

107. Отжиг деформированного монокристалла приводит к замене вытянутых дифракционных пятен на лауэграмме на ряд четких пятен. Чем обусловлен данный эффект?

108. Почему отдых деформированных металлов вызывает сужение дифракционных линий?

109. На рис. 105 приведена часть дифрактограммы с двумя линиями деформированного образца (*а*), который затем отжигался при температурах T_1 (*б*) и T_2 (*в*) ($T_2 > T_1$). Что можно сказать о процессах, протекающих при отжиге?

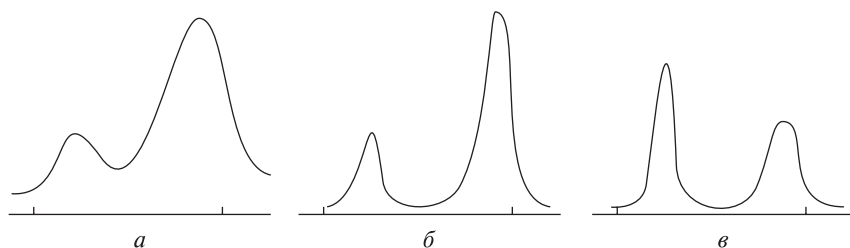


Рис. 105. Дифрактограммы деформированного (*а*) и отожженного (*б*; *в*) металлов

110. Физическое уширение дифракционной линии ($2\theta = 127^\circ$) обусловлено только микродеформациями и составляет $\beta = 0,3^\circ$. Вычислите их величину, если дифрактограмма получена в медном излучении.

111. Определите размер блоков в поликристаллическом образце, изготовленном спеканием мелкозернистого порошка, если физическое уширение дифракционной линии, наблюдаемой при $2\theta = 120^\circ$ в медном излучении, равно $\beta = 0,2^\circ$.

112. Физическое уширение дифракционных линий 110 и 220 поликристалла α -Fe составляет $\beta_1 = 0,18^\circ$ и $\beta_2 = 0,33^\circ$. Вычислите размер блоков и величину микродеформаций, если рентгеновская съемка проведена в медном излучении.

113. В поликристаллическом вольфраме размер блоков $D = 800 \text{ \AA}$, а величина микродеформаций $(\Delta d/d) = 1,2 \cdot 10^{-3}$. Рассчитайте величину

ну физического уширения дифракционных линий 110, 220 и 330. Считать, что $\lambda = 1,543 \text{ \AA}$.

114. Физические уширения дифракционных линий 220 и 330 поликристаллического вольфрама составляют: 1) $\beta_{220} = 0,27$, $\beta_{330} = 1,13^\circ$; 2) $\beta_{220} = 0,23$, $\beta_{330} = 0,93^\circ$; 3) $\beta_{220} = 0,27$, $\beta_{330} = 1,03^\circ$; 4) $\beta_{220} = 0,34$, $\beta_{330} = 1,39^\circ$. Определите для указанного материала размер блоков и величину микродеформаций, если их рентгеновская съемка проведена в медном излучении.

115. В табл. 8 представлена интенсивность дифракционных линий сурьмы I_{hkl} и ее эталона I_{hkl}^0 . Определите текстуру в фольге.

Таблица 8

Интенсивность дифракционных линий эталона и фольги из сурьмы

Материал	Дифракционная линия									
	$10\bar{1}2$	$10\bar{1}4$	$11\bar{2}0$	$10\bar{1}5$	$20\bar{2}2$	$10\bar{1}7$	$20\bar{2}5$	$21\bar{3}0$	$12\bar{3}5$	0009
Эталон	290	210	190	45	140	35	65	70	30	60
Фольга (1)	280	17	10	4	10	3	5	5	2	5
Фольга (2)	100	40	20	10	25	10	10	15	5	45
Фольга (3)	200	25	15	10	14	7	5	7	3	40

116. На рис. 106 представлена фазовая диаграмма металла. Какие превращения происходят в металле при процессах $1 \rightarrow 2$, $3 \rightarrow 4$, $5 \rightarrow 6$, $7 \rightarrow 8$?

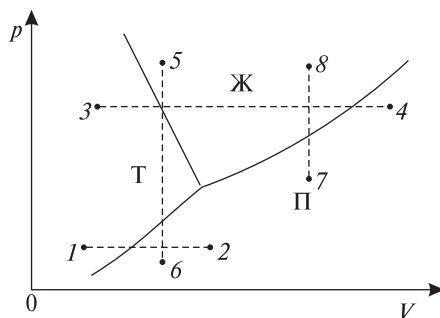


Рис. 106. Фазовая диаграмма металла:
Т – твердое тело; Ж – жидкость; П – пар

117. На рис. 107 приведена фазовая диаграмма железа. Какие превращения происходят при нагревании, если: а) $p = 10^5 \text{ Па}$; б) $p = 10^{11} \text{ Па}$?

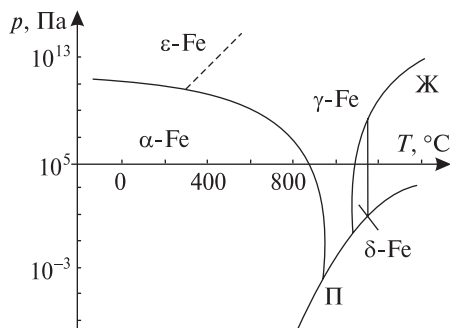


Рис. 107. Фазовая диаграмма железа

118. Почему кривые, показывающие зависимость свободной энергии от температуры, обращены вогнутостью к оси температур?

119. Какой знак изменения энтальпии ΔH и энтропии ΔS будет при сублимации? Определите соотношение между ΔH и $T\Delta S$.

120. Плотности серого и белого олова равны $\rho_\alpha = 5,75 \cdot 10^3$ и $\rho_\beta = 7,28 \cdot 10^3$ кг/м³ соответственно. Вычислите работу, производимую этой системой в расчете на 1 моль по отношению к окружающей среде при превращении $\beta\text{-Sn} \rightarrow \alpha\text{-Sn}$ при $T = 286$ К и $p = 101$ кПа.

121. Кривые плавления вещества A и B имеют вид, показанный на рис. 108. В каком соотношении находятся удельные объемы жидкой ($V_{\text{ж}}$) и твердой ($V_{\text{т}}$) фаз этих веществ?

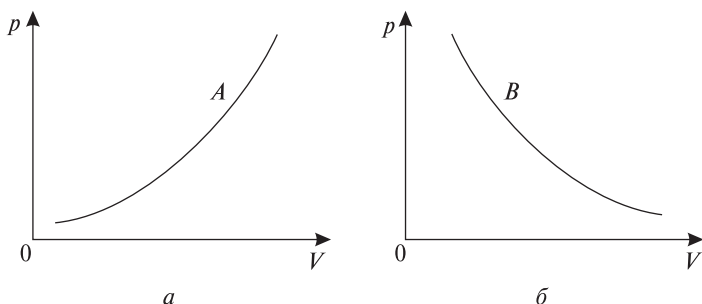


Рис. 108. Кривые плавления веществ A (а) и B (б)

122. Энтропия смешения 1 моля твердого раствора AB в зависимости от концентрации c компонента B описывается выражением $S_{\text{см}} = -kN_A [c \ln c + (1-c) \ln(1-c)]$. Определите состав, при котором $S_{\text{см}}$ имеет максимальное значение, и рассчитайте его ($N_A = 6,02 \cdot 10^{23}$ моль⁻¹).

123. От чего зависит вид диаграммы состояния?

124. Могут ли находиться в равновесии четыре фазы в бинарном сплаве при постоянном давлении?

125. Какие факторы влияют на длину горизонтальной ступеньки, наблюдаемой на кривой охлаждения при кристаллизации чистого металла?

126. Докажите, что эвтектическое и эвтектоидное превращения в бинарном сплаве при заданном давлении протекают при постоянной температуре.

127. Химический состав сплава Al–4,2 мас. % Cu. Определите содержание меди в сплаве в атомных процентах.

128. Определите в сплаве Al–3,0 ат. % Sb содержание сурьмы в массовых процентах.

129. В каком соотношении (по массе) необходимо взять твердые растворы Bi–4 ат. % Sb и Bi–12 ат. % Sb, чтобы получить твердый раствор Bi–8 ат. % Sb?

130. Сколько атомных процентов сурьмы содержится в сплаве, полученном при сплавлении 20 г твердого раствора Bi–10 ат. % Sb и 30 г твердого раствора Bi–15 ат. % Sb?

131. В каком соотношении (по массе) необходимо взять сплав Cu–10 мас. % Cd и чистую медь, чтобы получить сплав Cu–2 мас. % Cd?

132. Сколько необходимо использовать меди и сплава Cu–10 мас. % Cd, чтобы приготовить $m = 100$ г сплава Cu–2 ат. % Cd?

133. Компоненты A и B, параметры элементарных ячеек которых равны $a_A = 3,425$ и $a_B = 3,375$ Å соответственно, образуют непрерывный ряд твердых растворов. Определите состав твердого раствора, параметр элементарной ячейки которого $a = 3,385$ Å. Считать, что для твердых растворов выполняется закон Вегарда.

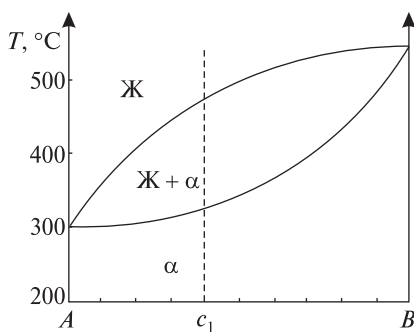


Рис. 109. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью

параметр элементарной ячейки которого $a = 3,385$ Å. Считать, что для твердых растворов выполняется закон Вегарда.

134. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии приведена на рис. 109. Постройте кривую охлаждения сплава состава c_1 , а также графики зависимостей долей жидкой и твердой фаз от температуры.

135. На рис. 110 приведена диаграмма состояния с эвтектическим превращением для сплавов

с ограниченной растворимостью в твердом состоянии. Постройте кривые охлаждения для сплавов: а) c_1 ; б) c_2 ; в) c_3 ; г) c_4 ; д) c_5 , а также графики зависимостей долей жидкой и твердой фаз от температуры для сплавов c_1 , c_2 и c_3 .

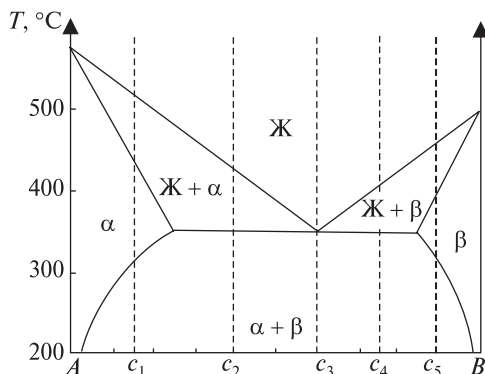


Рис. 110. Диаграмма состояния с эвтектическим превращением

136. Постройте графики зависимостей долей различных фаз от концентрации второго компонента при температурах: а) T_1 ; б) T_2 . Диаграмма состояния сплава представлена на рис. 111.

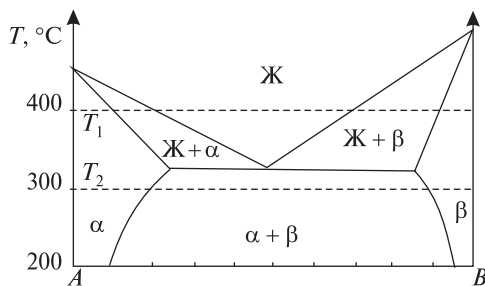


Рис. 111. Диаграмма состояния с эвтектическим превращением

137. На рис. 112 приведена диаграмма состояния с перитектическим превращением для бинарного сплава $A - B$. Постройте кривые охлаждения для сплавов: а) c_1 ; б) c_2 ; в) c_3 ; г) c_4 ; д) c_5 , а также графики зависимостей долей жидкой и твердой фаз от температуры для сплавов c_1 , c_2 и c_4 .

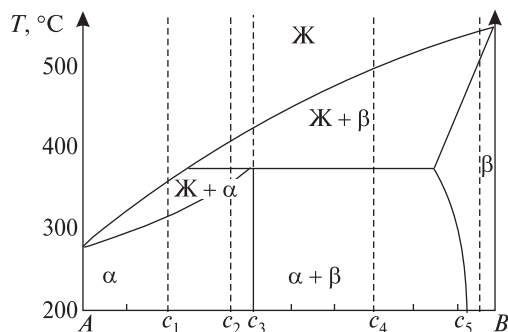


Рис. 112. Диаграмма состояния с перитектическим превращением

138. Диаграмма состояния бинарного сплава, компоненты которого испытывают аллотропные превращения, приведена на рис. 113. Укажите фазовый состав в различных областях диаграммы состояния. Какие превращения наблюдаются в данной системе? Постройте кривые охлаждения для сплавов: а) c_1 ; б) c_2 ; в) c_3 ; г) c_4 .

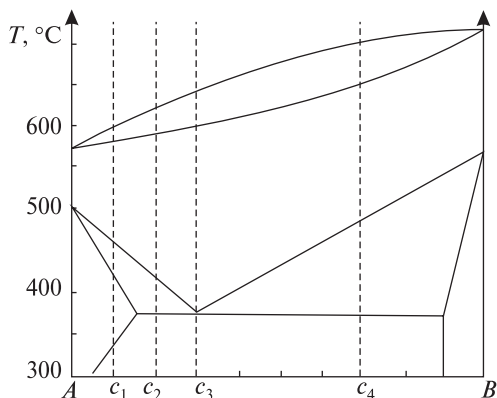


Рис. 113. Диаграмма состояния с аллотропными превращениями компонентов

139. Диаграмма состояния сплава, компоненты которого образуют стойкое химическое соединение AB , приведена на рис. 114. Укажите линии ликвидуса и солидуса. В каком сплаве — состава c_1 или c_2 — содержится большая доля фазы химического соединения? Постройте графики зависимостей долей твердых фаз от количества компонента B в сплаве при температуре T_1 .

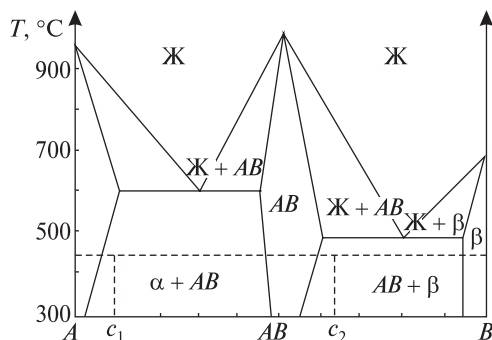


Рис. 114. Диаграмма состояния сплава с химическим соединением AB

140. Во сколько раз различаются удельные поверхности раздела фаз в перлите и троостите, если межпластинчатые расстояния в указанных структурах $d_1 = 0,6$ и $d_2 = 0,1$ мкм соответственно?

141. Нарисуйте графики концентрационных зависимостей свободной энергии фаз, участвующих в трехфазном перитектическом равновесии.

142. Нарисуйте графики концентрационных зависимостей свободной энергии фаз, участвующих в трехфазном эвтектическом равновесии.

143. На рис. 115 приведены диаграммы состояния двухкомпонентных систем. Какой вид имеют концентрационные зависимости свободной энергии твердой и жидкой фаз при температуре T_1 ?

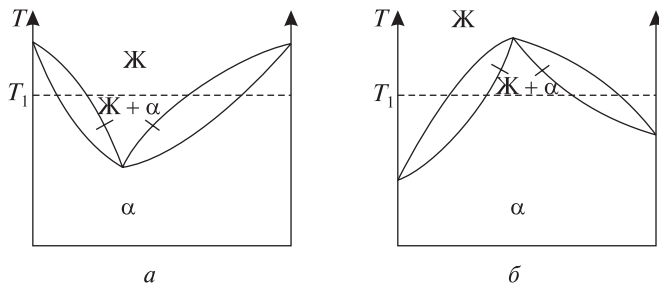


Рис. 115. Диаграмма состояния двухкомпонентных систем:
 а — линии солидус и ликвидус с минимумом;
 б — линии солидус и ликвидус с максимумом

144. Определите концентрацию компонентов в сплавах составов a , b , v , z (рис. 116).

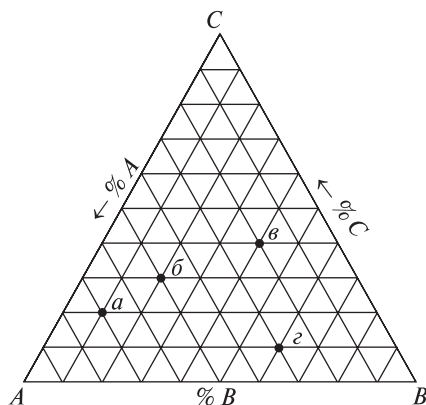


Рис. 116. Концентрационный треугольник тройной системы

145. На концентрационном треугольнике тройной системы $A - B - C$ укажите следующие сплавы: а) 20 % A + 30 % B + 50 % C ; б) 40 % A + 40 % B + 20 % C ; в) 60 % A + 30 % B + 10 % C ; г) 30 % A + 50 % B + 20 % C .

146. Почему в меди растворимость легирующих элементов уменьшается с увеличением номера их подгруппы?

147. Чем обусловлена более низкая растворимость в меди кадмия, чем цинка?

148. К каким электронным фазам относятся соединения: Cu_5Zn_8 , Cu_9Al_4 , CuBe , Cu_3Al , CuZn , Cu_3Sn , Cu_5Cd_8 , Cu_9Ga_4 , $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$?

149. Определите электронную концентрацию в расчете на один атом (n_e) в фазах CuZn , Cu_5Zn_8 , Cu_5Zn_3 , Cu_5Sn , $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$, Cu_3Sn .

150. Раствор углерода в $\gamma\text{-Fe}$ имеет плотность $\rho = 8,142 \text{ г/см}^3$ и период решетки $a = 3,583 \text{ \AA}$. Раствор содержит 0,8 мас. % C . Определите тип раствора, если молярная масса железа $M_{\text{Fe}} = 55,85 \text{ г/моль}$ и углерода $M_{\text{C}} = 12,01 \text{ г/моль}$.

151. Считая, что выделения частиц Al_2Cu имеют форму шара радиусом $r = 2000 \text{ \AA}$, определите их число в единице объема сплава $\text{Al}-4,2 \text{ мас. \% Cu}$. Плотность сплава $\rho = 2,7 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, участок диаграммы состояния приведен на рис. 117.

152. Найдите зависимость свободной поверхностной энергии межфазной границы от радиуса сферических частиц второй фазы, объемная доля которой составляет $\xi = 5 \%$. Удельная поверхностная энергия межфазной границы равна $\gamma = 0,5 \text{ Дж/м}^2$.

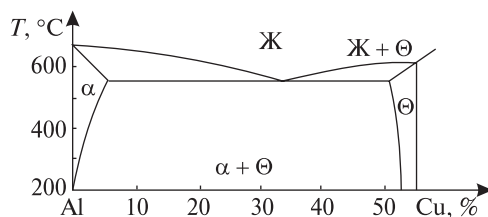


Рис. 117. Диаграмма состояния Al – Cu

153. Объемная доля сферических выделений второй фазы в сплаве составляет 5 %. При коалесценции средний диаметр частиц увеличился с 1 до 5 мкм. Определите изменение свободной энергии при коалесценции в расчете на 1 м³ сплава, если удельная поверхностная энергия межфазной границы равна $\gamma = 0,4$ Дж/м².

154. Определите изменение свободной энергии в расчете на 1 м³ сплава, содержащего частицы второй фазы в форме цилиндра диаметром $d = 0,2$ мкм и длиной $L = 100$ мкм, при сфероидизации. Объемная доля второй фазы $\xi = 0,05$. Упругими деформациями, обусловленными выделениями второй фазы, пренебречь. Удельная поверхностная энергия межфазной границы равна $\gamma = 0,5$ Дж/м².

155. Докажите, что для критического зародыша новой фазы справедливо соотношение $\Delta F_c = \frac{1}{3}(\Delta F_s)_c$, где ΔF_c и $(\Delta F_s)_c$ – свободные энергии активации образования критического зародыша и его поверхностная энергия.

156. Изменение свободной энергии, обусловленное межфазной границей при возникновении зародыша новой фазы из n атомов, можно записать в виде $\Delta F_s = \eta \gamma n^{2/3}$, где η – геометрический фактор; γ – удельная поверхностная энергия. Вычислите геометрический фактор для зародышей новой фазы, имеющих форму шара и куба. Объем, занимаемый одним атомом, равен v .

157. На плоской поверхности образуется зародыш новой фазы, ограниченной частью сферы радиусом r . Его объем V , площадь сферической S_1 и плоской S_2 межфазных поверхностей можно представить в виде

$$S_1 = \eta_{\alpha\beta} r^2, V = \eta_{\alpha} r^3, S_2 = \eta_{\alpha S} r^2.$$

Вычислите геометрические факторы η_{α} , $\eta_{\alpha\beta}$, $\eta_{\alpha S}$.

158. Определите энергию активации образования зародыша для гомогенного зарождения при $T = 527$ °C, считая, что скорость зародышеобразования при данной температуре $I_v = 10^7$ м⁻³с⁻¹.

164. Какие неинвариантные превращения и при каких температурах имеют место в сплавах системы Fe – Fe₃C (рис. 118)?

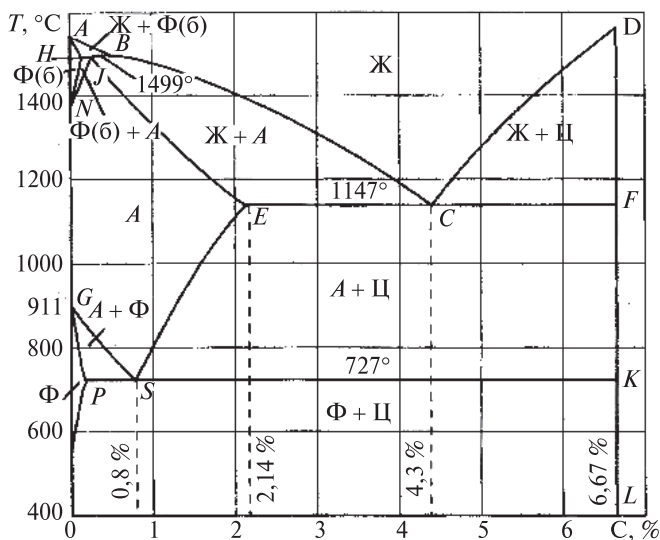


Рис. 118. Диаграмма состояния Fe – Fe₃C

170. На рис. 119 представлена структура феррита после разных режимов обработки. Во сколько раз различаются их удельные поверхности межзеренных границ?

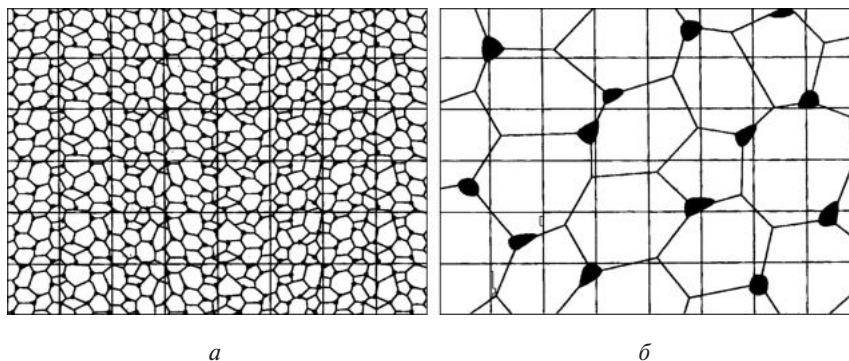


Рис. 119. Структура феррита после разных режимов обработки:
а – исходное состояние; б – отожженное состояние

174. Структура доэвтектоидной стали представлена на рис. 120. Определите содержание фаз и концентрацию углерода.

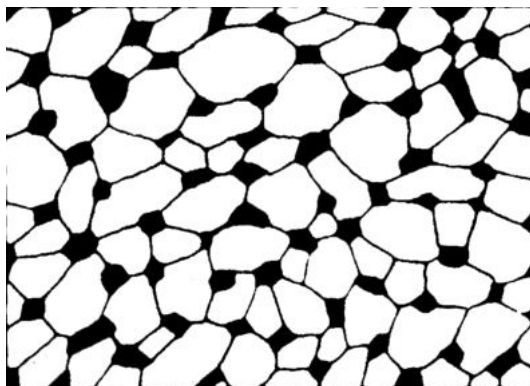


Рис. 120. Структура доэвтектоидной стали

175. На рис. 121 приведена структура заэвтектоидной стали. Вычислите долю цементита и содержание углерода.

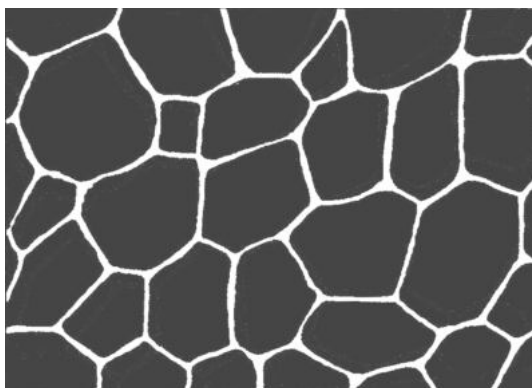


Рис. 121. Структура заэвтектоидной стали

176. Постройте графики зависимости доли феррита и цементита от содержания углерода в углеродистых сплавах железа.

177. Постройте графики зависимости доли перлита от содержания углерода в углеродистых сплавах железа.

178. Постройте графики зависимости долей аустенита и цементита в чугунах, содержащем 3 мас. % С, от температуры при медленном охлаждении.

179. Определите долю образовавшегося аустенита в эвтектоидной стали через $t_2 = 2$ мин после начала изотермического превращения, если

через $t_1 = 1$ мин она была $\xi_1 = 0,2$. Считать, что скорости зарождения и роста центров новой фазы являются постоянными.

180. При аустенизации, протекающей при постоянной температуре, доля аустенита $\xi_1 = 0,1$ после выдержки в течение $t_1 = 1$ мин. Какое количество времени t_i необходимо проводить аустенизацию, чтобы достичь: а) $\xi_2 = 0,6$; б) $\xi_3 = 0,7$; в) $\xi_4 = 0,8$; г) $\xi_5 = 0,9$? Считать, что скорости зарождения и роста аустенита являются постоянными величинами.

181. Степень тетрагональности решетки мартенсита в закаленных сталях составляет $(c/a)_1 = 1,010$ и $(c/a)_2 = 1,055$ соответственно. На сколько различаются концентрации углерода в мартенситной фазе данных сталей?

182. Сталь подвергается закалке и отпуску. Какие превращения происходят при такой термической обработке?

183. Чем определяется межпластинчатое расстояние при перлитном превращении углеродистой стали?

184. Какие факторы влияют на размер аустенитного зерна?

185. Почему с понижением температуры перлитного превращения наблюдается увеличение твердости углеродистой стали?

186. Что общего и в чем отличие структуры стали с 0,8 мас. % С, испытавшей: 1) изотермическое превращение аустенита при 650°; 2) закалку с последующим отпуском при 650°?

187. Из каких фаз состоит структура чугуна, в котором углерод находится в свободном состоянии?

188. Какую из сталей, содержащую 4 или 18 мас. % Сг, можно подвергать закалке с целью существенно изменить структуру? С какой температуры следует закалять данный сплав?

189. Зачем высокоуглеродистую сталь, используемую для изготовления инструмента, подвергают дополнительной термообработке с целью создания структуры зернистого перлита?

190. В твердом состоянии компоненты A и B образуют твердые растворы α и γ , а на их основе соединение β . Нарисуйте графики распределения концентрации элемента в диффузионной зоне после насыщения металла A .

191. Вычислите отношение групповых скоростей распространения колебаний с волновыми числами $k_1 = \pi/3a$ и $k_2 = \pi/2a$ в одномерной цепочке из одинаковых атомов.

192. Во сколько раз групповая скорость распространения колебания с волновым числом $k = \pi/2a$ меньше его фазовой скорости в одномерной цепочке, состоящей из идентичных атомов? Период трансляции решетки равен a .

193. Конечная одномерная цепочка длиной $L = 1,2 \cdot 10^{-2}$ м состоит из идентичных атомов. Сколько различных значений может принимать волновое число колебаний в интервале $(\pi/6a, \pi/3a)$, если расстояние между узлами кристаллической решетки равно $a = 0,2$ нм?

194. Одномерная цепочка состоит из двух сортов атомов, массы которых равны $m_1 = 2 \cdot 10^{-26}$ и $m_2 = 8 \cdot 10^{-25}$ кг, а коэффициент квазиупругой силы $\beta = 0,25$ Н/м. Вычислите ширину полосы запрещенных частот. Во сколько раз интервал частот оптических колебаний уже интервала частот акустических колебаний?

195. Покажите, что при малых значениях волнового вектора амплитуды колебаний тяжелых и легких атомов, образующих одномерную цепочку, при распространении акустического колебания совпадают, а при распространении оптического колебания обратно пропорциональны их массам.

196. Чему равно отношение амплитуд колебаний тяжелых и легких атомов в линейной цепочке при распространении акустического и оптического колебаний с волновым числом $k = \pi/2a$?

197. Вычислите отношение амплитуд колебаний тяжелого атома массой m_2 и легкого атома массой m_1 в линейной цепочке при распространении колебаний с волновым числом $k = \pi/4a$, если расстояние между узлами кристаллической решетки равно a .

198. Определите температуру, при которой возбуждается в среднем $n = 5$ квантов энергии нормальных колебаний частоты $\omega = 0,2 \cdot 10^{13}$ рад/с.

199. На сколько градусов необходимо увеличить температуру кристалла, чтобы удвоить число фононов частотой $\omega = 0,2 \cdot 10^{13}$ рад/с? Начальная температура кристалла $T_1 = 50$ К.

200. Оцените полное число фононов N всех частот в одном моле некоторого кристалла при температуре: а) $T = 0,2\theta_D$; б) $T = 6\theta_D$ (θ_D — характеристическая температура Дебая).

201. Определите энергию фононов с максимальной частотой в кристалле свинца, характеристическая температура которого $\theta_D = 94$ К.

202. Постройте примерные графики зависимости среднего числа фононов $\bar{n}(\omega, T)$ в кристалле: а) от частоты ω при фиксированной температуре T ; б) температуры T при фиксированной частоте ω .

203. Какой вид имеют примерные графики зависимости средней энергии квантового осциллятора $\bar{\epsilon}(\omega, T)$ в кристалле: а) от температуры T при фиксированной частоте осцилляторов; б) частоты ω при фиксированной температуре T ?

204. Вычислите функцию спектральной плотности колебаний для одномерного кристалла длиной L с учетом дисперсионного уравнения

$\omega(q) = 2\sqrt{\beta/m} |\sin(ka/2)|$ (m – масса атома; a – параметр элементарной ячейки).

205. Рассчитайте функцию спектральной плотности колебаний по Дебаю для одномерного кристалла длиной L .

206. Во сколько раз возрастет энергия теплового движения атомов кристалла кремния при увеличении температуры от $T_1 = 10$ до $T_2 = 20$ К?

207. В одномерной цепочке длиной L колебания атомов характеризуются дисперсионным соотношением $\omega(k) = \alpha k^\nu$ ($\alpha = \text{const}$). Как влияет величина показателя на функцию плотности колебаний?

208. Найдите объем, приходящийся на одно электронное состояние в зоне Бриллюэна, если параметры простой ромбической решетки $a_1 = 0,30$, $a_2 = 0,25$, $a_3 = 0,32$ нм, а число элементарных ячеек данного кристалла $N = 2 \cdot 10^{23}$.

209. Определите число электронных состояний в части объема V зоны Бриллюэна, ограниченной сферической поверхностью радиусом $k_1 = \frac{\pi}{2(a_1 a_2 a_3)^{1/3}}$, если параметры элементарной ромбической решетки $a_1 = 0,30$, $a_2 = 0,25$, $a_3 = 0,24$ нм. В кристалле содержится $N_{\text{ат}} = 4,8 \cdot 10^{22}$ атомов.

210. Найдите число электронных состояний в части зоны Бриллюэна, ограниченной двумя сферическими поверхностями с радиусами $k_1 = \pi/2a$ и $k_2 = \pi/3a$, простой кубической решетки с периодом трансляции $a = 3 \cdot 10^{-10}$ м. Объем кристалла $V = 8,1 \cdot 10^{-6}$ м³.

211. Во сколько раз плотность состояний в стандартной энергетической зоне при $\epsilon_1 = \xi/4$ меньше, чем при $\epsilon_2 = \xi$?

212. Определите вероятность того, что в металле при $T = 300$ К электрон находится в энергетическом состоянии, расположенном на $\Delta\epsilon = 0,1$ эВ выше химического потенциала.

213. Вычислите разность энергий энергетических уровней, вероятность заполнения которых электронами $f_1 = 0,90$ и $f_2 = 0,10$ соответственно. Температура кристалла $T = 300$ К.

214. Температура металла $T = 0$ К. Определите отношение числа электронов с кинетической энергией от ξ_0 до $\xi_0/2$ к числу электронов с энергией от 0 до $\xi_0/2$.

215. Определите среднюю кинетическую энергию электронов в металле при $T = 0$ К, если их химический потенциал $\xi_0 = 5,7$ эВ.

216. Определите изменение химического потенциала электронного газа при нагреве от $T_0 = 0$ до $T_1 = 800$ К, если при $T = 0$ К $\xi_0 = 7,4 \cdot 10^{-19}$ Дж.

217. Вычислите изменение средней энергии электрона при нагревании от $T_1 = 10$ до $T_2 = 1000$ К, если при $T = 0$ К химический потенциал $\xi_0 = 7,4 \cdot 10^{-19}$ Дж.

218. Определите суммарную кинетическую энергию электронов в металле, содержащем $N_{\text{ат}}$ атомов, при $T = 0$ К, заполняющих состояния: а) от $\varepsilon = 0$ до $\varepsilon = \xi_0/2$; б) от $\varepsilon = \xi_0/2$ до $\varepsilon = \xi_0$ (ξ_0 — химический потенциал при 0 К).

219. Вычислите кинетическую энергию E_k электронов проводимости в $V = 1 \text{ см}^3$ натрия при $T = 0$ К. Плотность и молярная масса натрия равны $\rho = 1010 \text{ кг/м}^3$ и $M = 0,023 \text{ кг/моль}$ соответственно.

220. Напишите формулу электронной структуры атома железа. Определите концентрацию s - и d -электронов.

221. Почему с точки зрения зонной теории Na, Mg и Al являются металлами?

222. Считая поверхность Ферми калия сферической, определите ее радиус. Молярная масса и плотность калия равны $M = 39,1 \cdot 10^{-3} \text{ кг/моль}$ и $\rho = 0,86 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ соответственно.

223. Закон дисперсии электронов в зоне проводимости можно представить в виде

$$E(\vec{k}) = \frac{\hbar^2}{2m_0} (k_x^2 + k_y^2 + 2k_z^2),$$

где m_0 — масса свободного электрона. Определите компоненты тензора обратной эффективной массы и эффективную массу плотности состояний электронов.

224. Компоненты тензора эффективной массы:

$$m_{11}^* = m_{22}^* = 2m_0 \text{ и } m_{33}^* = 0,5m_0.$$

Определите закон дисперсии электронов в зоне проводимости.

225. Зависимость энергии электронов от волнового вектора в s -зоне кристалла с ромбической решеткой имеет вид

$$E_s(k_x, k_y, k_z) = A_s - B_{s1} \cos(k_x a_1) - B_{s2} \cos(k_y a_2) - B_{s3} \cos(k_z a_3),$$

где k_x, k_y, k_z — компоненты волнового вектора; $A_s, B_{s1}, B_{s2}, B_{s3}$ — постоянные; a_1, a_2, a_3 — периоды трансляции кристаллической решетки. Постройте графики зависимости E_s, v_y и m_{22}^* от величины k_y .

226. Определите химический потенциал меди при 0 К. Считайте, что эффективная масса электрона совпадает с массой свободного электрона, плотность $\rho = 8,94 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, молярная масса меди $M = 65,5 \cdot 10^{-3} \text{ кг/моль}$.

227. Во сколько раз отличаются вероятности заполнения электронами энергетических уровней, расположенных на $\Delta\varepsilon = 1,6 \cdot 10^{-20}$ Дж ниже и выше химического потенциала при $T_1 = 30$ и $T_2 = 300$ К соответственно?

228. Чем объяснить более высокую пластичность меди по сравнению с цинком?

229. Чем обусловлен скрип снега при ходьбе в морозный день?

230. Почему корпуса резервуаров для хранения сжиженных газов изготавливают из материалов, имеющих ГЦК-структуру?

231. Почему стальная проволока, идущая на изготовление тросов, производится методом холодной вытяжки?

232. Почему при производстве железной проволоки волочением при нормальной температуре наблюдается ее обрыв? Что необходимо сделать, чтобы исключить обрыв?

233. Почему при заточке инструмента на наждачном круге образуются искры?

234. Почему твердость детали, изготовленной штамповкой в холодном состоянии, в различных участках неодинакова?

235. Чем объясняется хрупкое разрушение некоторых металлических изделий, прошедших рекристаллизационный отжиг?

236. Вычислите модуль объемной упругости K и коэффициент Пуассона ν для меди, если ее модуль Юнга $E = 11,8 \cdot 10^{10}$ Па, а модуль сдвига $G = 4,36 \cdot 10^{10}$ Па.

237. К цилиндрическому стержню, имеющему поперечное сечение S , приложена растягивающая нагрузка P . Определите нормальное σ_n и касательное σ_t напряжения, действующие в плоскости, нормаль которой образует угол α с осью стержня. При каких значениях α величины σ_n и σ_t максимальны?

238. К цилиндрическому образцу из монокристалла алюминия приложена растягивающая нагрузка $P = 300$ Н. Ось цилиндра совпадает с направлением $[012]$, а площадь его поперечного сечения равна $S = 8$ мм². Определите системы скольжения с максимальным напряжением.

239. При измерении твердости на приборе Виккерса (нагрузка 5 кг) получены следующие арифметические значения длин обеих диагоналей отпечатка d (в мм) после снятия нагрузки: 0,240; 0,232; 0,245; 0,248; 0,235; 0,235; 0,240; 0,245; 0,240; 0,235. Вычислите среднее значение твердости, а также среднее квадратичное отклонение, дисперсию, коэффициент вариации и абсолютную ошибку определения твердости (при доверительной вероятности $P = 0,9$; $t = 1,65$).

240. При измерении твердости методом Бринелля получен ряд отпечатков, диаметры d которых равны: 3,2; 3,5; 3,4; 3,5; 3,3; 3,4; 3,2; 3,6; 3,3; 3,5 мм. Определите число твердости по Бринеллю (HB), а также дисперсию, коэффициент вариации. Диаметр вдавливаемого шарика $D = 10$ мм, а приложенная нагрузка 250 кг.

241. Данные измерения микротвердости трех образцов (объем выборки $x = 15$) приведены в табл. 9. Вычислите среднее значение микротвердости, а также среднее квадратичное отклонение, дисперсию, коэффициент вариации и абсолютную ошибку при доверительной вероятности $P = 0,9$ ($t = 1,65$).

Таблица 9

Результаты измерения микротвердости

Номер измерения	Образец			Номер измерения	Образец			Номер измерения	Образец		
	А	Б	В		А	Б	В		А	Б	В
1	7,32	5,21	4,46	6	7,32	5,36	4,30	11	7,35	5,42	4,12
2	7,41	5,37	4,21	7	7,28	5,25	4,36	12	7,29	5,15	4,55
3	7,44	5,36	4,15	8	7,25	5,30	4,15	13	7,30	5,30	4,12
4	7,35	5,40	4,30	9	7,30	5,33	4,21	14	7,32	5,18	4,18
5	7,37	5,27	4,36	10	7,33	5,45	4,51	15	7,33	5,13	4,49

242. Утонет ли кристаллик висмута в расплаве висмута? Что будет с куском алюминия в его расплаве?

243. Молярная теплоемкость C_V серебра при температуре $T = 20$ К равна 1,65 Дж/(моль · К). Вычислите значение C_L , характеристическую температуру θ_D .

244. Удельная теплоемкость свинца при комнатной температуре равна $c' = 126$ Дж/(кг · К). Определите молярную теплоемкость свинца, если его молярная масса $M = 207 \cdot 10^{-3}$ кг/моль.

245. Молярная теплоемкость алюминия при $t = 20$ °С будет $C = 24,2$ Дж/(моль · К). Определите удельную теплоемкость алюминия, если его молярная масса $M = 27 \cdot 10^{-3}$ кг/моль.

246. При нагревании металла массой $m = 200$ г от $t_1 = 20$ до $t_2 = 40$ °С затрачено количество теплоты $Q = 11$ кДж. Определите удельную теплоемкость металла.

247. Пользуясь классической теорией, вычислите теплоемкость кристалла NaCl, масса которого $m = 290$ г, при комнатной температуре.

248. Вычислите энергию нулевых колебаний 1 моля меди. Характеристическая температура меди $\theta = 330$ К.

249. Вычислите молярную теплоемкость соединения Al_2Cu при высоких температурах.

250. Во сколько раз энергия теплового движения кристалла при $T = 500 \text{ K}$, приходящаяся на один осциллятор, больше его нулевой энергии? Характеристическая температура кристалла $\theta = 240 \text{ K}$.

251. Оцените молярную теплоемкость соединения Al_3Fe при высоких температурах.

252. Во сколько раз молярная теплоемкость цементита больше молярной теплоемкости феррита при 500°C ?

253. Температурная зависимость молярной теплоемкости серебра описывается уравнением $C_p = 21,31 + 8,54 \cdot 10^{-3}T + 1,51 \cdot 10^{-3}T^2$. Вычислите изменения энтальпии серебра при нагреве от 300 до 1000 K .

254. Почему шар, изготовленный из монокристалла цинка, при нагревании изменяет не только свой объем, но и форму?

255. Почему стальной болт легко вывинчивается из медной гайки, если их нагреть?

256. Какую длину имеет при 0°C алюминиевая полоска, которая удлинится при одинаковом изменении температуры на столько же, сколько и медная полоска, имеющая длину 1 м при 0°C ? Линейные коэффициенты теплового расширения алюминия и меди равны $\alpha_{\text{Al}} = 2,4 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_{\text{Cu}} = 1,7 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

257. При 0°C алюминиевый стержень имеет длину $l_{0\text{Al}} = 300 \text{ мм}$, а железный $l_{0\text{Fe}} = 301 \text{ мм}$. При какой температуре длины стержней будут одинаковы? Линейные коэффициенты теплового расширения: алюминия $\alpha_{\text{Al}} = 2,4 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, железа $\alpha_{\text{Fe}} = 1,2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

258. Вычислите линейный коэффициент теплового расширения неоднородного стержня, состоящего из двух частей длиной l_{01} и l_{02} при 0°C . Линейные коэффициенты теплового расширения данных частей равны α_1 и α_2 соответственно.

259. Вычислите линейные коэффициенты теплового расширения α_{11} и α_{33} для металла, имеющего ГПУ-структуру, если известны объемный коэффициент теплового расширения β и изменение отношения c/a при нагревании.

260. Часы, маятник которых изготовлен из стали, при 0°C идут правильно. На сколько отстанут часы за сутки, если температура повысится до $T = 20^\circ\text{C}$?

261. Определите изменение объема алюминиевого шарика, которому сообщено количество теплоты $Q = 3 \cdot 10^4 \text{ Дж}$. Плотность алюминия $\rho = 2,7 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, его удельная теплоемкость $c = 920 \text{ Дж/(кг} \cdot \text{K)}$ и объемный коэффициент теплового расширения $\beta = 7,3 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

262. Медь массой $m_1 = 6$ кг при температуре $T_1 = 180$ °С помещается в сосуд, в котором находится лед массой $m_2 = 12$ кг при 0 °С. Определите установившуюся температуру, а также массу льда и воды. Удельная теплоемкость меди $c = 380$ Дж/(кг · К), а удельная теплота плавления льда $L = 330$ кДж/кг.

263. В медном проводнике с площадью поперечного сечения $S = 1,5$ мм² идет ток силой $I = 2,5$ А. Определите скорость дрейфа электронов. Плотность и молярная масса меди $\rho = 8,9$ г/см³ и $M = 64$ г/моль соответственно.

264. Определите подвижность электронов в натрии, электропроводность которого $\sigma = 2,3 \cdot 10^7$ Ом⁻¹·м⁻¹, а концентрация электронов проводимости $n = 2,5 \cdot 10^{28}$ м⁻³.

265. Удельное сопротивление металла $\rho = 1 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, а концентрация свободных электронов $n = 8 \cdot 10^{22}$ м⁻³. Определите среднюю длину свободного пробега электронов в металле, если их средняя скорость хаотического движения $v_T = 1 \cdot 10^7$ м/с.

266. Вычислите скорость дрейфа электронов серебра при наложении электрического поля напряженностью $E = 20$ В/м. Определите отношение скорости дрейфа и скорости Ферми электронов, если химический потенциал серебра $\xi = 8,8 \cdot 10^{-19}$ Дж, а подвижность электронов $\mu = 5 \cdot 10^{-3}$ м²/(В·с).

267. Оцените величину средней квадратичной скорости $\sqrt{v_T^2}$ электронов в металле при $T = 273$ К и величину скорости упорядоченного движения при плотности тока $j = 10^4$ А/м². Сравните указанные скорости.

268. Через образец, имеющий прямоугольное сечение ($a = 1,32 \pm 0,02$ и $b = 4,35 \pm 0,02$ мм), пропускается ток $I = 0,75 \pm 0,01$ А. Разность потенциалов между точками, отстоящими на расстоянии $l = 10,3 \pm 0,1$ мм, составляет $U = 535 \pm 5$ мкВ. Определите удельное электросопротивление материала, из которого изготовлен образец, а также погрешность измерения.

269. Через медную проволоку с поперечным сечением $S = 1$ мм² пропускается ток $I = 2$ А. Вычислите удельное электросопротивление меди, если разность потенциалов между точками, находящимися на расстоянии $l = 15$ мм, $U = 5 \cdot 10^4$ В.

270. Тонкая пленка серебра толщиной $d = 1 \cdot 10^{-7}$ м помещена в магнитное поле с индукцией $B = 0,3$ Тл. При пропускаемом через пленку токе $I = 1 \cdot 10^{-2}$ А возникает ЭДС Холла, $U_X = 3$ мкВ. Вычислите коэффициент Холла.

271. Через фольгу толщиной $d = 1 \cdot 10^{-4}$ м, помещенную в магнитное поле с индукцией $B = 1,2$ Тл, пропускается ток $I = 1,5$ А. Вычислите ко-

коэффициент Холла для золота, если измеренная ЭДС Холла $U_X = 1,5$ мкВ. Сравните экспериментальное значение коэффициента Холла R_H с рассчитанным R_p в предположении, что на один атом приходится один валентный электрон. Плотность и молярная масса золота известны.

272. Удельное электросопротивление висмута в параллельном и перпендикулярном к тригональной оси направлениях $\rho_{33} = 1,35 \cdot 10^{-6}$ и $\rho_{11} = 1,07 \cdot 10^{-6}$ Ом $\cdot$ м соответственно. Вычислите удельное электросопротивление вдоль направления, образующего угол $\varphi = 30^\circ$ с тригональной осью.

273. Удельное электросопротивление серебра при комнатной температуре $\rho_e = 1,54 \cdot 10^{-8}$ Ом $\cdot$ м. Вычислите среднюю скорость дрейфа электронов при напряженности электрического поля вдоль провода, равной $E = 2$ В/м. Определите подвижность и время релаксации электронов. Плотность и молярная масса серебра $\rho = 10,5 \cdot 10^3$ кг/м³ и $M = 108 \cdot 10^{-3}$ кг/моль соответственно.

274. Вычислите концентрацию и подвижность электронов натрия, если коэффициент Холла и удельное электросопротивление для него $R = -2,35 \cdot 10^{-10}$ м³/Кл и $\rho_e = 4,35 \cdot 10^{-8}$ Ом $\cdot$ м соответственно.

275. Рассчитайте подвижность и время релаксации электронов натрия при $T = 273$ К, если его электропроводность $\sigma = 2,3 \cdot 10^7$ Ом⁻¹ $\cdot$ м⁻¹, а концентрация носителей заряда $n = 2,5 \cdot 10^{28}$ м⁻³.

276. Удельное электросопротивление натрия $\rho_e = 4,4 \cdot 10^{-8}$ Ом $\cdot$ м. Определите время релаксации τ и среднюю длину свободного пробега / электрона, считая, что каждый атом натрия отдает в зону проводимости один валентный электрон. Для натрия $\rho = 971$ кг/м³ и $M = 0,023$ кг $\cdot$ моль⁻¹.

277. Рассчитайте величину коэффициента Холла для серебра по известным значениям его плотности и молярной массы.

278. Оцените значения коэффициента Холла меди и алюминия. Считать, что на каждый атом приходится по одному свободному электрону. Плотность и молярная масса металлов известны.

279. Найдите число Лоренца для калия, если его удельное электросопротивление $\rho_e = 6,23 \cdot 10^{-8}$ Ом $\cdot$ м, а теплопроводность $\kappa = 97,1$ Вт/(м $\cdot$ К) при 300 К.

280. Исходя из закона Видемана — Франца, рассчитайте теплопроводность кадмия при комнатной температуре $T = 293$ К, если его удельное электросопротивление $\rho_e = 7,57 \cdot 10^{-8}$ Ом $\cdot$ м, а число Лоренца $L = 2,42 \cdot 10^{-8}$ Вт $\cdot$ Ом/К².

281. Химические потенциалы двух металлов $\xi_1 = 5,5 \cdot 10^{-19}$ и $\xi_2 = 10,3 \cdot 10^{-19}$ Дж соответственно. Вычислите внутреннюю контактную разность потенциалов при образовании контакта данными металлами.

282. Вычислите внешнюю контактную разность потенциалов для металлов, образующих контакт, если их термодинамические работы $\Phi_1 = 4,3 \cdot 10^{-19}$ и $\Phi_2 = 1,1 \cdot 10^{-19}$ Дж соответственно.

283. Дифференциальная хромель-алюмелевая термопара — имеет сопротивление $R = 1$ Ом и присоединяется к гальванометру с внутренним сопротивлением $r = 40$ Ом. Какой ток покажет гальванометр, если один спай термопары погружен в кипящую воду, а другой — в тающий лед? Дифференциальные термоЭДС хромеля и алюмеля равны $\alpha_1 = 26,1$ и $\alpha_2 = -12,9$ мкВ/К соответственно.

284. Вычислите максимальную длину электромагнитной волны, вызывающей фотоэффект в пластине вольфрама, поверхность которой покрыта атомарным слоем цезия, если работа выхода $\Phi = 1,4$ эВ.

285. На металлический шар радиусом R , находящийся в вакууме, падает свет длиной волны λ . Определите максимальное число электронов, которые могут покинуть шар, если работа выхода металла равна Φ .

286. Магнитный момент атома ферромагнетика $p_m = 7,95\mu_B$ (μ_B — магнетон Бора; $\mu_B = 0,927 \cdot 10^{-23}$ А/м), а намагниченность насыщения $J_n = 9 \cdot 10^6$ А/м. Считая, что он обладает гранецентрированной кубической решеткой, вычислите период a .

287. Магнитный момент атома ферромагнетика $p_m = 7,95\mu_B$. Определите намагниченность насыщения ферромагнетика, считая, что он обладает гранецентрированной кубической решеткой с параметром $a = 0,320$ нм.

288. Определите намагниченность ферромагнетика при насыщении, если магнитный момент каждого атома $p_m = \mu_B$, а концентрация атомов $n = 0,75 \cdot 10^{28}$ м⁻³.

289. Намагниченность насыщения α -Fe $J_n = 1,75 \cdot 10^6$ А/м. Вычислите магнитный момент p_m , если параметр элементарной ячейки $a = 2,86$ Å.

290. Магнитная восприимчивость марганца $\chi = 1,2 \cdot 10^{-4}$. Вычислите удельную магнитную восприимчивость $\chi_{уд}$ и молярную восприимчивость χ_m . Плотность и молярная масса марганца $\rho = 7,46 \cdot 10^3$ кг/м³ и $M = 54,9 \cdot 10^{-3}$ кг/моль соответственно.

291. Вычислите магнитострикцию бестекстурного поликристаллического образца железа, если монокристалл характеризуется магнитострикциями $\lambda_{100} = 2,5 \cdot 10^{-5}$ и $\lambda_{111} = -1,9 \cdot 10^{-5}$.

292. Образец из железа, имеющий форму эллипсоида и длину $l = 50$ см, удлиняется на $\Delta l = 5 \cdot 10^{-4}$ см при помещении его вдоль силовых линий магнитного поля. Определите продольную и поперечную магнитострикцию железа.

293. Известно, что коэффициент самодиффузии в аустените имеет меньшее значение, чем в феррите. Чем это объяснить?

294. На поверхность медного образца нанесен электролитически тонкий слой радиоактивной меди. После отжига при постоянной температуре в течение 15 ч из образца вырезались тонкие слои на разных глубинах параллельно поверхности. Зависимость радиоактивности $\ln J$ слоев от глубины залегания представлена на рис. 122. Вычислите коэффициент диффузии D в меди.

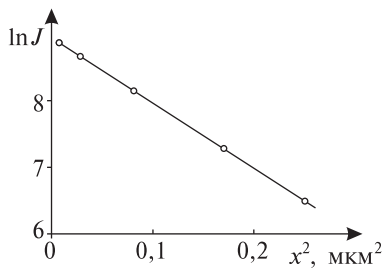


Рис. 122. Зависимость логарифма радиоактивности слоев от глубины залегания

295. На рис. 123 представлена температурная зависимость коэффициента диффузии. Определите энергию активации диффузии Q .

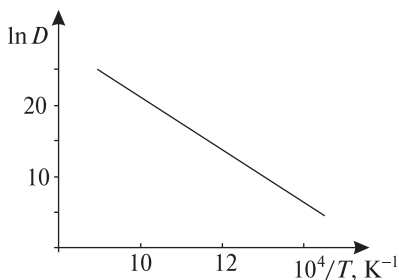


Рис. 123. Температурная зависимость коэффициента диффузии

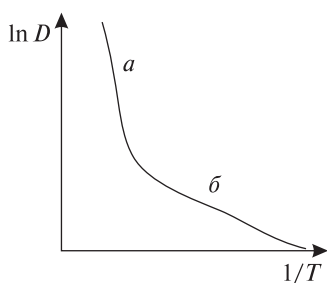


Рис. 124. Температурная зависимость коэффициента диффузии поликристалла

296. Какая часть графика (рис. 124) зависимости $\ln D$ (D – коэффициент диффузии) от $1/T$ (T – абсолютная температура) характеризует объемную и зернограничную диффузию?

ОТВЕТЫ И КРАТКИЕ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ

1. 1 – $[011]$, 2 – $[111]$, 3 – $[1\bar{1}0]$, 4 – $[210]$.

2. В направлении $[111]$ период трансляции d_α для α -Fe найдем из уравнения $4 \cdot d_\alpha^2 = 3 \cdot a_\alpha^2$: $d_\alpha = (\sqrt{3}/2)a_\alpha$, а период трансляции d_γ для γ -Fe – из уравнения $d_\gamma^2 = 3 \cdot a_\gamma^2$: $d_\gamma = \sqrt{3}a_\gamma$. Поэтому $d_\alpha/d_\gamma = a_\alpha/(2a_\gamma) = 0,3913$.

$$3. \cos \varphi = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \cdot \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}} = \sqrt{\frac{2}{3}}, \varphi = 54,7^\circ.$$

4. а) 71° ; б) 60° ; в) 48° ; г) 78° .

5. а) $[100]$ и $[012]$; б) $[101]$ и $[12\bar{1}]$; в) $[112]$ и $[11\bar{1}]$; г) $[111]$ и $[11\bar{2}]$; д) $[101]$ и $[11\bar{1}]$.

6. Для ромбической решетки

$$\cos \varphi = \frac{h_1 h_2 a^2 + k_1 k_2 b^2 + l_1 l_2 c^2}{\sqrt{h_1^2 a^2 + k_1^2 b^2 + l_1^2 c^2} \cdot \sqrt{h_2^2 a^2 + k_2^2 b^2 + l_2^2 c^2}} = 0,46, \varphi = 63^\circ.$$

Для тетрагональной решетки

$$\cos \varphi = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2 (c/a)^2}{\sqrt{h_1^2 a^2 + k_1^2 b^2 + l_1^2 (c/a)^2} \cdot \sqrt{h_2^2 a^2 + k_2^2 b^2 + l_2^2 (c/a)^2}} = 0,37, \varphi = 68^\circ.$$

7. Оси вращения 3-го порядка имеют символы $\{111\}$. Угол между ними $\varphi = \arccos(1/3) = 70,6^\circ$.

8. $19,5^\circ$.

9. а) 60° ; б) 71° ; в) 45° ; г) 10° .

10. 45° ; 72° ; 60° ; 30° .

11. Двугранный угол между плоскостями тетрагональной решетки рассчитывается по формуле

$$\cos \varphi = \left(\frac{h_1 h_2 + k_1 k_2}{a^2} + \frac{l_1 l_2}{c^2} \right) / \sqrt{\left(\frac{h_1^2 + k_1^2}{a^2} + \frac{l_1^2}{c^2} \right) \left(\frac{h_2^2 + k_2^2}{a^2} + \frac{l_2^2}{c^2} \right)} = 0,458, \varphi = 62,8^\circ.$$

12. $\varphi = 35,3^\circ$.

13. На рис. 125 приведена элементарная ячейка для плотной гексагональной упаковки. Сторона правильного тетраэдра $ABCD$ $a = 2R$ (R — радиус атома), а его высота $h = c/2 = 2R\sqrt{2/3}$, т. е. $c = 4R\sqrt{2/3}$. Поэтому $c/a = 2\sqrt{2/3} = 1,633$.

$$14. V = \left(3\sqrt{3}/2 \right) a^2 c.$$

$$15. \operatorname{tg} \alpha = a/2c, \alpha = 15^\circ.$$

$$16. \operatorname{tg} \alpha = \sqrt{3}a/2c, \alpha = 24,6^\circ.$$

$$17. \alpha = \operatorname{arctg}(a/c) - \operatorname{arctg}(a/2c) = 14,5^\circ.$$

18. $[4\bar{2}1]$.

19. а) $[0\bar{1}1]$; б) $[3\bar{1}\bar{1}]$; (233).

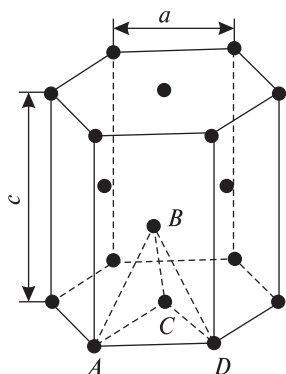


Рис. 125. Элементарная ячейка для плотной гексагональной упаковки

20. а) $[0\bar{1}1]$; б) $[1\bar{1}1]$; в) $[\bar{1}10]$; г) $[111]$.

21. (001) .

22. а) $(0\bar{1}12)$; б) $(11\bar{2}1)$; в) $(\bar{2}4\bar{6}1)$; г) $(\bar{1}012)$.

23. Для всех пар плоскостей ось зоны имеет индексы $[0\bar{1}10]$.

24. Поскольку плоскость P принадлежит зоне $[010]$, то индекс $k = 0$, т. е. символ данной плоскости $(h0l)$. Однако

$$\cos \varphi = \frac{h}{\sqrt{h^2 + l^2} \cdot \sqrt{2}} = \frac{1}{\sqrt{2(x^2 + 1)}},$$

где $x = l/h$. Поэтому $x = \sqrt{\frac{1}{2\cos^2 \varphi}} - 1 = \pm 2$, т. е. искомая плоскость имеет индексы (102) и $(10\bar{2})$.

25. $(\bar{2}15)$.

26. $(12\bar{3}2)$.

27. На рис. 126 приведено расположение узлов кристаллической решетки для плоскостей (100) , (110) и (111) . Расчет показывает, что ретикулярная плотность $p_{(100)} = 1/a^2$, $p_{(110)} = 1,41/a^2$, $p_{(111)} = 0,57/a^2$.

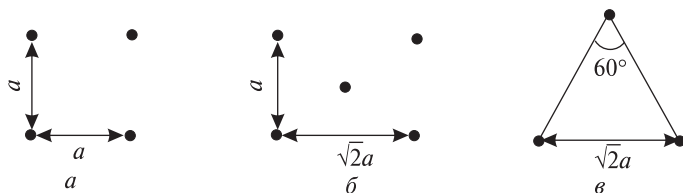


Рис. 126. Положение узлов ОЦК-решетки в плоскостях:
а – (100) ; б – (110) ; в – (111)

28. На рис. 127 приведено расположение узлов кристаллической решетки в плоскостях (100) , (110) и (111) . Расчет показывает, что $p_{(100)} = 2/a^2$, $p_{(110)} = 1,41/a^2$, $p_{(111)} = 2,31/a^2$.

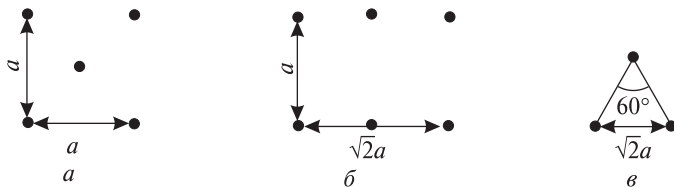


Рис. 127. Положение узлов ГЦК-решетки в плоскостях:
а – (100) ; б – (110) ; в – (111)

29. Для кристаллов с ГЦК-структурой $p_{(100)} = 2/a^2$, $p_{(111)} = 2,31/a^2$ и $p_{(100)}/p_{(111)} = 0,866$. Для кристаллов с ОЦК-структурой $p_{(100)} = 1/a^2$, $p_{(111)} = 0,57/a^2$ и $p_{(100)}/p_{(111)} = 1,73$.

30. В 1 м^3 число атомов $N = N_A (\rho/M)$. Параметр элементарной ячейки $a = \sqrt{2}b$. Число элементарных ячеек в 1 м^3 составляет $N_1 = 1/(2\sqrt{2}b^3)$. Однако $N = 4N_1$ и $b = (M\sqrt{2}/N_A\rho) = 0,286 \text{ нм}$.

$$31. N_{\text{эя}} = \frac{\rho V N_A}{4M} = 3,01 \cdot 10^{22}.$$

32. В направлении $[011]$ атомы золота максимально сближены. Из рис. 128 следует, что $a^2 + a^2 = (4r^2)$ и $r = \sqrt{2}a/4 = 1,663 \text{ \AA}$.

33. В направлении $[111]$ атомы натрия максимально сближены, т. е. соприкасаются (рис. 129). Поэтому

$$(4r^2) = a^2 + 2a^2 = 3a^2 \text{ и } r = \sqrt{3}a/4 = 1,829 \text{ \AA}.$$

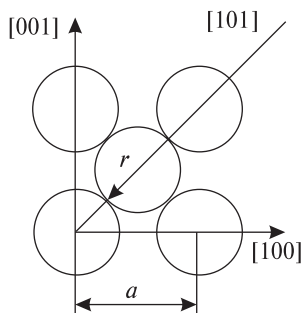


Рис. 128. Положение атомов золота в плоскости (010)

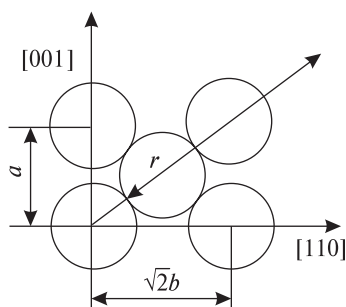


Рис. 129. Положение атомов натрия в плоскости $(1\bar{1}0)$

34. Параметр элементарной ячейки молибдена $a = \sqrt{2}d_{(110)}$. Число атомов в 1 м^3 $N = 2/a^3 = N_A (\rho/M)$. Поэтому

$$\rho = \frac{\sqrt{2}M}{2N_A d_{(110)}^3} = 10,1 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3.$$

$$35. \rho = 2,7 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3.$$

$$36. \rho = \frac{4M}{\sqrt{4}a^2 c N_A} = 8,65 \cdot 10^3.$$

$$37. \rho = 2,74 \text{ г/см}^3.$$

$$38. a = 0,281 \text{ нм}.$$

39. $N_{\text{Cu}} = 4,2 \cdot 10^{22}$; $N_{\text{Co}} = 9,1 \cdot 10^{22}$.

40. Для простой решетки $d_{100} : d_{110} : d_{111} = 1 : \frac{\sqrt{2}}{2} : \frac{\sqrt{3}}{3}$;

для объемноцентрированной — $d_{100} : d_{110} : d_{111} = 1 : \sqrt{2} : \frac{\sqrt{3}}{3}$;

для гранецентрированной — $d_{100} : d_{110} : d_{111} = 1 : \frac{\sqrt{2}}{2} : \frac{2\sqrt{3}}{3}$.

41. Из равенства плотностей фаз следует, что параметры элементарных ячеек ОЦК- и ГЦК-структур (a_0) и (a_r) соответственно связаны соотношением $a_r = a_0 \sqrt[3]{2}$. Центры атомов, находящихся в плоскостях $\{111\}$ ГЦК-решетки и $\{101\}$ ОЦК-решетки, образуют равносторонние и равнобедренные треугольники соответственно (рис. 130). Длина стороны равностороннего треугольника $c = a_r / \sqrt{2} = a_0 / 2^{1/6}$. Основание равнобедренного треугольника $c = a_0$, боковая сторона $d = (\sqrt{3}/2)a_0$. Угол при основании $\alpha = 54,7^\circ$, угол при вершине $\beta = 70,6^\circ$.

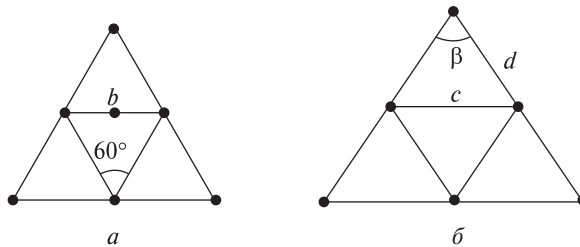


Рис. 130. Положение узлов ГЦК-решетки в плоскостях $\{111\}$ (а) и ОЦК-решетки в плоскостях $\{101\}$ (б)

42. Для α -Fe радиус первой координационной сферы равен половине пространственной диагонали элементарной ячейки $R_1 = (\sqrt{3}/2)a_\alpha$, радиус второй координационной сферы $R_2 = a_\alpha$, следовательно $k_1 = 8$ и $k_2 = 6$. Для γ -Fe радиус первой координационной сферы R_1 равен половине диагонали грани $R_1 = (\sqrt{2}/2)a_\gamma$, радиус второй координационной сферы $R_2 = a_\gamma$, $k_1 = 12$, $k_2 = 6$.

43. $k_1 = 12$; $R_1 = \frac{\sqrt{2}}{2}a = 2,556 \text{ \AA}$.

44. На рис. 131 представлено сечение октаэдра, проходящее через центры пяти атомов. Очевидно, что $(2R)^2 + (2R)^2 = (2R + 2r)^2$ и $r = 0,41R$.

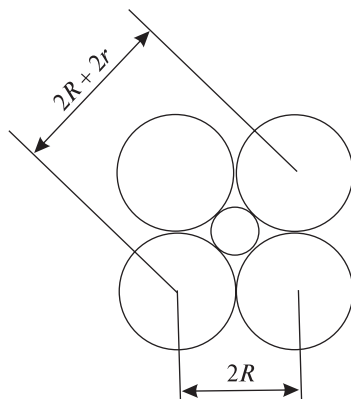


Рис. 131. Сечение октаэдра

45. На рис. 132 представлено сечение ABE тетраэдра, проходящее через центры двух атомов, находящихся в его вершинах, и центр поры. Из $\triangle ABH$ следует

$$4R^2 = (R+r)^2 + (R+r)^2 - 2(R+r)^2 \cos \varphi_3 (\varphi_3 = \pi - \varphi_1)$$

и

$$r = R \left(\frac{\sqrt{2}}{\sqrt{1 + \cos \varphi_1}} - 1 \right) = R \left(\sqrt{\frac{3}{2}} - 1 \right) = 0,22R.$$

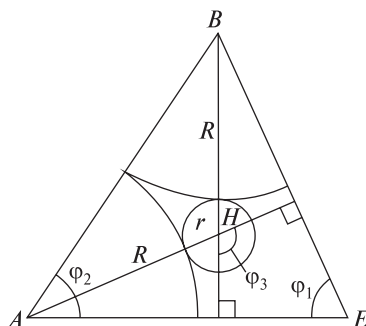


Рис. 132. Сечение тетраэдра

46. Коэффициент компактности (коэффициент заполнения) $\eta = NV_1/V$ (N – число атомов в элементарной ячейке; V_1 – объем атома; V – объем элементарной ячейки). Для кристаллов с ОЦК-структурой

и

$$N=2, V_1=\frac{4\pi}{3}\left(\frac{\sqrt{3}a}{4}\right)^3, V=a^3$$

$$\eta_{\text{оцк}}=\frac{\pi\sqrt{3}}{8}=0,68.$$

Для кристаллов с ГЦК-структурой

$$N=4, V_1=\frac{\pi\sqrt{2}}{24}a^3 \text{ и } \eta_{\text{ГЦК}}=\frac{\pi\sqrt{2}}{6}=0,74.$$

Для кристаллов с ГПУ-структурой $\eta_{\text{ГПУ}}=0,74$.

47. Радиус первой координационной сферы $R_1=(\sqrt{3}/2)a$ (a – параметр элементарной ячейки), и число атомов на ней $U(R_1)=8$. Радиусы последующих координационных сфер: $R_2=a$, $R_3=\sqrt{2}a$, $R_4=(\sqrt{11}/2)a$, $R_5=\sqrt{3}a$, ..., а значения $U(R_2)=6$, $U(R_3)=12$, $U(R_4)=24$, $U(R_5)=8$,

48. $\Delta V/V_\alpha=(V_\gamma/V_\alpha-1)$, но $V_\gamma=N/4a_\gamma^3$ и $V_\alpha=N/2a_\alpha^3$ (N – число атомов). Поэтому

$$\frac{\Delta V}{V_\alpha}=\left(\frac{a_\gamma^3}{2a_\alpha^3}-1\right)=-0,0102.$$

49. $\Delta V/V_\beta=V_\alpha/V_\beta-1$, но $V_\beta=N/4a_\beta^3$ и $V_\alpha=N\sqrt{3}a_\alpha^2c/4$ (N – число атомов). Поэтому

$$\frac{\Delta V}{V_\beta}=\left(\frac{\sqrt{3}a_\alpha^2c}{a_\beta^3}-1\right)=0,00104.$$

50. Элементарная ячейка Вигнера – Зейтца представляет собой прямоугольник со сторонами $a_1=0,25$ и $a_2=0,20$ нм, в центре которого находится узел кристаллической решетки. Из условия $a_ib_j=\delta_{ij}$ ($\delta_{ij}=0$ при $i\neq j$ и $\delta_{ij}=1$ при $i=j$) следует, что $b_1=1/a_1=4\cdot 10^9$ м⁻¹ и $b_2=1/a_2=5\cdot 10^9$ м⁻¹. Длина сторон первой зоны Бриллюэна $8\pi\cdot 10^9$ м⁻¹ и $\pi\cdot 10^{10}$ м⁻¹, а ее площадь $8\pi^2\cdot 10^{19}$ м⁻².

51. Параметр элементарной ячейки в виде куба с узлом в его центре равен $a=2b/\sqrt{3}$. На рис. 133 приведено изображение элементарной ячейки Вигнера – Зейтца, в центре которой находится узел A . Расстояния от квадратных (d_4) и шестиугольных (d_6) граней до центра элементарной ячейки Вигнера – Зейтца равны $d_4=a/2=b/\sqrt{3}$ и $d_6=\sqrt{3}a/4=b/2$ соответственно. Из рисунка следует, что

$$\cos \alpha = \frac{EB}{EA} = \sqrt{\frac{2}{3}}, \quad ED = \frac{d_6}{\cos \alpha} = \frac{b\sqrt{3}}{2\sqrt{2}} = \frac{b\sqrt{6}}{4}$$

и длина ребер граней $x_4 = x_6 = 2 \cdot DB = \sqrt{6}b/6$. Площади квадратных граней $S_4 = a^2/8 = b^2/6$, шестиугольных граней $S_6 = \sqrt{3}b^2/4$.

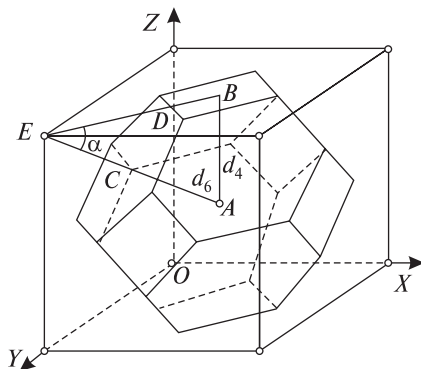


Рис. 133. Элементарная ячейка Вигнера – Зейтца натрия

Двугранный угол между шестиугольной и квадратной гранями

$$\varphi_1 = \frac{\pi}{2} + \alpha = \frac{\pi}{2} + \arccos \sqrt{\frac{2}{3}} = 125^\circ.$$

Двугранный угол между шестиугольными гранями равен

$$\varphi_2 = \pi - 2\alpha = \pi - 2\arccos \sqrt{\frac{2}{3}} = 109^\circ.$$

52. В центре элементарной ячейки Вигнера – Зейтца находится узел I (рис. 134). Плоскость P_1 проходит через середину отрезка, соединяющего атомы 1 и 2 , перпендикулярно ему и имеет индексы (101) . В ней располагается грань элементарной ячейки Вигнера – Зейтца $ABDF$, и ее расстояние до атома 1 равно $d = b/2 = 1,278 \text{ \AA}$. Плоскость P_2 (P_3) проходит через середину отрезка, соединяющего атомы 1 и 3 (1 и 4), перпендикулярна ему и имеет индексы $(0\bar{1}1)$ ($(01\bar{1})$). На пересечении плоскостей P_1 и P_2 находится ребро элементарной ячейки Вигнера – Зейтца AB . Его длина $AB = 1/2 AC = \sqrt{6}/2b = 3,130 \text{ \AA}$. Двугранный угол между гранями φ_0 , сопряженными по ребру AB , совпадает с двугранным углом между плоскостями (101) и $(0\bar{1}1)$ (или нормальными к ним), при

этом $\cos \varphi_1 = -0,5$ и $\varphi_1 = 120^\circ$. Двугранный угол между гранями, сочлененными вершиной, совпадает с двугранным углом между плоскостями (011) и $(01\bar{1})$. Он есть $\varphi_2 = 90^\circ$. Угол ψ между ребрами, принадлежащими одной и той же грани, можно найти из соотношения

$$\sin(\psi/2) = \frac{1}{2} \frac{BF}{AB}, \quad BF = \frac{a}{2}, \quad AB = \frac{\sqrt{3}}{4}a \quad \text{и} \quad \psi = 70,4^\circ.$$

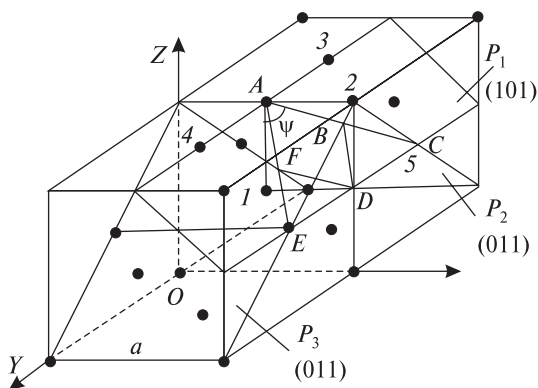


Рис. 134. Построение элементарной ячейки Вигнера – Зейтца меди

Площадь грани

$$S = \frac{1}{2} BF \cdot AD = \frac{\sqrt{2}}{8} a^2 = \frac{\sqrt{2}}{4} b^2 = 2,3 \text{ \AA}^2.$$

$$53. \quad b_1 = b_2 = \frac{2\sqrt{3}}{9a} = 1,444 \cdot 10^9 \text{ м}^{-1}, \quad b_3 = \frac{1}{3c} = 0,674 \cdot 10^9 \text{ м}^{-1}.$$

$$V_a = \frac{3\sqrt{3}a^2c}{2} = 9,128 \cdot 10^{-29} \text{ м}^3, \quad V_b = \frac{2\sqrt{3}}{9a^2c} = 1,096 \cdot 10^{28} \text{ м}^{-3}.$$

$$54. \quad \text{Концентрация вакансий } C_v = \exp\left(-\frac{E_f^v}{kT}\right) \left(\frac{\Delta S_f^v}{k}\right) = 7,9 \cdot 10^{-5}.$$

$$55. \quad \frac{C_v(T_2)}{C_v(T_1)} = \exp\left[\frac{E_f^v}{k} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)\right] = 1,2 \cdot 10^{12}.$$

56. Сила, с которой взаимодействуют две параллельные винтовые дислокации в расчете на единицу длины (1 м), определяется выражением $F = Gb^2/2\pi r$, где $b = \sqrt{3}/2a$. Поэтому $F = 3Ga^2/8\pi r = 0,083 \text{ Н}$.

57. Радиальная компонента силы (рис. 135)

$$F_r = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)L}.$$

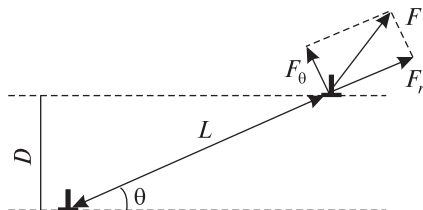


Рис. 135. Взаимодействие краевых дислокаций

Тангенциальная компонента силы

$$F_\theta = \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)} \frac{\sin(2\theta)}{L}.$$

Результирующая сила

$$F = \sqrt{F_r^2 + F_\theta^2} = \frac{Gb^2 \sqrt{1 + \sin^2(2\theta)}}{2\pi(1-\nu)L}.$$

Вектор Бюргерса дислокации $b = \sqrt{2}/2a$. Угол $\theta = \arcsin(D/L) = 30^\circ$. Именно поэтому

$$F = \frac{Ga^2 \sqrt{7}}{8\pi(1-\nu)L} = 0,036 \text{ Н.}$$

$$58. \quad b_1 = \frac{a\sqrt{3}}{2} = 2,51 \text{ \AA}; \quad b_2 = \frac{a\sqrt{6}}{3} = 2,37 \text{ \AA}; \quad b_3 = \frac{a\sqrt{3}}{6} = 0,84 \text{ \AA}.$$

$$59. \quad b_\alpha = \frac{a_\alpha \sqrt{3}}{2}; \quad b_\gamma = \frac{a_\gamma \sqrt{2}}{2}; \quad \frac{b_\gamma}{b_\alpha} = \frac{a_\gamma}{a_\alpha} \sqrt{\frac{2}{3}} = 1,025.$$

60. В плоскостях $\{111\}$ краевые полные дислокации имеют вектор Бюргерса $b = \frac{a}{2}\langle 110 \rangle$. Поскольку $a = \sqrt{2}d$, то $b = d$.

$$61. \quad b_1 = \frac{a\sqrt{3}}{2}, \quad b_2 = \frac{a\sqrt{6}}{3}, \quad b_3 = \frac{a\sqrt{3}}{6} \quad \text{и} \quad \varphi_1(\bar{b}_1 \wedge \bar{b}_2) = 90^\circ, \quad \varphi_2(\bar{b}_1 \wedge \bar{b}_3) = 0^\circ, \\ \varphi_3(\bar{b}_2 \wedge \bar{b}_3) = 90^\circ.$$

$$62. \quad \alpha_{12} = \alpha_{13} = 30^\circ.$$

63. Энергетически выгодными являются реакции а), б) и г). Реакция в) не ведет к энергетическому выигрышу.

64. Вектор Бюргерса исходной дислокации $b_1 = a/\sqrt{2}$, а вектор Бюргерса новых дислокаций $b_2 = a/\sqrt{6}$ и $b_3 = a/\sqrt{6}$. Выполняется условие $b_1^2 > b_2^2 + b_3^2$ $\left(\frac{a^2}{2} > \frac{a^2}{6} + \frac{a^2}{6} \right)$, т. е. расщепление дислокации энергетически выгодно.

65. Возможно, так как происходит уменьшение энергии в 1,8 раза.

66. Реакция расщепления имеет вид $\frac{1}{2}a[111] \rightarrow \frac{1}{3}a[112] + \frac{1}{6}a[11\bar{1}]$, т. е. вектор Бюргерса второй дислокации $b_2 = \frac{a}{6}[11\bar{1}]$.

67. Вектор Бюргерса дислокации $b = a\sqrt{2}/2$ и угол разориентировки соседних блоков $\varphi = b/L = a\sqrt{2}/2L = 35'$.

68. $b = \theta \cdot L = 0,39$ нм.

69. Из схемы расположения атомных плоскостей (рис. 136) следует $L = na_1 = (n-1)a_2$ ($n, n-1$ – число плоскостей между соседними структурными дислокациями в обеих фазах соответственно), $n = 101, L = 303$ Å.

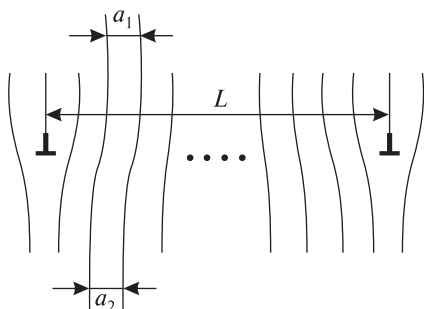


Рис. 136. Расположение атомных плоскостей между структурными дислокациями

70. Равновесная концентрация ступенек определяется выражением $c_j = \exp(-U_j/kT)$. Поэтому при $T_1 = 290$ К $c_{j1} = 0,018$, а при $T_2 = 900$ К $c_{j2} = 0,28$.

71. Направления, совпадающие с линиями скольжения на гранях (001) и (010) монокристалла, имеют индексы $[110]$, $[1\bar{1}0]$ и $[101]$, $[10\bar{1}]$ соответственно. Ребро, образованное этими гранями, параллельно направлению $[100]$ (рис. 137). Угол между линиями скольжения и ребром равен $\alpha = 45^\circ$.

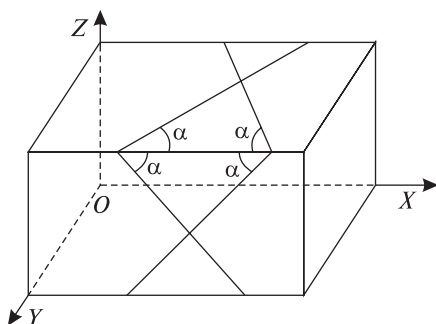


Рис. 137. Положение линий скольжения

72. Происходит двойникование в олове, которое сопровождается эмиссией звука.

73. Число двойнивающих дислокаций вдоль границы двойника с матрицей равно $L\rho_d$ (ρ_d — плотность двойнивающих дислокаций). Тогда $h = L\rho_d$ и $\rho_d = h/La = 4 \cdot 10^6 \text{ м}^{-1}$ (рис. 138).

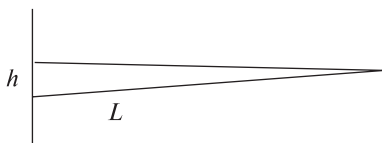


Рис. 138. Клиновидный двойник

74. Из рис. 139 следует, что $\text{tg}\gamma = b/a$. Однако $b = \text{ctg}\beta$ и $a = c\sin\alpha$. Поэтому $\text{tg}\gamma = \text{tg}\beta/\sin\alpha$.

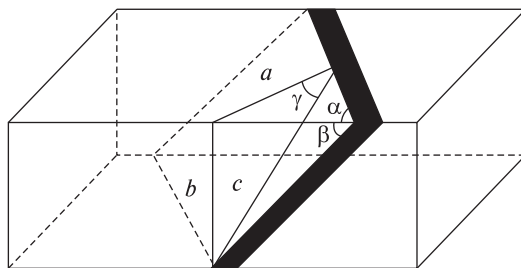


Рис. 139. Расположение двойника в кристалле

75. Направления пересечения граней, совпадающих с плоскостью (010), и двойниковых пластин вычисляются по правилу нахождения осей

зон, образованных плоскостью (100) и плоскостями {112}. Их индексы: $[101]$, $[10\bar{1}]$, $[102]$, $[10\bar{2}]$, $[201]$, $[20\bar{1}]$. Соответствующие направления приведены на рис. 140. Углы между направлениями: 36,9; 53,1; 78,5 и 90°.

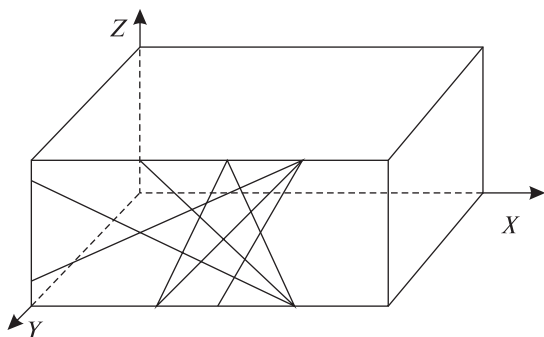


Рис. 140. Выход двойниковых пластин на поверхность кристалла

77. Температуру начала рекристаллизации оценивают по правилу Бочвара: $T_p = 0,35T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления металла в абсолютной шкале).

$$T_{pPb} \approx 210 \text{ K} \approx -60^\circ \text{C}, T_{pAl} \approx 330 \text{ K} \approx 60^\circ \text{C}, T_{pCu} \approx 470 \text{ K} \approx 200^\circ \text{C}.$$

78. В 3 раза.

79. Уменьшение твердости обусловлено уменьшением плотности дислокаций. Изменение удельного электросопротивления на первом этапе целесообразно связать с отжигом вакансионных дефектов.

80. Нет.

81. Если при полигонизации образуются отдельные крупные субзерна, растущие за счет соседей, увеличивающие угловую разориентировку на своей границе и превращающиеся в центры кристаллизации, то она способствует рекристаллизации. Однако если в деформированном металле одновременно по всему объему и с одинаковой скоростью образуются и растут субзерна, то они могут достичь большой величины и высокого совершенства, а границы между ними останутся малоугловыми. Такая полигонизация задерживает рекристаллизацию.

82. Кинетика рекристаллизации для крупных деформированных изделий описывается уравнением $x(t) = 1 - \exp(-At^4)$.

Поэтому

$$\xi_1 = 1 - \exp(-At_1^4) \text{ и } \xi_2 = 1 - \exp(-At_2^4) \text{ и } t_2 = t_1 \left[\frac{\ln(1 - \xi_2)}{\ln(1 - \xi_1)} \right]^{1/4} = 28 \text{ мин.}$$

83. $t_2 = 66$ мин; $t_3 = 219$ мин.

84. $\bar{D}(t) = 0,16t^{0,5}$.

85. $\bar{d} = 0,18$ мм; $S = 19$ мм⁻¹; $\Delta S = 2$ мм⁻¹ ($t = 1,65$; $P = 0,9$).

86. $N = 28$ мм⁻³; $\lambda = 0,33$ мм.

87. $V_\alpha = 0,08$; $\sigma = 0,03$; $D = 0,0009$; $\delta = 0,4$; $\Delta V_\alpha = 0,02$.

88. $\Delta V_\alpha = 0,14$; $\sigma = 0,074$; $D = 0,0055$; $\delta = 0,53$; $\Delta V_\alpha = 0,04$.

89. $L = 1400$ мм⁻²; $\sigma = 260$ мм⁻²; $D = 69\,500$ мм⁻⁴; $\varepsilon = 14$ %.

90. $S = 5,3$ мм⁻¹; $\sigma = 2$ мм⁻¹; $D = 3,9$ мм⁻²; $\delta = 0,37$; $\Delta S = 1,4$ мм⁻¹.

91. $L = 3 \cdot 10^6$ мм²; $\varepsilon = 40$ %.

92. Вариант А: $V_\alpha = 0,038$; $\sigma = 0,015$; $D = 2,2 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,39$; $\Delta V_\alpha = 0,003$.

Вариант Б: $V_\alpha = 0,066$; $\sigma = 0,023$; $D = 5,3 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,35$; $\Delta V_\alpha = 0,004$.

Вариант В: $V_\alpha = 0,091$; $\sigma = 0,011$; $D = 1,2 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,12$; $\Delta V_\alpha = 0,006$.

Вариант Г: $V_\alpha = 0,190$; $\sigma = 0,048$; $D = 23 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,25$; $\Delta V_\alpha = 0,006$.

Вариант Д: $V_\alpha = 0,195$; $\sigma = 0,045$; $D = 20 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,23$; $\Delta V_\alpha = 0,007$.

93. Вариант А: $V_\pi = 0,016$; $\sigma = 2,5 \cdot 10^{-3}$; $D = 6,3 \cdot 10^{-6}$; $\delta = 0,16$; $\Delta V_\pi = 0,012$;

$S_\pi = 9,60$ мм⁻¹; $\sigma = 2,1$ мм⁻¹; $D = 4,4$ мм⁻²; $\delta = 0,27$; $\Delta S_\pi = 0,73$ мм⁻¹.

Вариант Б: $V_\pi = 0,044$; $\sigma = 1,2 \cdot 10^{-2}$; $D = 1,4 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,27$; $\Delta V_\pi = 0,011$;

$S_\pi = 10,4$ мм⁻¹; $\sigma = 1,9$ мм⁻¹; $D = 3,8$ мм⁻²; $\delta = 0,19$; $\Delta S_\pi = 0,7$ мм⁻¹.

Вариант В: $V_\pi = 0,133$; $\sigma = 3,4 \cdot 10^{-2}$; $D = 1,2 \cdot 10^{-3}$; $\delta = 0,25$; $\Delta V_\pi = 0,011$;

$S_\pi = 10,8$ мм⁻¹; $\sigma = 1,8$ мм⁻¹; $D = 3,4$ мм⁻²; $\delta = 0,17$; $\Delta S_\pi = 0,7$ мм⁻¹.

94. Сплав А: $V_\alpha = 0,109$; $\sigma = 1,2 \cdot 10^{-3}$; $D = 1,4 \cdot 10^{-6}$; $\delta = 1,1 \cdot 10^{-2}$; $\varepsilon = 1,1$ %.

Сплав Б: $V_\alpha = 0,117$; $\sigma = 1,3 \cdot 10^{-3}$; $D = 1,7 \cdot 10^{-4}$; $\delta = 0,11$; $\varepsilon = 0,8$ %.

95. Сплав А: $S = 11$ мм⁻¹; $\sigma = 4,6$ мм⁻¹; $D = 21$ мм⁻²; $\delta = 0,43$; $\Delta S = 2$ мм⁻¹.

Сплав Б: $S = 24$ мм⁻¹; $\sigma = 6,6$ мм⁻¹; $D = 43$ мм⁻²; $\delta = 0,27$; $\Delta S = 3$ мм⁻¹.

Сплав В: $S = 42$ мм⁻¹; $\sigma = 6,6$ мм⁻¹; $D = 43$ мм⁻²; $\delta = 0,16$; $\Delta S = 4$ мм⁻¹.

Сплав Г: $S = 34$ мм⁻¹; $\sigma = 12$ мм⁻¹; $D = 145$ мм⁻²; $\delta = 0,35$; $\Delta S = 4$ мм⁻¹.

Сплав Д: $S = 40$ мм⁻¹; $\sigma = 13$ мм⁻¹; $D = 172$ мм⁻²; $\delta = 0,32$; $\Delta S = 4$ мм⁻¹.

96. $S_1/S_2 = 5$.

97. Сплав А: $L = 1,04 \cdot 10^6$ см⁻²; $\sigma = 0,15 \cdot 10^6$ см⁻²; $D = 2,2 \cdot 10^{10}$ см⁻⁴;
 $\delta = 0,14$; $\varepsilon = 0,05$; $\Delta L = 5 \cdot 10^4$ см⁻²;

Сплав Б: $L = 1,67 \cdot 10^6$ см⁻²; $\sigma = 0,72 \cdot 10^5$ см⁻²; $D = 0,52 \cdot 10^{10}$ см⁻⁴;

$\delta = 0,043$; $\varepsilon = 0,04$; $\Delta L = 7 \cdot 10^4$ см⁻²;

Сплав В: $L = 1,31 \cdot 10^6$ см⁻²; $\sigma = 0,19 \cdot 10^6$ см⁻²; $D = 3,526 \cdot 10^{10}$ см⁻⁴;

$\delta = 0,15$; $\varepsilon = 0,05$; $\Delta L = 7 \cdot 10^4$ см⁻².

98. Молибден имеет ОЦК-структуру, для которой структурный фактор $F^2(200)$ отличен от нуля, а $F^2(100) = F^3(300) = 0$.

99. Для меди структурный фактор $F^2(111)$ отличен от нуля, а для α -Fe равен нулю.

100. Максимальный порядок отражения от плоскости (111) определяется целой частью выражения $2d_{111}/\lambda_{\text{Cu}}$. Однако $d_{111} = a/\sqrt{3}$ и $n = 2$, т. е. наблюдаются отражения 111 и 222.

101. Значения углов (в масштабе 2θ), при которых наблюдаются дифракционные линии для поликристалла цинка:

- 0002 – 36,3°; $10\bar{1}0$ – 39°; $10\bar{1}1$ – 43,2°; $10\bar{1}2$ – 54,3°;
- $10\bar{1}3$ – 70,1°; $11\bar{2}0$ – 70,6°; 0004 – 77,1°; $11\bar{2}2$ – 82,1°;
- $10\bar{2}0$ – 83,7°; $20\bar{2}1$ – 86,5°; $10\bar{1}4$ – 89,9°; $20\bar{2}3$ – 109,1°;
- $10\bar{1}5$ – 115,8°; $11\bar{2}4$ – 116,3°.

102. Для алюминия должны наблюдаться отражения 111, 200, 220, 311, 222, 400, 331, 420 при углах, находящихся из соотношения $\sin \theta = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$, т. е. при 2θ , равном 44,9; 52,5; 77,4; 94,3; 99,9; 124,6; 148,6 и 162,5° соответственно.

103. Для кубического кристалла

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \text{ и } h^2 + k^2 + l^2 = \frac{(2a \sin \theta)^2}{\lambda^2} = 2,$$

т. е. $h = 1, k = 1, l = 0$.

104. Для вещества с кубической структурой $d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$ и $2a \sin \theta = \lambda \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$. Поэтому ряд отношений $\sin^2 \theta_i / \sin^2 \theta_1$ для приведенных отражений имеет вид 1 : 1, 33 : 2, 67 : 3, 67 : 4, 05 : 5, 41. Такой ряд характерен для отражений вещества с ГЦК-структурой, т. е. отражения имеют индексы 111, 200, 220, 222, 311 и 400. Параметр элементарной ячейки равен $a = 6,08 \text{ \AA}$.

105. При нагреве деформированного металла произошла рекристаллизация, после которой ориентация новых зерен отличается от ориентации деформированных зерен.

106. Закаленный сплав находится в неупорядоченном состоянии. Отжиг закаленного сплава приводит к возникновению упорядочения, обуславливающего появление дополнительных отражений по двум причинам. Одни отражения, ранее запрещенные из-за того, что для них структурный множитель в неупорядоченном состоянии равен нулю

и отличен от нуля для упорядоченного состояния. Другие отражения, расположенные в области малых углов, обусловлены увеличением периода кристаллической решетки.

107. При отжиге деформированного кристалла происходит полигонизация, вызывающая его разбиение на ряд неискаженных субзерен.

108. При отдыхе происходит снятие микронапряжений.

109. Отжиг при температуре T_1 ведет к сужению дифракционных линий, ослаблению фона и некоторому увеличению их интенсивности, что указывает на снятие микроискажений, статических искажений и увеличение размера субзерен. Отжиг при температуре T_2 вызывает изменение соотношения интенсивностей дифракционных линий, что свидетельствует о прошедшей рекристаллизации, вызвавшей переориентацию кристаллитов.

$$\mathbf{110.} \left(\frac{\Delta d}{d} \right) = \frac{\beta}{4 \operatorname{tg} \theta} = 0,6 \cdot 10^{-3}.$$

111. В образце, полученном спеканием, влиянием микронапряжений из-за их малости можно пренебречь. Тогда $D = \frac{\lambda}{\cos \theta} = 900 \text{ \AA}$.

112. Дифракционные линии 110 и 220 находят при $\theta_1 = 22,3^\circ$ и $\theta_2 = 49,5^\circ$. Для этих линий

$$\beta_1 \cos \theta_1 = \frac{\lambda}{D} + 4 \left(\frac{\Delta d}{d} \right) \cos \theta_1 \text{ и } \beta_2 \cos \theta_2 = \frac{\lambda}{D} + 4 \left(\frac{\Delta d}{d} \right) \cos \theta_2.$$

Решение системы уравнений: $D = 1,1 \cdot 10^{-7} \text{ м}$, $\left(\frac{\Delta d}{d} \right) = 0,8 \cdot 10^{-3}$.

113. $\beta_{110} = 0,22^\circ$; $\beta_{220} = 0,41^\circ$; $\beta_{330} = 1,69^\circ$.

114. 1) $D = 1200 \text{ \AA}$, $\left(\frac{\Delta d}{d} \right) = 0,8 \cdot 10^{-3}$; 2) $D = 1200 \text{ \AA}$, $\left(\frac{\Delta d}{d} \right) = 0,6 \cdot 10^{-3}$;
3) $D = 1000 \text{ \AA}$, $\left(\frac{\Delta d}{d} \right) = 0,7 \cdot 10^{-3}$; 4) $D = 1000 \text{ \AA}$, $\left(\frac{\Delta d}{d} \right) = 1 \cdot 10^{-3}$.

115. Полюсные плотности дифракционных линий рассчитываются по формуле

$$P_{hkl} = \frac{n(I_{hkl} / I_{h'k'l'}^3)}{\sum_{h'k'l'} (I_{hkl} / I_{h'k'l'}^3)}.$$

Результаты расчета представлены в табл. 10.

В фольге (1) сформирована текстура $(10\bar{1}2)$, в фольге (2) — (0009), в фольге (3) — двойная текстура $(10\bar{1}2) + (0009)$.

Полюсные плотности дифракционных линий фольги сурьмы

Материал	Дифракционная линия									
	$10\bar{1}2$	$10\bar{1}4$	$11\bar{2}0$	$10\bar{1}5$	$20\bar{2}2$	$10\bar{1}7$	$20\bar{2}5$	$21\bar{3}0$	$12\bar{3}5$	0009
Фольга (1)	5,9	0,5	0,3	0,6	0,4	0,5	0,5	0,4	0,4	0,5
Фольга (2)	1,3	0,7	0,4	0,9	0,7	1,1	0,6	0,8	0,6	2,9
Фольга (3)	3,0	0,5	0,3	0,9	0,4	0,8	0,3	0,4	0,4	2,9

116. $1 \rightarrow 2$ – сублимация, $3 \rightarrow 4$ – плавление и испарение, $5 \rightarrow 6$ – кристаллизация и сублимация, $7 \rightarrow 8$ – конденсация.

117. а) $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} \rightarrow \delta\text{-Fe} \rightarrow \text{жидкость}$;

б) $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \varepsilon\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} \rightarrow \text{жидкость}$.

118. Известно, что энтропия $S = -\left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_V$. Поэтому

$$\left(\frac{\partial^2 F}{\partial T^2}\right)_V = -\left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_V < 0,$$

так как с увеличением температуры энтропия S растет.

119. При сублимации происходит увеличение энергии и изменение энтальпии $\Delta H > 0$. Газообразное состояние более беспорядочно, чем кристаллическое, и $\Delta S > 0$. Но $\Delta G < 0$, поэтому $\Delta H < T\Delta S$ (T – температура).

120. $\delta A = p(V_\alpha - V_\beta) = pM\left(\frac{1}{p_\alpha} - \frac{1}{p_\beta}\right) = 0,47 \text{ Дж}$.

121. Согласно уравнению Клапейрона – Клаузиса, $\frac{dp}{dT} = \frac{L}{T(V_\text{ж} - V_\text{т})}$, где L – теплота плавления. Для вещества A $dp/dT > 0$ и $V_\text{т} < V_\text{ж}$, для вещества B $dp/dT > 0$ и $V_\text{т} > V_\text{ж}$.

122. Из условия $s \frac{\partial S_\text{см}}{\partial c} \Big|_{c_1} = 0$ находится концентрация c_1 , при которой $S_\text{см}$ максимально:

$$\frac{\partial S_\text{см}}{\partial c} \Big|_{c_1} = \ln c_1 + 1 - \ln(1 - c_1) - 1 = 0, \quad c_1 = 0,5, \quad S_\text{см}(c_1) = 5,8 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К}).$$

123. Основными факторами, влияющими на вид диаграммы состояния, являются взаимная растворимость компонентов в твердом и жидком состояниях, их способность образовывать соединение или испытывать аллотропное превращение.

124. Нет. Число фаз, которые находятся в равновесии, определяется из уравнения Гиббса: $f = k + 1 - c$, т. е. $f_{\max} = 3$ при $c = 0$.

125. Длина ступеньки кривой охлаждения чистого металла определяется его массой, удельной теплотой кристаллизации и скоростью отвода тепла при кристаллизации.

126. Число степеней свободы при указанных превращениях определяется исходя из правила Гиббса: $k = 2, f = 3$ и $c = 2 - 3 + 1 = 0$.

127. Al—1,84 ат. % Cu.

128. Al—12,4 ат. % Sb.

129. $m_4/m_{12} = 0,73$.

130. Bi—11,5 ат. % Sb.

131. $m_{\text{м}}/m_{\text{спл}} = 4$.

132. Меди — 75,4 г; сплава Cu—10 ат. % Cd — 24,6 г.

133. 20 ат. % A + 80 ат. % B.

134. На рис. 141, 142 представлены кривая охлаждения сплава состава c_1 и графики зависимости долей жидкой и твердой фаз от температуры.

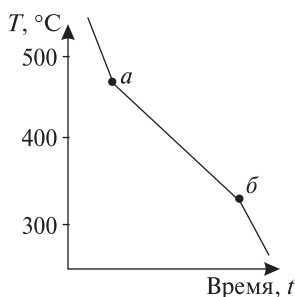


Рис. 141. Кривая охлаждения сплава состава c_1

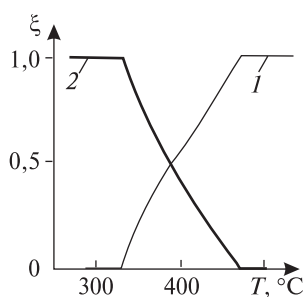


Рис. 142. Графики зависимости долей жидкой (I) и твердой (2) фаз от температуры

135. На рис. 143 приведены кривые охлаждения для сплавов состава c_1, c_2, c_3, c_4 и c_5 . Графики зависимости долей жидкой и твердых фаз от температуры для сплавов c_1, c_2 и c_3 представлены на рис. 144.

136. Графики зависимости долей жидкой и твердой фаз от состава при температуре T_1 и T_2 представлены на рис. 145.

137. Кривые охлаждения для сплавов составов c_1, c_2, c_3, c_4 и c_5 приведены на рис. 146. Графики зависимости долей жидкой и твердых фаз от температуры изображены на рис. 147.

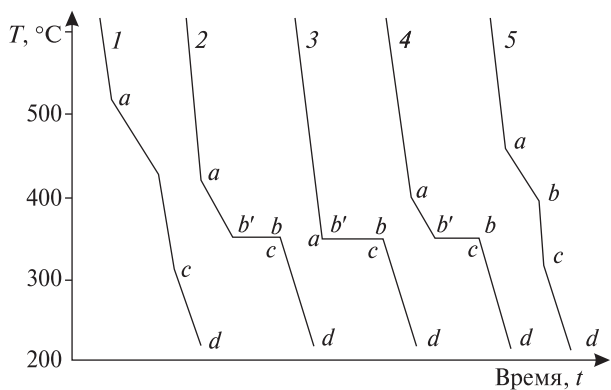


Рис. 143. Кривые охлаждения сплава составов c_1 (1), c_2 (2), c_3 (3), c_4 (4) и c_5 (5)

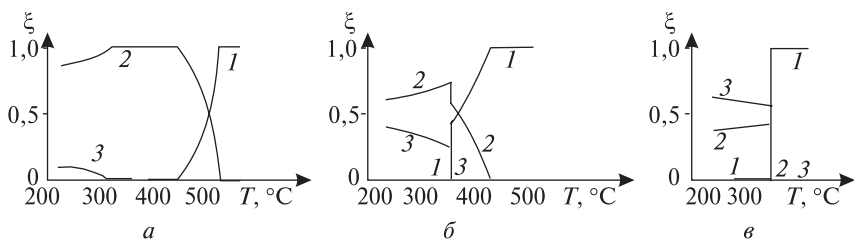


Рис. 144. Зависимости долей жидкой (1), твердых α - (2) и β -фаз (3) от температуры для сплавов составов c_1 (а), c_2 (б), c_3 (в)

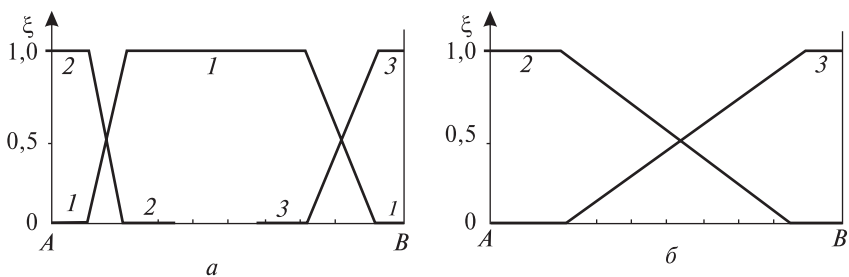


Рис. 145. Зависимости долей жидкой (1), твердых α - (2) и β -фаз (3) от состава при температуре T_1 (а) и T_2 (б)

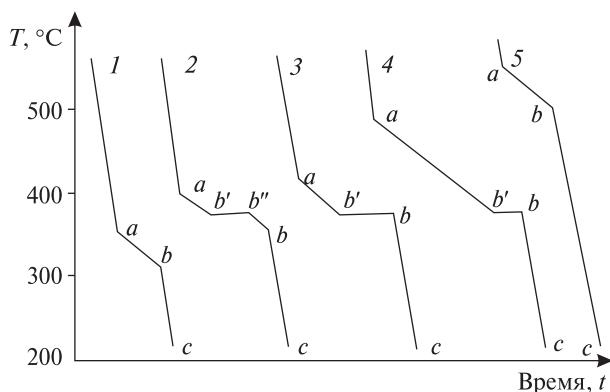


Рис. 146. Кривые охлаждения для сплавов составов c_1 (1), c_2 (2), c_3 (3), c_4 (4) и c_5 (5)

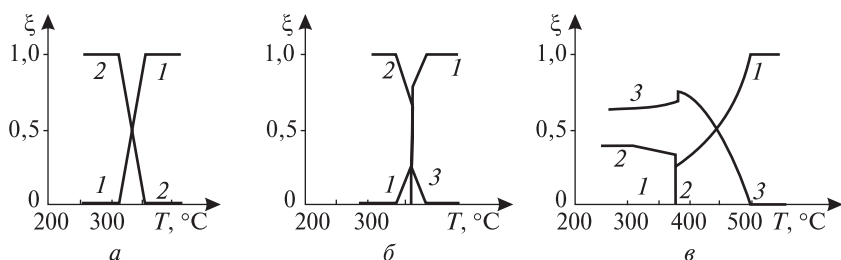


Рис. 147. Зависимости долей жидкой (1) и твердых α - (2) и β -фаз (3) от температуры для сплавов составов c_1 (а), c_2 (б), c_4 (в)

138. Фазовый состав системы $A - B$ указан на диаграмме состояния (рис. 148). В данной системе наблюдаются кристаллизация, эвтектидное превращение и распад твердого раствора. На рис. 149 приведены кривые охлаждения для сплавов составов c_1 , c_2 , c_3 и c_4 .

139. В сплаве состава c_2 содержится большая доля химического соединения, чем в сплаве состава c_1 . На рис. 150 приведен график зависимости долей твердых фаз от количества компонентов B в сплаве при температуре T_1 .

140. $S_2/S_1 = d_1/d_2 = 6$.

141. На рис. 151 представлены графики концентрационных зависимостей свободных энергий от состава жидкой (1), твердых α - (2) и β -фаз (3).

142. На рис. 152 представлены зависимости свободных энергий от состава жидкой (1), твердых α - (2) и β -фаз (3).

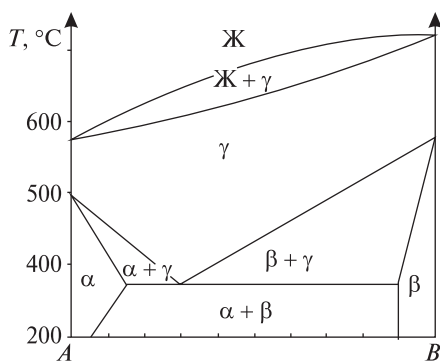


Рис. 148. Диаграмма состояния системы $A - B$

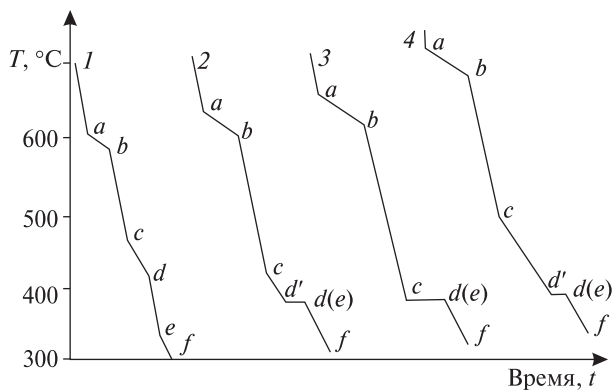


Рис. 149. Кривые охлаждения для сплавов составов c_1 (1), c_2 (2), c_3 (3) и c_4 (4)

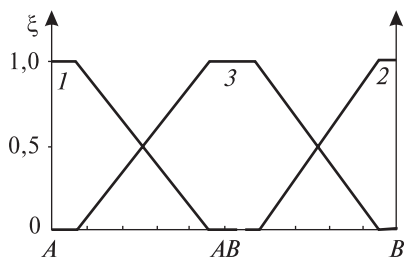


Рис. 150. Зависимость долей α -фазы (1), β -фазы (2) и соединения AB (3) от состава

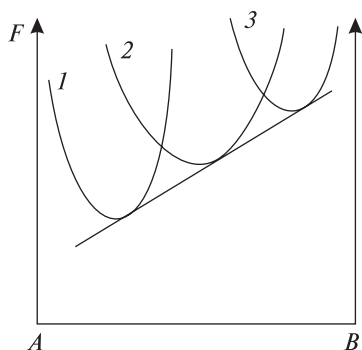


Рис. 151. Зависимости свободных энергий жидкой (1), твердых α - (2) и β -фаз (3) от состава

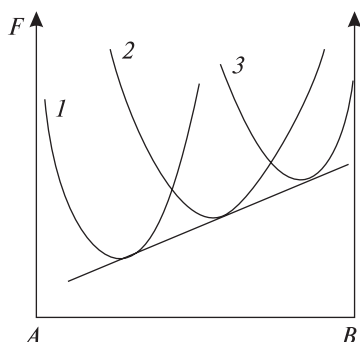


Рис. 152. Зависимости свободных энергий жидкой (1), твердых α - (2) и β -фаз (3) от состава

143. На рис. 153 представлены зависимости свободных энергий от состава жидкой (1) и твердой (2) фаз.

144. а) 70 % A + 10 % B + 20 % C; б) 50 % A + 20 % B + 30 % C; в) 20 % A + 40 % B + 40 % C; г) 30 % A + 60 % B + 10 % C.

145. На рис. 154 указаны сплавы составов а, б, в и г.

146. С увеличением номера группы легирующего элемента предельная электронная концентрация достигается при меньшей его концентрации.

147. Система Cd – Cu характеризуется менее благоприятным размерным фактором компонентов, чем система Cu – Zn.

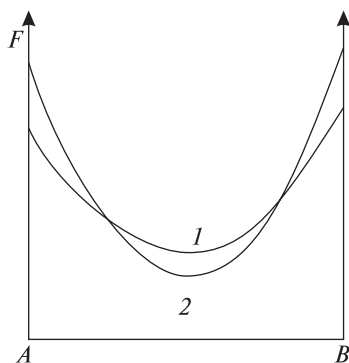
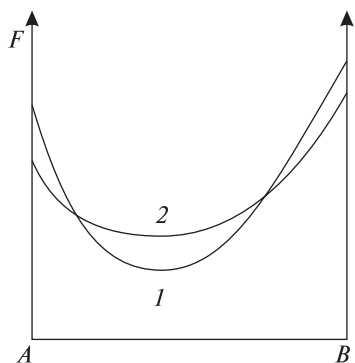


Рис. 153. Зависимости свободных энергий жидкой (1) и твердой (2) фаз от состава

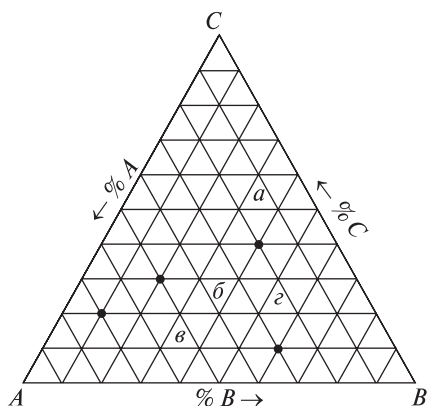


Рис. 154. Концентрационный
треугольник
тройной системы $A - B - C$

148. К β -фазе относятся: CuBe , CuZn , Cu_3Al ; к γ -фазе — Cu_5Zn_8 , Cu_9Al_4 , Cu_5Cd_8 , Cu_9Ga_4 , $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$; к ε -фазе — Cu_3Sn .

149. $n_e = 3/2$ для CuZn и Cu_5Sn ; $n_e = 21/13$ для Cu_5Zn_8 ; $n_e = 7/4$ для CuZn_3 и Cu_3Sn .

150. В объеме $V = 1 \text{ м}^3$ число атомов

$$N = \frac{\rho N_A}{M_{\text{ср}}},$$

где $M_{\text{ср}} = \frac{100}{\frac{99,2}{M_{\text{Fe}}} + \frac{0,8}{M_{\text{C}}}} = 0,05426 \text{ кг/моль}$. Число атомов в элементарной

ячейке $n = \frac{N}{N_{\text{я}}} = \frac{N_A \rho a^3}{M_{\text{ср}}} = 4,15$, т. е. будет раствор внедрения ($N_{\text{я}} = a^{-3}$).

151. $N = \frac{4,2}{53} \frac{3}{4\pi R^3} = 2,3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$.

152. Число частиц второй фазы в 1 м^3 равно $N_{\text{ч}} = \frac{0,15}{4\pi r^3}$ (r — радиус частиц). Зависимость свободной энергии от радиуса частиц: $F_s = \frac{0,15\gamma}{r}$.

153. $\Delta F = -4,8 \cdot 10^4 \text{ Дж/м}^3$.

154. $\Delta F = -0,42 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3$.

155. Изменение свободной энергии при образовании зародыша новой фазы из n атомов: $\Delta F = -n\Delta f + \eta\gamma n^{2/3}$ (Δf — движущая сила фазо-

вого превращения; η — геометрический фактор; γ — удельная поверхностная энергия межфазной границы). Для критического зародыша

$$n_c^{1/3} = \frac{2\eta\gamma}{3\Delta f} \text{ и } \Delta F_c = \frac{4}{27} \frac{\eta^3 \gamma^3}{\Delta f^2}. \text{ Поверхностная энергия критического зародыша } (\Delta F_s)_c = \frac{9}{4} \frac{\eta^3 \gamma^3}{\Delta f^2}. \text{ Из сравнения двух последних выражений следует } \Delta F_c = \frac{1}{3} (\Delta F_s)_c.$$

156. Для кубического зародыша со стороной a : $a^3 = nv_\alpha$ (n — число атомов; v_α — атомный объем) и $a^2 = (nv_\alpha)^{2/3}$.

$$\Delta F_s = 6a^2\gamma = 6v_\alpha^{2/3}\gamma n^{2/3} = \eta\gamma n^{2/3},$$

т. е. $\eta = 6v_\alpha^{2/3}$. Для шарообразного зародыша радиусом r $\frac{4\pi}{3}r^3 = nv_\alpha$ и $r^3 = \frac{3nv_\alpha}{4\pi}$. $\Delta F_s = 4\pi r^2\gamma = 4\pi \left(\frac{3v_\alpha n}{4\pi}\right)^{2/3} = \eta\gamma n^{2/3}$, т. е. $\eta = \sqrt[3]{36\pi v_\alpha^2}$.

157. Объем сегмента (рис. 155)

$$V = \pi h^2 \left(r - \frac{h}{3}\right) = \frac{\pi r^3}{3} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) = \eta_\alpha r^3$$

и

$$\eta_\alpha = \frac{\pi}{3} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta).$$

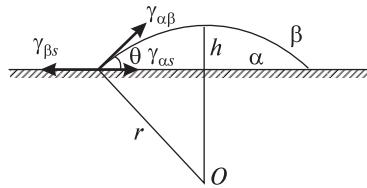


Рис. 155. Образование зародыша новой фазы на поверхности

Площадь сферической части сегмента $S_1 = 2\pi rh = 2\pi r^2(1 - \cos\theta)$ и $\eta_{\alpha\beta} = 2\pi(1 - \cos\theta)$. Площадь круга сегмента $S_2 = \pi r^2 \sin^2\theta$ и $\eta_{\alpha s} = \pi \sin^2\theta$.

158. При гомогенном зарождении $I_v = 10^{36} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$ и $\Delta F_c = 7,3 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 4,6 \text{ эВ}$.

159. Скорости зародышеобразования на грани, ребре и вершине зерна: $I_B = 10^{30} \exp(-\Delta F_B/kT)$, $I_E = 10^{24} \exp(-\Delta F_E/kT)$ и $I_C = 10^{18} \times \exp(-\Delta F_C/kT) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$. Энергия активации образования критического зародыша: 1) на грани $\Delta F_B = 5,6 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 3,5 \text{ эВ}$; 2) ребре $\Delta F_E = 4,1 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 2,5 \text{ эВ}$; 3) вершине $\Delta F_C = 2,5 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 1,6 \text{ эВ}$.

160. а) $I_B(\pi/3)/I_v = 4,3 \cdot 10^{14}$; б) $I_B(\pi/4)/I_v = 3,3 \cdot 10^{20}$; в) $I_B(\pi/6)/I_v = 1,6 \cdot 10^{23}$.

161. При постоянной скорости зародышеобразования

$$\xi_1 = 1 - \exp(-A_1 t_1^4) \text{ и } \xi_2 = 1 - \exp(-A_1 t_2^4), A_1 = \text{const.}$$

Поэтому $t_2 = t_1 (\ln(1 - \xi_2)/\ln(1 - \xi_1))^{1/4} = 16,5 \text{ мин}$. Если в металле все имеющиеся зародыши начинают расти с момента фазового превращения, то $\xi_1 = 1 - \exp(-A_2 t_1^3)$ и $\xi_2 = 1 - \exp(-A_2 t_2^3)$, а $t_2 = t_1 (\ln(1 - \xi_2)/\ln(1 - \xi_1))^{1/3} = 19,4 \text{ мин}$ ($A_2 = \text{const}$).

162. График зависимости $\xi(t)$, построенный по рассчитанным значениям $\xi_i(t_i)$, приведен на рис. 156.

163. Химическая формула цементита — Fe_3C , т. е. в нем содержится 25 ат. % или 6,67 мас. % углерода.

164. Перитектическое превращение происходит при 1490, эвтектическое — при 1147, эвтектоидное — при 727 °С.

165. В области $QPSKL$ устойчивыми фазами являются феррит и цементит, а в области GPS — феррит и аустенит.

166. Ледебурит при $T > 727 \text{ °С}$ состоит из аустенита и цементита, а при $T < 727 \text{ °С}$ — из феррита и цементита.

167. Согласно правилу Гиббса, число степеней свободы при кристаллизации $c = 1$ ($f = 2, k = 2$), а при эвтектоидном превращении $c = 0$ ($f = 3, k = 2$).

168. Кривые охлаждения углеродистой стали, содержащей различное количество углерода, представлены на рис. 157.

169. Согласно правилу отрезков, $m_\phi/m_\psi = (6,67 - 0,8)/0,8 = 7,3$. Но $d_\phi/d_\psi = m_\phi/m_\psi$ и $d_\phi/d_\psi = 7,3$.

170. 9.

171. Графики зависимости долей жидкой и твердой фаз от температуры для углеродистой стали, содержащей 2 % углерода, представлены на рис. 158.

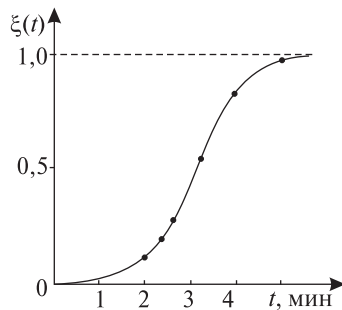


Рис. 156. Зависимость $\xi(t)$

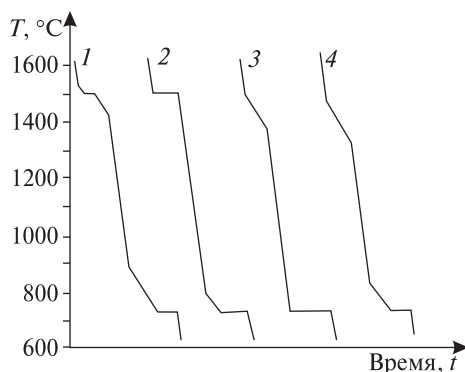


Рис. 157. Кривые охлаждения для сталей, содержащих 0,2 (1), 0,5 (2), 0,8 (3) и 1,2 % С (4)

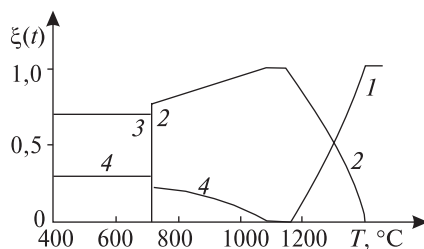


Рис. 158. Зависимости долей жидкости (1), аустенита (2), феррита (3) и цементита (4) от температуры для стали, содержащей 2 % углерода

172. а) Количество перлита — 56 %, феррита — 44 %; б) количество цементита — 7 %, феррита — 93 %.

173. В стали *а* углерод находится практически полностью в перлите; его концентрация равна 0,48 мас. %. В стали *б* углерод находится в перлите и цементите; его концентрация — 1,97 мас. %.

174. В стали содержится 2 % цементита и 98 % феррита; концентрация углерода в стали равна 0,15 мас. %.

175. Доля цементита в стали равна 23 %, а концентрация углерода — 1,5 мас. %.

176. На рис. 159 представлены графики зависимости долей феррита и цементита от содержания углерода в углеродистых сплавах железа.

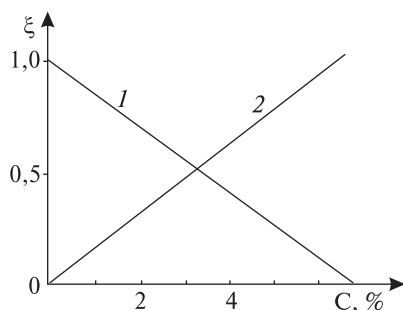


Рис. 159. Зависимости долей феррита (1) и цементита (2) от концентрации углерода в углеродистых сплавах железа

177. График зависимости доли перлита от содержания углерода в углеродистых сплавах железа приведен на рис. 160.

178. Графики зависимости долей аустенита и цементита в чугунах, содержащем 3 мас. % С, от температуры приведены на рис. 161.

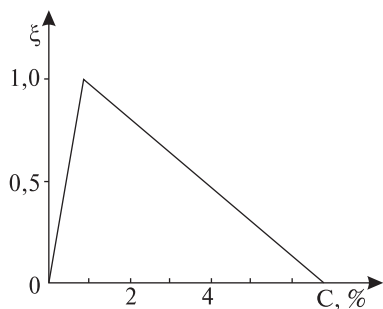


Рис. 160. Зависимость доли перлита от содержания углерода в углеродистых сплавах железа

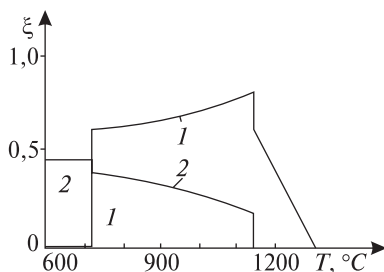


Рис. 161. Зависимости долей аустенита (1) и цементита (2) от температуры

$$179. \xi_2 = 1 - \exp \left[\left(\frac{t_2}{t_1} \right)^4 \ln(1 - \xi_1) \right] = 0,97.$$

$$180. t_i = t_1 \left(\frac{\ln(1 - \xi_i)}{\ln(1 - \xi_1)} \right)^{1/4}; \quad t_2 = 1,71, \quad t_3 = 1,84, \quad t_4 = 2,16 \text{ мин.}$$

181. Степень тетрагональности решетки $c/a = 1,000 \pm 0,045 C$ (C – концентрация углерода в мас. %).

$$\left(\frac{c}{a}\right)_2 - \left(\frac{c}{a}\right)_1 = 0,045(C_2 - C_1) \text{ и } C_2 - C_1 = \frac{(c/a)_2 - (c/a)_1}{0,045} = 1 \text{ мас. \%}.$$

182. При нагреве перлит превращается в аустенит. При закалке часть аустенита превращается в мартенсит. При отпуске мартенсит и остаточный аустенит превращаются в феррит и карбиды.

183. При переохлаждении аустенита толщина пластины определяется конкуренцией двух факторов: 1) с уменьшением толщины пластин уменьшаются диффузионные пути, перераспределение компонентов происходит более полно, что приводит к большему изменению свободной энергии; 2) уменьшение толщины пластин обуславливает возрастание площади межфазной границы и поверхностной энергии. Устанавливается такое межпластинчатое расстояние, при котором скорость роста, определяемая указанными факторами, максимальна. Поэтому с увеличением переохлаждения межпластинчатое расстояние уменьшается.

184. Размер аустенитного зерна увеличивается с ростом температуры и времени выдержки при нагреве. Увеличение концентрации углерода в аустените способствует росту зерна, что объясняется понижением температуры солидуса сплава. Однако при повышенном содержании углерода его образующиеся частицы тормозят рост аустенитного зерна. Почти все легирующие элементы (за исключением марганца) тормозят рост аустенитного зерна.

185. С понижением температуры перлитного превращения уменьшается межпластинчатое расстояние, т. е. происходит увеличение площади межфазных границ, которые препятствуют скольжению дислокаций при пластической деформации, возникающей при измерении твердости.

186. Фазовый состав в обоих случаях одинаковый (феррит + цементит). Различие — в форме выделений фаз. В первом случае формируется пластинчатое строение, а во втором — выделения фаз имеют равноосную форму.

187. Чугун состоит из феррита и графита.

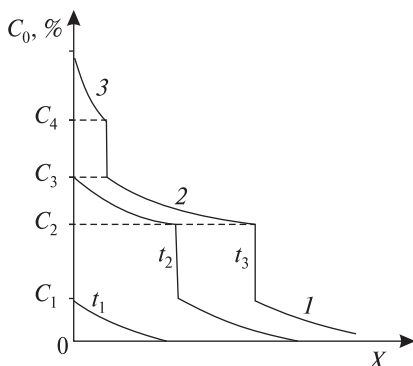
188. В сплаве, содержащем 18 мас. % Cr, в твердом состоянии не имеется фазовых превращений. Сплав с 4 мас. % Cr можно подвергать закалке, так как нагрев выше 900 °C приводит к появлению γ -фазы. Поэтому закалка сплава Fe—4 мас. % Cr от температуры 900—1350 °C приводит к формированию неравновесной структуры.

189. Повысить обрабатываемость стали и уменьшить ее хрупкость.

190. На рис. 162 приведено распределение элемента B в диффузионной зоне после насыщения металла A в моменты времени $t_1 < t_2 < t_3$.

Рис. 162. Распределение
элемента B

в диффузионной зоне:
1 — зона образования
твердого раствора α на
основе компонента A ;
2 — область существования
соединения β ; 3 — твердый
раствор γ на основе
компонента B при t_3



$$191. \frac{v_{\text{гр}}(k_1)}{v_{\text{гр}}(k_2)} = \frac{\cos(k_1 a/2)}{\cos(k_2 a/2)} = \sqrt{\frac{3}{2}} = 1,22.$$

$$192. \frac{v_{\text{гр}}}{v_{\phi}} = \frac{ka}{2} \operatorname{ctg}\left(\frac{ka}{2}\right).$$

193. Разрешенные значения волнового числа определяются из условия $k_s = \frac{2\pi}{L}s$, $s = 0, \pm 1, \pm 2, \dots, \pm \frac{N}{2}$ (N — число атомов в цепочке). Поэтому $s_1 = \frac{k_1 L}{2\pi} = \frac{L}{12a}$ и $s_2 = \frac{k_2 L}{2\pi} = \frac{L}{6a}$, и число разрешенных значений $s_2 - s_1 = \frac{L}{12a} = 5 \cdot 10^6$.

194. Из дисперсионного соотношения

$$\omega_{\pm}^2 = \beta \left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right) \pm \beta \sqrt{\left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right)^2 - \frac{4 \sin^2(ka)}{m_1 m_2}}$$

следует, что при $k = 0$

$$\omega_+^{\max} = \sqrt{2\beta \left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right)}, \quad \omega_-^{\min} = 0;$$

при $k = \frac{\pi}{2a}$

$$\omega_+^{\min} = \sqrt{\frac{2\beta}{m_1}} \quad \text{и} \quad \omega_-^{\max} = \sqrt{\frac{2\beta}{m_2}}.$$

Ширина полосы запрещенных частот

$$\Delta\omega = \sqrt{2\beta/m_1} - \sqrt{2\beta/m_2} = 2,5 \cdot 10^{12} \text{ рад/с.}$$

Отношение интервалов акустических и оптических частот:

$$\frac{\omega_{-}^{\max}}{\omega_{+}^{\max} - \omega_{+}^{\min}} = \frac{\sqrt{m_1}}{\sqrt{m_1 + m_2} - \sqrt{m_2}} = 4,3.$$

195. Амплитуды колебаний легкого A_1 и тяжелого A_2 атомов удовлетворяют системе линейных однородных уравнений

$$\begin{cases} (2\beta - \omega^2 m_2)A_2 - 2\beta A_1 \cos(ka) = 0, \\ -2\beta A_2 \cos(ka) + (2\beta - \omega^2 m_1)A_1 = 0. \end{cases}$$

При малых k для акустических колебаний $\omega_{-} = \left(a \sqrt{\frac{2\beta}{m_1 + m_2}} \right) k$. После подстановки ω_{-} в одно из уравнений системы следует, что $A_1 = A_2$. Для оптических колебаний $\omega_{+} = \sqrt{2\beta \left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right)}$. После подстановки ω_{+} в то же уравнение получим $A_1/A_2 = -m_1/m_2$.

196. При $k = \pi/2a$ $\omega_{+}^2 = 2\beta/m_1$ и $\omega_{-}^2 = 2\beta/m_2$. Поэтому для ω_{+} отношение $(A_1/A_2)_{+} = 0$, а для ω_{-} отношение $(A_1/A_2)_{-} = \infty$.

197. Частоты акустического и оптического колебаний при $k = \pi/4a$:

$$\omega_{\mp}^2 = \beta \left[\left(\frac{1}{m_1} + \frac{1}{m_2} \right) \mp \sqrt{\frac{1}{m_1^2} - \frac{1}{m_2^2}} \right].$$

Из выражения $(2\beta - \omega^2 m_1)A_1 - 2\beta A_2 \cos(ka) = 0$ следует

$$\left(\frac{A_2}{A_1} \right)_{\mp} = \frac{2\beta - \omega^2 m_1}{2\beta \cos(ka)} = \frac{\sqrt{2}(1 \pm \sqrt{5})}{4},$$

т. е. для акустического колебания $(A_2/A_1)_{-} = 1,14$; для оптического колебания $(A_2/A_1)_{+} = -0,44$.

198. Среднее число квантов энергии $\bar{n}$ с частотой ω при температуре T :

$$\bar{n} = \frac{1}{\left[\exp(\hbar\omega/kT) - 1 \right]}.$$

$$\text{При } \bar{n} = 5 \quad T = \frac{\hbar\omega}{k \ln(5/6)} = 525 \text{ К.}$$

199. Из соотношения $2 = \frac{\exp(\hbar\omega/kT_1) - 1}{\exp(\hbar\omega/kT_2) - 1}$ следует

$$T_2 = \frac{\hbar\omega}{k \ln \left[(\exp(\hbar\omega/kT_1) + 2)/2 \right]} = 94 \text{ K}, \Delta T = 44 \text{ K}.$$

200. dN_Φ — число фононов, частоты которых находятся в интервале $(\omega, \omega + d\omega)$, $dN_\Phi = n(\omega, T)D(\omega)d\omega$.

$$N_\Phi = \int_0^{\omega_{\max}} n(\omega, T)D(\omega)d\omega = \frac{3V}{2\pi^2 v^3} \int_0^{\omega_{\max}} \frac{\omega^2 d\omega}{\exp(\hbar\omega/kT) - 1}.$$

Обозначим

$$x = \frac{\hbar\omega}{kT}, \quad d\omega = \frac{kT}{\hbar} dx, \quad \omega^2 = x^2 \left(\frac{kT}{\hbar} \right)^2,$$

тогда

$$\begin{aligned} N_\Phi &= \frac{3V}{2\pi^2 v^3} \left(\frac{kT}{\hbar} \right)^3 \int_0^{x_{\max}} \frac{x^2}{e^x - 1} dx = \\ &= \frac{9N}{\omega_{\max}^3} \left(\frac{kT}{\hbar} \right)^3 \int_0^{x_{\max}} \frac{x^2}{e^x - 1} dx = 9N \left(\frac{T}{\theta_D} \right)^3 \int_0^{\theta_D/T} \frac{x^2}{e^x - 1} dx. \end{aligned}$$

При высоких температурах ($T > \theta_D$)

$$N_\Phi = 9N \left(\frac{T}{\theta_D} \right)^3 \int_0^{\theta_D/T} x dx = \frac{9}{2} N \left(\frac{T}{\theta_D} \right).$$

Если $T = 6\theta_D$, то $N_\Phi = 27N$. При низких температурах ($T \ll \theta_D$)

$$N_\Phi = 9N \left(\frac{T}{\theta_D} \right)^3 \int_0^\infty \frac{x^2}{e^x - 1} dx = 0,072N \int_0^\infty \frac{x^2}{e^x - 1} dx = 0,173N,$$

так как $\int_0^\infty \frac{x^2}{e^x - 1} dx = 2,405$.

201. $\varepsilon = 8,1 \text{ МэВ}$.

202. Среднее число фононов частотой ω при температуре T определяется распределением Бозе — Эйнштейна:

$$\bar{n}(\omega, T) = \frac{1}{[\exp(\hbar\omega/kT) - 1]}.$$

График зависимости $\bar{n}(\omega)$ представлен на рис. 163, *а* (при $\omega \rightarrow 0$ $\bar{n}(\omega, T) \sim kT/\hbar\omega$, при больших ω $\bar{n}(\omega, T) \sim \exp(-\hbar\omega/kT)$), а зависимость $\bar{n}(T)$ — на рис. 163, *б* (при $T \rightarrow 0$ $\bar{n}(\omega, T) \sim \exp(-\hbar\omega/kT)$, при больших T $\bar{n}(\omega, T) \sim kT/\hbar\omega$).

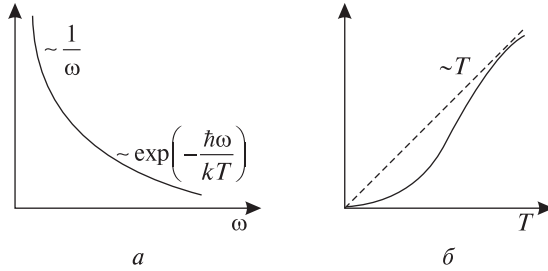


Рис. 163. Зависимости $\bar{n}(\omega)$ (*а*) и $\bar{n}(T)$ (*б*)

203. Средняя энергия квантового осциллятора определяется соотношением

$$\bar{\varepsilon} = \frac{\hbar\omega}{2} + \frac{\hbar\omega}{\exp(\hbar\omega/kT) - 1}.$$

График зависимости $\bar{\varepsilon}(\omega)$ представлен на рис. 164, *а* (при $\omega \rightarrow 0$ $\bar{\varepsilon}(\omega) \rightarrow kT$, при $\omega \rightarrow \infty$ $\bar{\varepsilon} \sim \omega$), а зависимость $\bar{\varepsilon}(T)$ — на рис. 164, *б* (при $T \rightarrow 0$ $\bar{\varepsilon} \rightarrow \hbar\omega/2$, при $T \rightarrow \infty$ $\bar{\varepsilon} \rightarrow kT$).

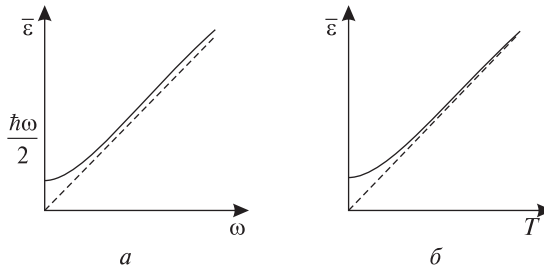


Рис. 164. Зависимости $\bar{\varepsilon}(T)$ (*а*) и $\bar{\varepsilon}(\omega)$ (*б*)

204. На одно колебание приходится интервал $\tau_1 = 2\pi/L$. Число колебаний в интервале dk : $dz = L/2\pi dk$. Однако

$$k = \left(\frac{2}{a}\right) \arcsin\left(\frac{\omega}{\omega_{\max}}\right),$$

где $\omega_{\max} = 2\sqrt{\frac{\beta}{m}}$; $\frac{dk}{d\omega} = \left(\frac{2}{a}\right)(\omega_{\max}^2 - \omega^2)^{-1/2}$; $dz = \frac{L}{\pi}\left(\frac{2}{a}\right)(\omega_{\max}^2 - \omega^2)^{-1/2} d\omega$.

Тогда $D(\omega) = \frac{2L}{\pi a}(\omega_{\max}^2 - \omega^2)^{-1/2}$.

205. На одно колебание приходится интервал $\tau_1 = 2\pi/L$. В приближении Дебая $\omega = vk$ и $d\omega = vdk$ (v — скорость распространения колебания с волновым числом k в кристалле). Тогда число колебаний в интервале $(k, k + dk)$ $dz(k, k + dk) = (L/2\pi)dk = (L/2\pi v)d\omega = D(\omega)d\omega$, т. е. $D(\omega) = L/2\pi v$.

206. Увеличится в 16 раз.

207. На одно состояние приходится величина k -пространства $\tau_1 = 2\pi/L$. Количество колебаний dz , волновые числа которых находятся в интервале dk : $dz = (L/2\pi)dk$. Однако $dk = d\omega/\alpha vk^{v-1}$ и число колебаний в интервале частот $(\omega, \omega + d\omega)$: $dz(\omega, \omega + d\omega) = Ld\omega/\pi\alpha vk^{v-1}$, т. е. $D(\omega) = L/\pi\alpha vk^{v-1} = L/\pi\alpha^{1/v} v\omega^{v-1/v}$. При $v = 1$ $D_1(\omega) = L/\pi\alpha$. При $v = 2$ $D_2(\omega) = L/2\pi\alpha^{1/2}\omega^{1/2}$. Графики $D_1(\omega)$ и $D_2(\omega)$ представлены на рис. 165.

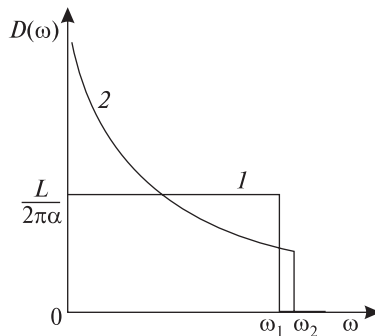


Рис. 165. Зависимости $D_1(\omega)$ (1) и $D_2(\omega)$ (2)

208. В k -пространстве на одно электронное состояние приходится объем $\tau_1 = (2\pi)^3/V$, $V = N_{\text{ат}}a_1a_2a_3$ — объем кристалла, т. е. $\tau_1 = (2\pi)^3/N_{\text{ат}}a_1a_2a_3 = 517 \text{ м}^{-3}$.

209. На одно электронное состояние приходится объем $\tau_1 = (2\pi)^3/N_{\text{ат}}a_1a_2a_3$. Объем части зоны Бриллюэна $V_k = (4\pi/3)(\pi^3/8a_1a_2a_3)$. Число электронных состояний $N_e = V/\tau_1 = \pi N_{\text{ат}}/48 = 3,14 \cdot 10^{21}$.

210. Объем, заключенный между сферами, $V_k = 4\pi/3(k_1^3 - k_2^3) = 19\pi^4/162a^3$. На одно состояние приходится объем $\tau_1 = 8\pi^3/V$. Число электронных состояний $N_e = V_k/\tau_1 = 19\pi V/1296a^3 = 1,38 \cdot 10^{22}$.

211. В стандартной энергетической зоне плотность состояний $\nu(\varepsilon) \sim \sqrt{\varepsilon}$, поэтому $\nu(\xi/4)/\nu(\xi) = 0,5$.

$$\mathbf{212.} \quad f = \frac{1}{e^{\Delta\varepsilon/kT} + 1} = \frac{1}{e^{3,9} + 1}.$$

213. Поскольку

$$f_1(\varepsilon_1) = \frac{1}{\exp(\varepsilon_1 - \xi/kT) + 1} \quad \text{и} \quad f_2(\varepsilon_2) = \frac{1}{\exp(\varepsilon_2 - \xi/kT) + 1},$$

$$\text{то } \varepsilon_1 - \xi = kT \ln \frac{1-f_1}{f_1} \quad \text{и} \quad \varepsilon_2 - \xi = kT \ln \frac{1-f_2}{f_2}.$$

$$\text{Поэтому } \varepsilon_2 - \varepsilon_1 = kT \ln \left[\frac{f_1(1-f_2)}{f_2(1-f_1)} \right] = 1,8 \cdot 10^{-20} \text{ Дж.}$$

$$\mathbf{214.} \quad N_2/N_1 = 1,8.$$

$$\mathbf{215.} \quad \bar{\varepsilon} = \frac{3}{5}\xi_0 = 3,2 \text{ эВ.}$$

$$\mathbf{216.} \quad \xi(T_1) - \xi_0 = -\frac{\pi^2 (kT_1)^2}{12 \xi_0} = -1,4 \cdot 10^{-23} \text{ Дж.}$$

$$\mathbf{217.} \quad \Delta \bar{\varepsilon} = \frac{\pi^2 k^2}{4\xi_0} (T_2^2 - T_1^2) = 6,4 \cdot 10^{-22} \text{ Дж.}$$

218. Кинетическая энергия электронов:

$$\text{а) } E_1 = \int_0^{\xi_0/2} \varepsilon dN = \frac{V 2^{1/2} m^{*3/2}}{\pi^2 \hbar^3} \int_0^{\xi_0/2} \varepsilon^{3/2} d\varepsilon = \frac{3\sqrt{2} N_{\text{ат}} \xi_0}{40};$$

$$\text{б) } E_2 = \int_{\xi_0/2}^{\xi_0} \varepsilon dN = \frac{3 N_{\text{ат}} \xi_0 (8 - \sqrt{2})}{40}.$$

219. Кинетическая энергия электронов $E_k = N \bar{\varepsilon} = (3/5) N \xi_0$ (N — число электронов в объеме V ; ξ_0 — химический потенциал электронов при $T = 0 \text{ К}$). Поскольку $N = \rho V N_A / M$, $\xi_0 = (3\pi^2 n)^{2/3} \hbar^2 / 2m_0$, $n = \rho N_A / M$, то

$$E_k = \frac{\pi^{4/3} \hbar^2 V}{10 m_0} \left(\frac{3 \rho N_A}{M} \right)^{5/3} = 0,32 \text{ МДж.}$$

220. $s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6 4s^2$; $1s^2 2n_s = 2\rho N_A / M = 1,70 \cdot 10^{29} \text{ м}^{-3}$, $n_d = 6\rho N_A / M = 5,09 \cdot 10^{29} \text{ м}^{-3}$.

221. В указанных металлах валентные электроны заполняют энергетическую зону частично.

222. Объем, ограниченный поверхностью Ферми радиусом k_F , равен половине объема зоны Бриллюэна $V_{\text{зБ}} = (2\pi)^3 / V_{\text{эя}}$, $V_{\text{эя}}$ — объем элементарной ячейки Вигнера — Зейтца ($V_{\text{эя}} = a^3/2$); $a^3 = 2M/\rho N_A$. Поэтому $k_F = \pi \sqrt[3]{3\rho N_A / \pi M} = 7,3 \cdot 10^9 \text{ м}^{-1}$.

223. $m_{11}^* = m_{22}^* = m_0$, $m_{33}^* = \frac{m_0}{2}$; $0,79m_0$.

224. $E(k_x, k_y, k_z) = \frac{\hbar^2}{2m_0} (0,5k_x^2 + 0,5k_y^2 + 2k_z^2)$.

225. Зависимости $E_s(k_y)$, $v_y(k_y)$ и $m_{22}^*(k_y)$ представлены на рис. 166.

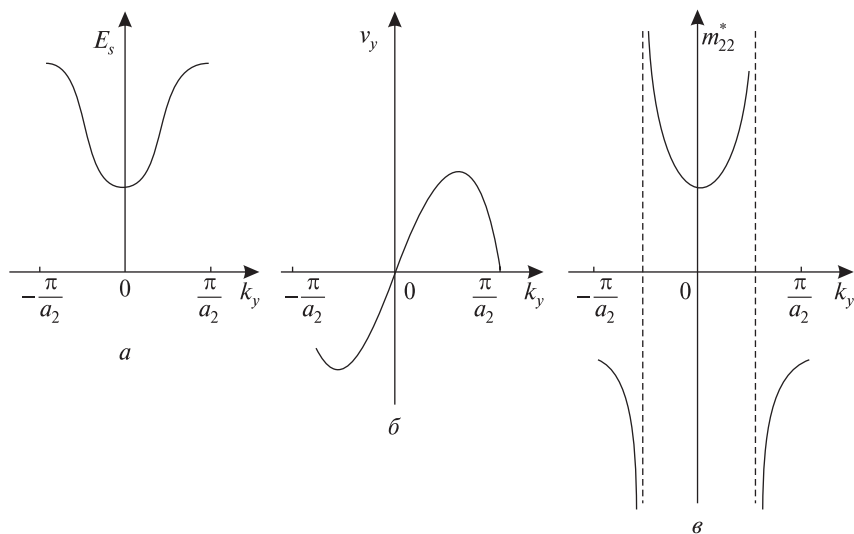


Рис. 166. Зависимости E_s (а), v_y (б) и m_{22}^* (в) от k_y

226. Поскольку $\xi_0 = \frac{(2\pi^2 n)^{2/3} \hbar^2}{2m_0}$, $n = \frac{\rho N_A}{M}$, то $\xi_0 = \frac{(2\pi^2 \rho N_A)^{2/3} \hbar^2}{2m_0 M^{2/3}} = 8,3 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 5,2 \text{ эВ}$.

227. При $T_1 = 30 \text{ К}$ $f_1/f_2 = 6,1 \cdot 10^{16}$, при $T_2 = 30 \text{ К}$ $f_1/f_2 = 46$.

228. В меди, имеющей ГЦК-структуру, существует большее число систем скольжения, чем в Mg (Zn), который кристаллизуется в ГПУ-структуру.

229. Разрушением кристалликов снежинок.

230. Металлы с ГЦК-структурой охрупчиваются мало по сравнению с металлами, имеющими другую структуру.

231. Трос имеет более высокую прочность, так как при холодной вытяжке проволока упрочняется наклепом.

232. Обрыв железной проволоки происходит вследствие ее наклепа. Необходимо проводить отжиг проволоки.

233. В месте заточки инструмента температура металла настолько велика, что обрывающиеся частицы светятся.

234. Из-за макроскопической неравномерности пластической деформации твердость в различных участках детали неодинакова.

235. Создание в процессе рекристаллизационного отжига крупнозернистой структуры вследствие протекания собирательной рекристаллизации после критической степени деформации.

236. Коэффициент Пуассона $\nu = \frac{E}{2G} - 1 = 0,35$, модуль объемной упругости $K = \frac{E}{3(1-2\nu)} = 13,1 \cdot 10^{10}$ Па.

237. Сечение стержня плоскостью представляет собой эллипс, площадь которого $S/\cos \alpha$ (рис. 167).

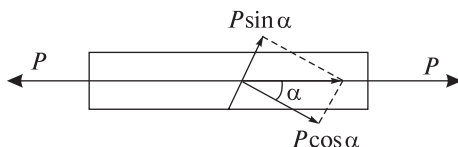


Рис. 167. К расчету нормального и тангенциального напряжений

Поэтому нормальное напряжение $\sigma_n = P/S \cos^2 \alpha$. Тангенциальное напряжение $\sigma_t = (P/S) \cos \alpha \sin \alpha = P \sin(2\alpha)/2S$. Максимальное значение $\sigma_n = P/S$ при $\alpha = 0^\circ$. Максимальное значение $\sigma_t = P/2S$ при $\alpha = 45^\circ$.

238. Напряжение сдвига при растяжении $\sigma_t = P/S \cos \varphi \sin \lambda$ (φ – угол между осью образца (направлением [012]) и нормалью к плоскостям {111}; λ – угол между осью растяжения и направлениями скольжения $\langle 110 \rangle$). Наибольшее напряжение сдвига равно $\sigma_{\max} = 2,5 \cdot 10^7$ Па, реализуется для систем скольжения (111) $[10\bar{1}]$ и $(\bar{1}11)$ $[101]$.

239. Приведенным значениям длин диагоналей отпечатка соответствуют числа твердости H_v : 161; 172; 154; 151; 168; 168; 161; 154; 161; 168. $\overline{H_v} = 162$, $\sigma(H_v) = 23$, $D(H_v) = 529$, $\delta(H_v) = 0,14$, $\Delta H_v = 12$ при доверительной вероятности $P = 0,9$ ($t = 1,65$).

240. Число твердости рассчитывается либо по формуле

$$HB = \frac{2P}{2\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})},$$

либо определяется с помощью таблицы.

$$\overline{HB} = 27,3; \sigma(HB) = 1,7; D(HB) = 3; \delta(HB) = 0,06; \Delta(HB) = 0,9.$$

241. Образец А:

$$\overline{H_\mu} = 7,33 \cdot 10^7 \text{ Па}, \sigma(H_\mu) = 0,11 \cdot 10^7 \text{ Па}, D(H_\mu) = 1,2 \cdot 10^{12} \text{ Па}^2,$$

$$\delta(H_\mu) = 0,015, \Delta H_\mu = 0,05 \cdot 10^7 \text{ Па}.$$

Образец Б:

$$\overline{H_\mu} = 5,29 \cdot 10^7 \text{ Па}, \sigma(H_\mu) = 0,23 \cdot 10^7 \text{ Па}, D(H_\mu) = 5,5 \cdot 10^{12} \text{ Па}^2,$$

$$\delta(H_\mu) = 0,046, \Delta H_\mu = 0,10 \cdot 10^7 \text{ Па}.$$

Образец В:

$$\overline{H_\mu} = 4,30 \cdot 10^7 \text{ Па}, \sigma(H_\mu) = 0,67 \cdot 10^7 \text{ Па}, D(H_\mu) = 45 \cdot 10^{12} \text{ Па}^2,$$

$$\delta(H_\mu) = 0,16, \Delta H_\mu = 0,30 \cdot 10^7 \text{ Па}.$$

242. Нет. Утонет.

243. При $T \ll \theta_D$ $C_L = \frac{2,4\pi^2 N_A k T^3}{\theta_D^3}$, т. е. $\theta_D = T \left(\frac{2,4\pi^2 N_A k}{C_L} \right)^{1/3} = 210 \text{ К}.$

244. $C = 26,1 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К}).$

245. $c = 900 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К}).$

246. $c = 2800 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К}).$

247. $C = 120 \text{ Дж}/\text{К}.$

248. Нулевая энергия колебаний частотой ω равна $(1/2)\hbar\omega$. Нулевая энергия нормальных колебаний в интервале частот

$$(\omega, \omega + d\omega) dE_0 = \frac{1}{2} \hbar \omega D(\omega),$$

где $D(\omega)$ — функция распределения.

Нулевая энергия всех нормальных колебаний

$$E_0 = \frac{1}{2} \hbar \int_0^{\omega_{\max}} \omega^3 d\omega = \frac{3V \hbar \omega_{\max}^4}{16\pi^2 v^3} = \frac{9}{8} N_A \hbar \omega_{\max} = \frac{9}{8} R\theta_D,$$

так как $\omega_{\max} = \frac{6N_A \overline{v^3} \pi^2}{V}$ (R — универсальная постоянная). Окончательно $E_0 = 3,1$ кДж.

249. Согласно закону Неймана — Коппа, $C = 75$ Дж/(моль · К).

250. Энергия теплового движения, приходящаяся на один осциллятор, $E_T^{(1)} = kT$. Нулевая энергия осциллятора $E_0^{(1)} = \frac{9}{8} R\theta_D$ (см. решение

задачи 238). Тогда $\frac{E_T^{(1)}}{E_0^{(1)}} = \frac{8}{3} \frac{T}{\theta_D} = 5,6$.

251. $C = 100$ Дж/(моль · К).

252. 4.

$$\begin{aligned} \text{253. } \Delta H &= \int_{300}^{1000} C_p dT = 23,31 \cdot 700 + \frac{8,54 \cdot 10^{-3} (10^6 - 9 \cdot 10^4)}{2} - \\ &\quad - 1,51 \cdot 10^5 \left(\frac{1}{1000} - \frac{1}{300} \right) = 20,6 \text{ кДж.} \end{aligned}$$

254. Цинк имеет ГПУ-структуру, поэтому линейные коэффициенты теплового расширения $\alpha_{11} = \alpha_{22} \neq \alpha_{33}$.

255. Линейный коэффициент теплового расширения меди больше, чем стали.

256. 0,71 м.

257. 278 °С.

$$\text{258. } \alpha = \frac{l_{01}\alpha_1 + l_{02}\alpha_2}{l_{01} + l_{02}}.$$

259. Поскольку $a_T = a_0(1 + \alpha_{11}T)$ и $c_T = c_0(1 + \alpha_{33}T)$, то

$$\frac{c_T}{a_T} = \frac{c_0(1 + \alpha_{33}T)}{a_0(1 + \alpha_{11}T)} = \frac{c_0[1 + (\alpha_{33} - \alpha_{11})T]}{a_0(1 + \alpha_{11}T)}$$

и

$$\alpha_{33} - \alpha_{11} = \frac{a_0}{c_0} \frac{1}{T} \left(\frac{c_T}{a_T} - \frac{c_0}{a_0} \right),$$

где T — температура в шкале Цельсия.

Кроме того, $2\alpha_{11} + \alpha_{33} = \beta$. Поэтому $\alpha_{11} = \frac{\beta}{3} - \frac{a_0}{c_0} \frac{1}{3T} \left(\frac{c_T}{a_T} - \frac{c_0}{a_0} \right)$ и $\alpha_{33} = \frac{\beta}{3} + \frac{2a_0}{c_0} \frac{1}{3T} \left(\frac{c_T}{a_T} - \frac{c_0}{a_0} \right)$.

260. За сутки часы опаздывают на $\Delta t = 24 \cdot 3600 \left(1 - \frac{1}{\sqrt{1 + \alpha T}} \right) = 10$ с.

261. $\Delta V = Q\beta/c\rho = 8,8 \cdot 10^{-7}$ м³.

262. 0 °С. Масса льда $m_1 = 10,8$ кг, масса воды $m_b = 1,2$ кг.

263. Плотность тока $j = I/S$, концентрация электронов $n = \rho N_A / M$ (N_A – число Авогадро). Тогда $v_{др} = j/ne = IM/S\rho N_A e = 1,2 \cdot 10^{-4}$ м/с.

264. $\mu = \sigma/ne = 5,8 \cdot 10^{-3}$ м²/(В · с).

265. Для свободных электронов $\rho = ne^2 l / 2m_0 v_T$. Поэтому $l = 2m_0 v_T / \rho ne^2 = 8,8$ нм.

266. Скорость дрейфа электронов $v_{др} = \mu E = 0,1$ м/с. Скорость Ферми электронов $v_F = \sqrt{2\xi/m} = 1,4 \cdot 10^6$ м/с, $v_{др}/v_F = 7,1 \cdot 10^{-8}$.

267. Средняя квадратичная скорость электрона $\sqrt{v_T^2} = \sqrt{3kT/m_0} = 10^5$ м/с. Скорость упорядоченного движения $v_{др} = j/ne = 10^{-3}$ м/с. Их отношение равно 10^8 .

268. $\rho_e = (398 \pm 16) \cdot 10^{-9}$ Ом · м, $\varepsilon = 4$ %.

269. $\rho_e = 1,67 \cdot 10^{-8}$ Ом · м.

270. $|R| = \frac{U_X d}{IB} = 1 \cdot 10^{-10}$ м³/Кл.

271. Экспериментальное значение $|R_g| = U_X d / IB = 0,83 \cdot 10^{-10}$ м³/Кл, расчетное значение $|R_p| = M / e\rho N_A = 1,06 \cdot 10^{-10}$ м³/Кл.

272. $\rho_e(\varphi) = \rho_{11} \sin^2 \varphi + \rho_{33} \cos^2 \varphi = 1,28 \cdot 10^{-6}$ Ом · м.

273. Подвижность электронов $\mu = M / \rho \rho_e e N_A = 6,93 \cdot 10^{-3}$ м²/(В · с).

274. Подвижность электронов $\mu = |R| / \rho_e = 5,4 \cdot 10^{-3}$ м²/(В · с), их концентрация $n = 2,7 \cdot 10^{28}$ м⁻³.

275. $\mu = \sigma/ne = 5,8 \cdot 10^{-3}$ м²/(В · с), $\tau = \mu m / e = 10^{-14}$ с.

276. $\tau = 3,1 \cdot 10^{-14}$ с, $l = 2$ мкм.

277. $R = -(M / \rho N_A e) = -1,06 \cdot 10^{-10}$ м³/Кл.

278. Для меди $R = -7,6 \cdot 10^{-11}$ м³/Кл, для алюминия $R = -3,4 \cdot 10^{-11}$ м³/Кл.

279. $L = \kappa \rho_e / T = 2,21 \cdot 10^{-8}$ Вт · Ом/К².

280. $\kappa = LT / \rho_e = 94$ Вт/(м · К).

281. $\varphi_2 - \varphi_1 = \xi_2 - \xi_1 / e = 3$ В.

282. $\varphi_{II} - \varphi_I = \Phi_1 - \Phi_2 / e = 2 \text{ В.}$

283. $I = (\alpha_1 - \alpha_2) 100 / R + r = 1 \cdot 10^{-4} \text{ А.}$

284. $\lambda_{\max} = hc / \Phi = 888 \text{ нм.}$

285. $N = \frac{4\pi\epsilon_0 R \left(h \frac{c}{\lambda} - \Phi \right)}{e^2}.$

286. $a = (np_m / J_H) = 3,20 \text{ \AA.}$

287. $J_H = 9 \cdot 10^6 \text{ А/м.}$

288. $J_H = n\mu_B = 7 \cdot 10^4 \text{ А/м.}$

289. $p_m = J_H a^3 / n = 2 \cdot 10^{-23} \text{ А} \cdot \text{м}^2.$

290. $\chi_{\text{уд}} = (1/\rho)\chi = 1,61 \cdot 10^{-8}, \chi_m = (M/\rho)\chi = 8,83 \cdot 10^{-10}.$

291. Магнитострикция насыщения поликристаллического железа

$$\lambda_s = \frac{2}{5}\lambda_{100} + \frac{3}{5}\lambda_{111} = -1,4 \cdot 10^{-6}.$$

292. Продольная магнитострикция $\lambda_{\parallel} = \Delta l / l = 1 \cdot 10^{-5}$, поперечная магнитострикция $\lambda_{\perp} = -\lambda_{\parallel} / 2 = -5 \cdot 10^{-6}$.

293. Феррит имеет более рыхлую кристаллическую структуру (ОЦК), чем аустенит (ГЦК).

294. $D = 3,5 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с.}$

295. $Q = 3,5 \text{ эВ.}$

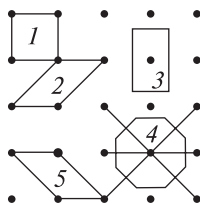
296. Объемная диффузия определяет участок a , а зернограничная — участок b (см. рис. 36).

КОНТРОЛЬ ЗНАНИЙ

Тест 1

1. Выберите из ячеек, приведенных на рисунке, ту, которая является элементарной ячейкой Вигнера — Зейтца двухмерной кристаллической решетки:

- 1) 1;
- 2) 2;
- 3) 3;
- 4) 4;
- 5) 5.



2. Определите область существования третьей зоны Бриллюэна для одномерной кристаллической решетки с периодом a :

- 1) $\left[-\frac{3\pi}{a}, -\frac{2\pi}{a}\right]$;
- 2) $\left[\frac{3\pi}{a}, \frac{2\pi}{a}\right]$;
- 3) $\left[\frac{6\pi}{a}, \frac{4\pi}{a}\right]$;
- 4) $\left[-\frac{6\pi}{a}, -\frac{4\pi}{a}\right]$;
- 5) $\left[-\frac{3\pi}{a}, -\frac{2\pi}{a}\right], \left[\frac{3\pi}{a}, \frac{2\pi}{a}\right]$.

3. Для одномерной решетки с периодом трансляции a дисперсионное уравнение имеет вид (β — коэффициент квазиупругой силы; M — масса атома; k — волновое число):

- 1) $\omega = 2\sqrt{\frac{\beta}{M}}|\sin(ka/2)|$;
- 2) $\omega = 2\sqrt{\frac{M}{\beta}}|\sin(ka/2)|$;
- 3) $\omega = \frac{2\beta}{M}\sin(ka/2)$;
- 4) $\omega = \frac{2M}{\beta}\sin(ka/2)$;
- 5) $\omega = 2\sqrt{\beta M}|\sin(ka/2)|$.

4. Функция распределения Бозе — Эйнштейна для фононов частотой ω при температуре T :

- 1) $\frac{1}{e^{\hbar\omega/kT} + 1}$;
- 2) $\frac{1}{e^{\hbar\omega/kT} - 1}$;
- 3) $\frac{\hbar\omega}{e^{\hbar\omega/kT} - 1}$;
- 4) $\frac{\hbar\omega}{e^{\hbar\omega/kT} + 1}$;
- 5) $\frac{\hbar\omega}{1 - e^{\hbar\omega/kT}}$.

5. Функция спектральной плотности нормальных колебаний (или фононов) в кристалле в дебаевском приближении имеет вид (V — объем кристалла):

- 1) $\frac{3V\omega}{2\pi^2 v^3}$;
- 2) $\frac{3V\omega^2}{2\pi v^3}$;
- 3) $\frac{3V\omega^2}{2\pi^2 v}$;
- 4) $\frac{3V\omega^2}{2\pi^2 v^2}$;
- 5) $\frac{3V\omega^2}{2\pi^2 v^3}$.

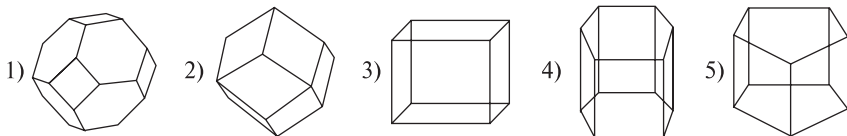
Задачи

1. Конечная одномерная цепочка длиной $L = 2,4 \cdot 10^{-2}$ м состоит из одинаковых атомов. Сколько различных значений может принимать волновое число колебаний в интервале $(\pi/6a, \pi/3a)$, если расстояние между узлами кристаллической решетки равно $a = 0,2$ нм?

2. В одномерной цепочке длиной L колебания атомов характеризуются дисперсионным соотношением $\omega(k) = \alpha k^2$ ($\alpha = \text{const}$). Рассчитайте функцию спектральной плотности колебаний.

Тест 2

1. Укажите элементарную ячейку Вигнера – Зейтца для ГЦК-решетки:



2. Определите площадь второй зоны Бриллюэна для квадратной решетки с периодом трансляции a :

1) $\frac{4\pi^2}{a^2}$; 2) $\frac{1}{a^2}$; 3) $\frac{2\pi}{a^2}$; 4) $4\pi^2 a^2$; 5) $\frac{2\pi^2}{a^2}$.

3. В цепочке длиной L , состоящей из одинаковых атомов, волновое число принимает дискретные значения ($s = 0, \pm 1, \dots, \pm M/2$; N – число атомов в цепочке):

1) $k = \frac{2\pi}{L}s$; 2) $k = \frac{\pi}{L}s$; 3) $k = \frac{2s}{L}$; 4) $k = \frac{\pi}{2L}s$; 5) $k = \frac{s}{L}$.

4. Средняя энергия теплового возбуждения гармонического осциллятора частотой ω при температуре T определяется выражением:

1) $\frac{\hbar\omega}{e^{\hbar\omega/kT} + 1}$; 2) $\frac{\hbar\omega}{e^{\hbar\omega/kT} - 1}$; 3) $\frac{\hbar\omega}{1 - e^{\hbar\omega/kT}}$; 4) $\frac{\hbar\omega}{e^{\hbar\omega/2kT} - 1}$; 5) $\frac{\hbar\omega}{e^{\hbar\omega/2kT} + 1}$.

5. В области низких температур температурная зависимость энергии теплового движения имеет вид:

1) $\sim T$; 2) $\sim T^2$; 3) $\sim T^3$; 4) $\sim T^4$; 5) $\sim T^5$.

Задачи

1. На сколько кельвинов необходимо увеличить температуру кристалла, чтобы удвоить число фононов частотой $\omega = 0,3 \cdot 10^{13}$ рад/с? Начальная температура кристалла $T_1 = 40$ К.

2. В одномерной цепочке длиной L колебания атомов характеризуются дисперсионным соотношением $\omega(k) = \alpha k$ ($\alpha = \text{const}$). Рассчитайте функцию спектральной плотности колебаний.

Тест 3

1. Укажите порядок значения средней квадратичной скорости электронов в металле при комнатной температуре:

1) 10^{-3} м/с; 2) 10 м/с; 3) 10^3 м/с; 4) 10^5 м/с; 5) 10^8 м/с.

2. Функция Блоха для электрона имеет вид:

- 1) $\psi_{\vec{k}}(\vec{r}) = v_{\vec{k}}(\vec{r}) \cdot e^{-i(\vec{k}, \vec{r})}$, $v_{\vec{k}}(\vec{r}; \vec{a}_n) = v_{\vec{k}}(\vec{r}^2)$;
- 2) $\psi_{\vec{k}}(\vec{r}) = v_{\vec{k}}(\vec{r}) \cdot e^{i(\vec{k}, \vec{r})}$, $v_{\vec{k}}(\vec{r} + \vec{a}_n) = v_{\vec{k}}(\vec{r})$;
- 3) $\psi_{\vec{k}}(\vec{r}) = v_{\vec{k}}(\vec{r}) \cdot e^{i(\vec{k}, \vec{a}_n)}$, $v_{\vec{k}}(\vec{r} + \vec{a}_n) = v_{\vec{k}}(\vec{a}_n)$;
- 4) $\psi_{\vec{k}}(\vec{r}) = v_{\vec{k}}(\vec{r}) \cdot e^{i(\vec{k}, \vec{r})}$, $v_{\vec{k}}(\vec{r}) = \text{const}$;
- 5) $\psi_{\vec{k}}(\vec{r}) = v_{\vec{k}}(\vec{r}) \cdot e^{i(\vec{k}, \vec{r})}$, $v_{\vec{k}}(\vec{r}) = v_{\vec{k}}(a_n \vec{r})$.

3. Скорость электрона в кристалле равна:

- 1) $\vec{v} = \hbar \nabla_{\vec{k}} E(\vec{k})$; 4) $\vec{v} = \frac{1}{\hbar} \nabla_{\vec{r}} E(\vec{r})$;
- 2) $\vec{v} = \hbar \nabla_{\vec{k}} E(\vec{P})$; 5) $\vec{v} = \frac{1}{\hbar} \nabla_{\vec{r}} E(\vec{k})$.
- 3) $\vec{v} = \frac{1}{\hbar} \nabla_{\vec{k}} E(\vec{k})$;

4. Компоненты тензора обратной эффективной массы равны:

- 1) $\frac{1}{\hbar^2} \left(\frac{\partial^2 E}{\partial k_i \partial k_j} \right)$; 4) $\frac{\hbar \partial^2 E}{\partial k_i \partial k_j}$;
- 2) $\frac{1}{\hbar} \left(\frac{\partial^2 E}{\partial k_i \partial k_j} \right)$; 5) $\frac{1}{\hbar^2} \left(\frac{\partial^2 E}{\partial k_i \partial k_j} \right)^{-1}$.
- 3) $\frac{\partial^2 E}{\partial k_i \partial k_j}$;

5. Закон дисперсии электронов в зоне проводимости описывается уравнением $E(\vec{k}) = \frac{\hbar^2}{2m_0} (k_x^2 + 4k_y^2 + 2k_z^2)$. Определите эффективную массу плотности состояний:

- 1) $\frac{m_0}{8}$; 2) $\frac{m_0}{4}$; 3) $8m_0$; 4) $4m_0$; 5) $\frac{m_0}{2}$.

6. Укажите размерность удельного электросопротивления:

- 1) Ом/м; 2) Ом · м; 3) Ом · м²; 4) Ом⁻¹ · м⁻¹ 5) м/Ом.

Задачи

1. Определите число электронных состояний в части объема зоны Бриллюэна, ограниченной сферической поверхностью радиусом $k_1 = \pi/2a$ простой кубической решетки с периодом трансляции $a = 0,20$ нм. Объем кристалла $V = 4,8$ см³.

2. Во сколько раз плотность состояний электронов в стандартной энергетической зоне при $\varepsilon_1 = \xi/4$ меньше, чем при $\varepsilon_2 = \xi/2$ (ξ — химический потенциал)?

Тест 4

1. Укажите порядок величины скорости упорядоченного движения электронов:

1) 10^{-6} м/с; 2) 10^{-3} м/с; 3) 10 м/с; 4) 10^3 м/с; 5) 10^8 м/с.

2. Уравнение Кронига — Пенни для электрона имеет вид:

$$1) \cos(ka) = \cos(\alpha a) + R \frac{\sin(\alpha a)}{\alpha a}; \quad 4) \cos(ka) = \cos(\alpha a) + R \frac{\alpha a}{\sin(\alpha a)};$$

$$2) \cos(\alpha a) = \cos(ka) + R \frac{\sin(ka)}{ka}; \quad 5) \cos(\alpha a) = R \cos(\alpha a) + \frac{\sin(\alpha a)}{\alpha a}.$$

$$3) \cos(ka) = \sin(\alpha a) + R \frac{\cos(\alpha a)}{\alpha a};$$

3. Укажите правильные соотношения для электрона в кристалле:

$$1) E(\vec{k}) = -E(-\vec{k}), \quad 4) E(\vec{k}) = E(-\vec{k}),$$

$$\vec{v}(\vec{k}) = -v(-\vec{k}); \quad \vec{v}(\vec{k}) = -\vec{v}(-\vec{k});$$

$$2) E(\vec{k}) = E(-\vec{k}), \quad 5) E(\vec{k}) = -E(-\vec{k}),$$

$$\vec{v}(\vec{k}) = \vec{v}(-\vec{k}); \quad v(\vec{k}) = -v(-\vec{k}).$$

$$3) E(\vec{k}) = -E(-\vec{k}),$$

$$\vec{v}(\vec{k}) = v(-\vec{k});$$

4. Компоненты тензора обратной эффективной массы равны:

$$1) \hbar^2 \left(\frac{\partial^2 E}{\partial P_i \partial P_j} \right); \quad 3) \left(\frac{\partial^2 E}{\partial P_i \partial P_j} \right); \quad 5) \frac{1}{\hbar^2} \left(\frac{\partial^2 E}{\partial P_i \partial P_j} \right).$$

$$2) \hbar \left(\frac{\partial^2 E}{\partial P_i \partial P_j} \right); \quad 4) \frac{1}{\hbar} \left(\frac{\partial^2 E}{\partial P_i \partial P_j} \right);$$

5. Компоненты тензора эффективной массы электрона равны $m_{11}^* = 0,5m_0$, $m_{22}^* = 0,5m_0$, $m_{33}^* = 2m_0$. Укажите, каким уравнением описывается закон дисперсии электронов в зоне проводимости:

$$1) \frac{\hbar^2}{2m_0} (0,5k_x^2 + 0,5k_y^2 + 2k_z^2); \quad 2) \frac{\hbar^2}{2m_0^2} (2k_x^2 + 2k_y^2 + 0,5k_z^2);$$

$$3) \frac{\hbar^2}{2m_0}(k_x^2 + k_y^2 + 4k_z^2); \quad 5) \frac{\hbar^2}{2m_0}(2k_x^2 + 2k_y^2 + 0,5k_z^2).$$

$$4) \frac{\hbar^2}{2}(2k_x^2 + 2k_y^2 + 0,5k_z^2);$$

6. Укажите размерность подвижности электронов:

$$1) \frac{\text{м}^2}{\text{в} \cdot \text{с}}; \quad 2) \frac{\text{м}^2 \cdot \text{с}}{\text{в}}; \quad 3) \frac{\text{в} \cdot \text{с}}{\text{м}^2}; \quad 4) \frac{\text{м}}{\text{в} \cdot \text{с}}; \quad 5) \frac{\text{м}^2}{\text{а} \cdot \text{с}}.$$

Задачи

1. Найдите число электронных состояний в части объема зоны Бриллюэна, ограниченной двумя концентрическими поверхностями радиусом $k_1 = \pi/3a$ и $k_2 = 2\pi/3a$ простой кубической решетки с периодом трансляции $a = 0,25$ нм. Объем кристалла $V = 2,6$ см³.

2. Определите отношение плотности электронных состояний при $\varepsilon_1 = \xi$ и $\varepsilon_2 = \xi/3$ (ξ — химический потенциал).

Тест 5

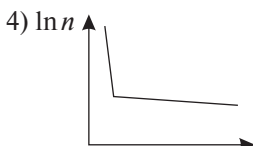
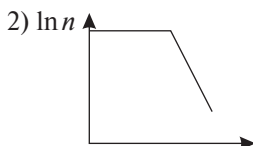
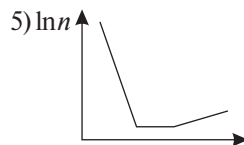
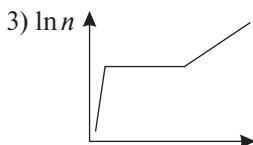
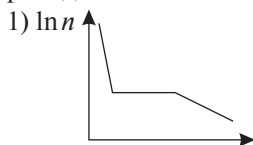
1. Если ξ — химический потенциал, ε — энергия электронов, то функция распределения электронов при температуре T равна:

$$1) \frac{1}{e^{(\xi-\varepsilon)/(kT)} + 1}; \quad 4) \frac{1}{e^{(\varepsilon-\xi)/(kT)} - 1};$$

$$2) \frac{1}{e^{(\xi-\varepsilon)/(kT)} - 1}; \quad 5) \frac{1}{e^{(\varepsilon+\xi)/(kT)} + 1}.$$

$$3) \frac{1}{e^{(\varepsilon-\xi)/(kT)} + 1};$$

2. Укажите зависимость концентрации электронов от температуры полупроводника n -типа:



3. Определите соотношение между удельной теплоемкостью c и молярной теплоемкостью C (M – молярная масса; m – масса тела):

1) $C = Mc$; 2) $c = MC$; 3) $C = \frac{c}{M}$; 4) $C = \frac{M}{m}c$; 5) $C = \frac{m}{M}c$.

4. Укажите правильный порядок коэффициента теплового расширения металлов (например, Cu, Fe):

1) 10^{-2} K^{-1} ; 2) 10^{-4} K^{-1} ; 3) 10^{-5} K^{-1} ; 4) 10^{-6} K^{-1} ; 5) 10^{-6} K .

5. Внешняя контактная разность потенциалов двух контактирующих металлов равна:

1) $(\Phi_1 - \Phi_2)e$; 2) $\frac{\Phi_1 - \Phi_2}{e}$; 3) $\frac{\varphi_1 + \varphi_2}{e}$; 4) $(\varphi_1 - \varphi_2)e$; 5) $\frac{\Phi_1 - \xi_2}{e}$.

Задачи

1. Определите длину алюминиевой полоски при 0°C , которая удлиняется при одинаковом изменении температуры на столько же, сколько и медная полоска, имеющая длину 1000 мм при 0°C . Линейные коэффициенты теплового расширения алюминия и меди равны $\alpha_{\text{Al}} = 2,4 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, $\alpha_{\text{Cu}} = 1,7 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

2. Вычислите молярную теплоемкость соединения Al_3Fe при высоких температурах.

3. Вычислите разность энергий энергетических уровней, вероятность заполнения которых электронами равна $f_1 = 0,75$ и $f_2 = 0,25$ соответственно. Температура кристалла 300 К.

Тест 6

1. Однопараметрический интеграл Ферми $F_r(\eta) \left(\eta = \frac{\xi}{(kT)} \right)$ имеет вид:

1) $\int_0^\infty \left(\frac{\partial f_0}{\partial x} \right) x^r dx$;

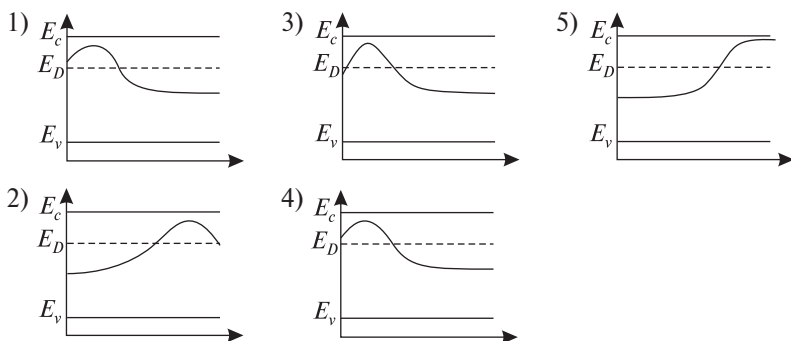
4) $\int_0^\infty \left(-\frac{\partial f_0}{\partial x} \right) x^{-r} dx$;

2) $\int_0^\infty \left(\frac{\partial f_0}{\partial x} \right) x^{-r} dx$;

5) $\int_0^\infty (-f_0) x^r dx$.

3) $\int_0^\infty \left(-\frac{\partial f_0}{\partial x} \right) x^r dx$;

2. Укажите зависимость химического потенциала от температуры полупроводника n -типа:



3. При низких температурах зависимость теплоемкости от температуры имеет вид:

- 1) $C \sim T$; 2) $C \sim T^2$; 3) $C \sim T^3$; 4) $C \sim T^{-3}$; 5) $C = \text{const.}$

4. Определите порядок коэффициента линейного теплового расширения инваров:

- 1) 10^{-2} K^{-1} ; 2) 10^{-4} K^{-1} ; 3) 10^{-6} K^{-1} ; 4) 10^{-8} K^{-1} ; 5) 10^{-9} K^{-1} .

5. Внутренняя контактная разность потенциалов двух контактирующих металлов равна:

- 1) $(\xi_1 - \xi_2)e$; 2) $\frac{\xi_1 - \xi_2}{e}$; 3) $\frac{\Phi_1 - \Phi_2}{e}$; 4) $(\Phi_1 - \Phi_2)e$; 5) $\xi_2 - \xi_1$.

Задачи

1. При 0°C алюминиевый стержень имеет длину $l_{\text{Al}} = 300 \text{ мм}$, а железный — $l_{\text{Fe}} = 301 \text{ мм}$. При какой температуре длины стержней будут одинаковыми? Линейные коэффициенты теплового расширения алюминия $\alpha_{\text{Al}} = 2,4 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, железа $\alpha_{\text{Fe}} = 1,2 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$.

2. Вычислите молярную теплоемкость соединения Al_2Si при высоких температурах.

3. Вычислите разность энергий энергетических уровней, вероятность заполнения которых электронами равна $f_1 = 0,80$ и $f_2 = 0,20$ соответственно. Температура кристалла $T = 500 \text{ К}$.

Тест 7

1. Укажите первое положение теории Онзагера ($\bar{I}_k$ — потоки; $\bar{x}_i$ — силы; L_{ik} — кинематические коэффициенты):

- 1) $\bar{x}_i = \sum_{k=1}^n L_{ik} \bar{I}_k$; 2) $\bar{x}_i = \sum_{k=1}^n L_{ik}^2 I_k$;

$$3) \bar{I}_i = \sum_{k=1}^n L_{ik}^2 \bar{x}_k; \quad 4) \bar{I}_i = \sum_{k=1}^n \bar{x}_k; \quad 5) \bar{I}_i = \sum_{k=1}^n L_{ik} \bar{x}_k.$$

2. Укажите второе соотношение Томсона (α – коэффициент термо-ЭДС; P – коэффициент Пелаттье, T – температура):

$$1) \tau = T \frac{\partial \alpha}{\partial T}; \quad 2) \alpha = PT; \quad 3) P\alpha = T; \quad 4) P = \alpha T; \quad 5) P = \alpha \nabla T.$$

3. Известны эффекты: а) Холла; б) Нернста; в) Эттингсгаузена; г) Риги – Ледюка; д) Маджи – Риги – Ледюка. Выберите те, которые являются нечетными гальваномагнитными:

1) а, в, г; 2) а, б, г; 3) а, в; 4) а, б; 5) а, г, д.

4. При рассеянии электронов на акустических колебаниях фактор рассеяния равен:

$$1) r = 0; \quad 2) r = 1/2; \quad 3) r = 1; \quad 4) r = 1,5; \quad 5) r = 2.$$

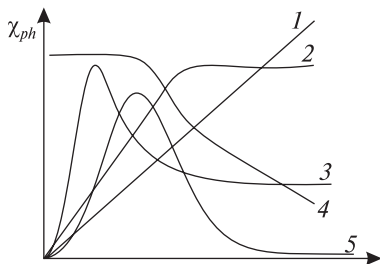
5. Размерность коэффициента Холла равна:

$$1) \text{м}^3/\text{Кл}; \quad 2) \text{м}/\text{Кл}; \quad 3) \text{Кл}/\text{м}^3; \quad 4) \text{Кл} \cdot \text{м}^3; \quad 5) \text{Кл}^{-1} \cdot \text{м}^{-3}.$$

6. Закон Видемана – Франца имеет вид (σ – электропроводность; k – теплопроводность; L – число Лоренца):

$$1) \frac{\sigma}{k} = LT; \quad 2) \frac{k}{\sigma} = LT; \quad 3) \sigma k = LT; \quad 4) \frac{k}{\sigma} = \frac{L}{T}; \quad 5) \frac{kT}{\sigma} = L.$$

7. Укажите, каким графиком определяется температурная зависимость фононной теплопроводности:



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

Задачи

1. Выразите

$$I = \frac{e}{3\pi^2 T} \int_0^\infty \left(-\frac{\partial f_0}{\partial \varepsilon} \right) \frac{\varepsilon \tau(\varepsilon) k^3}{m_n^*} d\varepsilon$$

через интеграл Ферми в случае стандартной энергетической зоны и действия одного механизма рассеяния.

2. Через медную проволоку с поперечным сечением $S = 1,0 \text{ мм}^2$ пропускают ток силой $I = 3,0 \text{ А}$. Определите удельное электросопротивление меди, если разность потенциалов между точками, находящимися на расстоянии $l = 15 \text{ см}$, равна $U = 7,5 \text{ мВ}$.

3. Постройте графики температурной зависимости $\sigma(T)$ полупроводника n -типа с концентрацией доноров $N_1 < N_2$.

Тест 8

1. Укажите второе положение теории Онзагера ($\bar{I}_k$ – потоки; $\bar{x}_i$ – силы; L_{ik} – кинематические коэффициенты):

$$1) \bar{I}_i = \sum_{k=1}^n L_{ik} \bar{x}_k; \quad 3) L_{ik}(\bar{\beta}) = L_{ki}(-\bar{\beta}); \quad 5) \sigma = \left(\sum_{i=1}^n \bar{I}_i \right) \left(\sum_i \bar{x}_i \right).$$

$$2) L_{ik}(\bar{\beta}) = L_{ki}(\bar{\beta}); \quad 4) \sigma = \sum_{i=1}^n \bar{I}_i \bar{x}_i;$$

2. Укажите первое соотношение Томсона (τ – коэффициент Томсона; α – коэффициент термоЭДС; P – коэффициент Пелатье; T – температура):

$$1) \tau = PT; \quad 2) \tau = \alpha T; \quad 3) \tau = T \frac{\partial P}{\partial T}; \quad 4) \tau = P \frac{\partial \alpha}{\partial T}; \quad 5) \tau = T \frac{\partial \alpha}{\partial T}.$$

3. Известны эффекты: а) Холла; б) магнетосопротивления; в) Эттингсгаузена; г) Нернста; д) Риги – Ледюка. Наберите те, которые являются четными гальваномагнитными:

1) б, г; 2) а, б; 3) а, в; 4) г, д; 5) в, г.

4. При рассеянии электронов на оптических колебаниях фактор рассеяния:

1) $r = 0$; 2) $r = 0,5$; 3) $r = 1$; 4) $r = 1,5$; 5) $r = 2$.

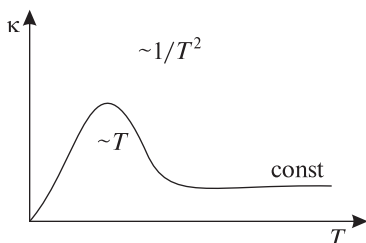
5. Размерность коэффициента диффузии:

1) м/с; 2) м²/с; 3) с/м²; 4) с/м³; 5) м³/с.

6. При наличии вырожденного электронного газа в кристалле коэффициент Холла определяется выражением, если концентрация электронов равна n ($e = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Кл}$):

$$1) -\frac{1}{ne}; \quad 2) -\frac{1,18}{ne}; \quad 3) -\frac{1,93}{ne}; \quad 4) \frac{1}{ne}; \quad 5) -\frac{e}{n}.$$

7. Определите, зависимость какой физической величины отражает график, приведенный на рисунке:



- 1) $\kappa_{ph}(T)$; 2) $C(T)$; 3) $\kappa_3(T)$; 4) $\alpha(T)$; 5) $\rho(T)$.

Задачи

1. Выразите

$$I = \frac{e\xi}{3\pi^2 T} \int_0^\infty \left(-\frac{\partial f_0}{\partial \varepsilon} \right) \frac{\tau k^3}{m_n^*} d\varepsilon$$

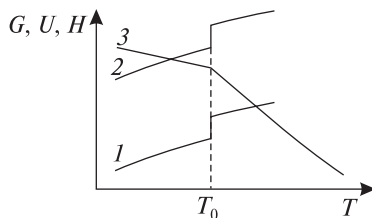
через интеграл Ферми в случае стандартной энергетической зоны и действия одного механизма рассеяния.

2. Вычислите концентрацию и подвижность электронов натрия, если его коэффициент Холла $R = -2,35 \cdot 10^{-10} \text{ м}^3/\text{Кл}$, а удельное электропроводление $\rho = 4,35 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$.

3. Постройте график зависимости магнетосопротивления от индукции магнитного поля.

Тест 9

1. На рисунке приведены температурные зависимости внутренней энергии U , энтальпии H и термодинамического потенциала G металла, испытывающего полиморфное превращение при температуре T_0 . Укажите эти зависимости:



1) $1 - G, 2 - U, 3 - H$;

4) $1 - H, 2 - U, 3 - G$;

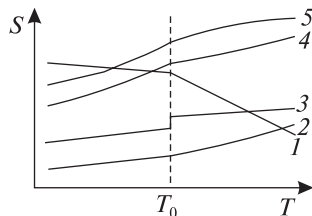
2) $1 - G, 2 - H, 3 - U$;

5) $1 - H, 2 - G, 3 - U$.

3) $1 - U, 2 - H, 3 - G$;

2. Определите, какой из графиков, приведенных на рисунке, соответствует изменению энтропии при фазовом превращении второго рода:

1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.



3. Укажите примерные величины размера сиботаксисов и времени их существования:

1) 0,5–1 нм; 10^{-14} с;

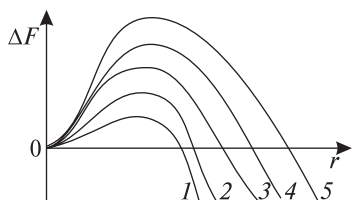
4) 3–10 нм; 10^{-14} с;

2) 3–15 нм; 10^{-7} с;

5) 50–100 нм; 10^{-6} с.

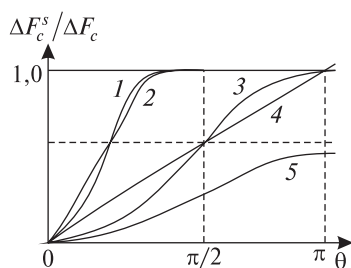
3) 50–100 нм; 10^{-3} с;

4. На рисунке приведены графики зависимости свободной энергии активации образования зародыша кристаллической фазы от его радиуса при гомогенном зарождении. Определите, какой из них соответствует максимальной степени переохлаждения жидкой фазы:



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

5. Выберите график, которому соответствует зависимость $\Delta F_c^s / \Delta F_c$ от контактного угла при образовании критического зародыша кристаллической фазы на плоской поверхности:



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

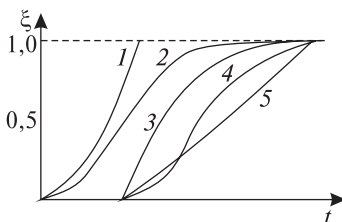
6. Если S_i – площади граней, а γ_i – их удельные поверхности соответственно, то принцип Гиббса – Кюри записывается в виде:

1) $\sum_i \gamma_i S_i = \min$ при $V = \text{const}$; 2) $\sum_i \gamma_i^{-1} S_i = \min$ при $V = \text{const}$;

$$3) \sum_i \gamma_i S_i^{-1} = \min \text{ при } V = \text{const}; \quad 5) \sum_i S_i = \min \text{ при } V = \text{const}.$$

$$4) \sum_i \gamma_i^{-1} S_i^{-1} = \min \text{ при } V = \text{const};$$

7. Определите, какой из графиков описывает кинетику кристаллизации:



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

8. Максимальная скорость перемещения межфазной границы при нормальном затвердевании определяется выражением:

$$1) \frac{\kappa_s \Delta T_s}{\rho_s \lambda_m}; \quad 3) \frac{\kappa_s \nabla T_s + \kappa_l \nabla T_l}{\rho_s \lambda_m}; \quad 5) \frac{\kappa_s \Delta T_s}{(\rho_l + \rho_s) \lambda_m}.$$

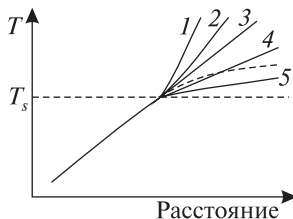
$$2) \frac{\kappa_l \Delta T_l}{\rho_l \lambda_m}; \quad 4) \frac{\kappa_l \nabla T_l}{\rho_l \lambda_m};$$

9. Укажите, при каком распределении температуры в зависимости от расстояния до межфазной границы может образоваться ячеистая структура при кристаллизации:

1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

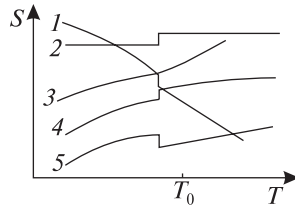
10. Через $t_1 = 3$ мин после переохлаждения жидкого металла доля кристаллической фазы составляет $\xi_1 = 0,1$. Определите, через какое время закристаллизовавшаяся доля металла достигнет $\xi_2 = 0,8$:

1) 4 мин; 2) 6 мин; 3) 8 мин; 4) 12 мин; 5) 16 мин.



Тест 10

1. Укажите, какой из графиков, приведенных на рисунке, соответствует изменению энтропии металла, испытывающего при нагревании полиморфное превращение при температуре T_0 :



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

2. При полиморфном превращении, протекающем при нагревании (T_0) тепловой эффект определяется выражением:

1) $\lambda = T_0 \Delta S$; 2) $\lambda = \frac{\Delta S}{T_0}$; 3) $\lambda = T_0 \Delta H$; 4) $\lambda = T_0 \Delta U$; 5) $\lambda = \Delta U + \Delta H$.

3. Укажите порядок величин времени существования сиботаксисов:

1) 10^{-14} с; 2) 10^{-7} с; 3) 10^{-3} с; 4) 10^{-10} с; 5) 10^{-6} с.

4. Определите, какое соотношение существует между свободной энергией активации образования критического зародыша ΔF_c и его поверхностной энергией $(\Delta F_s)_c$ при гомогенном зарождении:

1) $\Delta F_c = \frac{1}{3}(\Delta F_s)_c$; 3) $\Delta F_c = (\Delta F_s)_c$; 5) $\Delta F_c = \frac{4}{3}(\Delta F_s)_c$.

2) $(\Delta F_s)_c = \frac{1}{3}\Delta F_c$; 4) $\Delta F_c = 2(\Delta F_s)_c$;

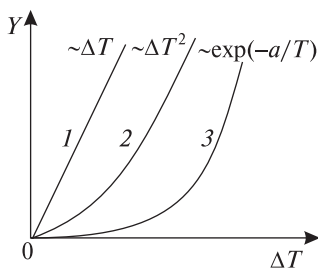
5. Укажите правильное выражение скорости зародышеобразования при гомогенном зарождении (ΔF_c — свободная энергия активации образования критического зародыша; ΔF_a — энергия активации перехода атомов через межфазную границу):

1) $I_0 \exp\left(-\frac{\Delta F_a}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right)$; 4) $I_0 \exp\left(\frac{\Delta F_a}{kT}\right) \exp\left(\frac{\Delta F_c}{kT}\right)$;

2) $I_0 \exp\left(-\frac{\Delta F_a}{kT}\right) \exp\left(\frac{\Delta F_c}{kT}\right)$; 5) $I_0 \left[\exp\left(-\frac{\Delta F_a}{kT}\right) - \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \right]$.

3) $I_0 \exp\left(\frac{\Delta F_a}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right)$;

6. Определите, какой из графиков зависимости скорости роста от переохлаждения соответствует следующим механизмам при образовании двумерных зародышей: непрерывному (А), ступенчатому (Б) и с помощью винтовых дислокаций (В):



- 1) 1 – А, 2 – В, 3 – Б; 4) 1 – А, 2 – Б, 3 – В;
 2) 1 – В, 2 – А, 3 – Б; 5) 1 – Б, 2 – А, 3 – В.
 3) 1 – Б, 2 – В, 3 – А;

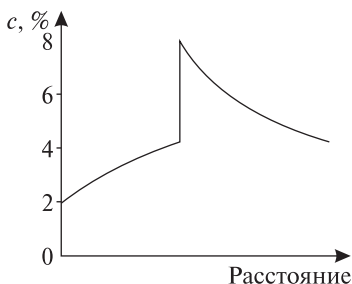
7. Укажите, при каком значении ξ скорость кристаллизации максимальна:

- 1) $-0,1$; 2) $-0,3$; 3) $-0,5$; 4) $0,8$; 5) $0,9$.

8. Выберите уравнение, с помощью которого описывается распределение растворенного элемента при нормальном затвердевании в случае пренебрежимо малой диффузии в твердой фазе и полном перемешивании растворенного элемента в жидкости:

- 1) $-c_s = k_0 c_0 (1 - f_s)(k_0 - 1)$; 4) $-c_s = k_0 c_0 (f_s - 1)^{k_0 - 1}$;
 2) $-c_s = k_0 c_0 (f_s - 1)(k_0 - 1)$; 5) $-c_s = k_0 c_0 (1 - f_s)^{1 - k_0}$.
 3) $-c_s = k_0 c_0 (1 - f_s)^{k_0 - 1}$;

9. На рисунке приведено распределение концентрации растворенного элемента в сплаве при направленном затвердевании. Укажите среднюю концентрацию в сплаве и равновесный коэффициент распределения:



- 1) $c = 2\%$; $k = 1$; 4) $c = 4\%$; $k = 0,5$;
 2) $c = 2\%$; $k = 0,25$; 5) $c = 8\%$; $k = 0,5$.
 3) $c = 4\%$; $k = 2$;

10. Через $t_1 = 1,5$ мин после переохлаждения жидкого металла объемная доля кристаллической фазы составляет $\xi_1 = 0,15$. Определите объемную долю кристаллической фазы через $t_2 = 2,5$ мин:

- 1) 0,25; 2) 0,52; 3) 0,63; 4) 0,71; 5) 0,82.

Тест 11

1. Укажите правильную реакцию протекания расслоения исходной β -фазы:

- 1) $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$; 4) $\beta \rightarrow \alpha + \beta_1$;
2) $\beta \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$; 5) $\beta_n \rightarrow \beta + \alpha$.
3) $\beta \rightarrow \beta_1 + \beta_2$;

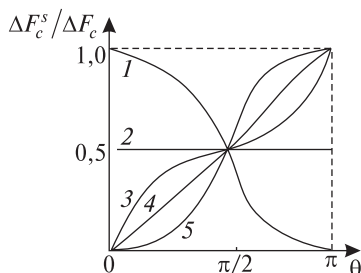
2. Выберите зависимость свободной энергии активации образования критического зародыша при гомогенном зарождении от степени переохлаждения:

- 1) $\Delta F_c \sim (T_0 - T)^{-1}$; 4) $\Delta F_c \sim (T_0 - T)^2$;
2) $\Delta F_c \sim (T_0 - T)^{-2}$; 5) $\Delta F_c \sim (T_0 - T)^3$.
3) $\Delta F_c \sim (T_0 - T)^{-3}$;

3. Зависимость скорости зародышеобразования при небольшом переохлаждении для гомогенного механизма описывается уравнением:

- 1) $I_v \sim 10^{36} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$; 4) $I_v \sim 10^{24} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$;
2) $I_v \sim 10^{33} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$; 5) $I_v \sim 10^{36} \exp\left(\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$.
3) $I_v \sim 10^{30} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$;

4. Укажите, какой из графиков соответствует зависимости $\Delta F_c^s(\theta)/\Delta F_c$ (ΔF_c , ΔF_c^s — свободные энергии активации образования критического



зародыша при гомогенном и гетерогенном зарождениях на плоскости соответственно).

1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

5. На плоской поверхности образуется зародыш новой фазы, ограниченной частью сферы радиусом r . Его площадь плоской межфазной поверхности описывается выражением $S = \eta_{\alpha\beta} r^2$. Укажите правильное выражение геометрического фактора, если θ – контактный угол:

1) $\pi^2 \sin^2 \theta$; 2) $\pi \sin^2 \theta$; 3) $\pi^2 \sin \theta$; 4) $\pi \cos^2 \theta$; 5) $\pi^2 \cos \theta$.

6. На плоской поверхности образуется зародыш новой фазы, ограниченной частью сферы радиусом r . Его площадь плоской межфазной поверхности описывается выражением $S = \eta_{\alpha\beta} r^2$. Укажите правильное выражение геометрического фактора $\eta_{\alpha\beta}$, если θ – контактный угол:

1) $\pi \sin^2 \theta$; 3) $2(1 - \cos \theta)$; 5) $2\pi(1 - \cos \theta)^2$.
2) $\pi(1 - \cos \theta)$; 4) $2\pi(1 - \cos \theta)$;

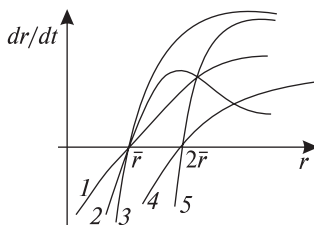
7. Если скорость роста новой фазы контролируется диффузией, то зависимость радиуса частицы от времени определяется зависимостью (D – коэффициент диффузии):

1) $a(Dt)^{3/2}$; 2) $(Dt)^3$; 3) $a(Dt)$; 4) $a(Dt)^{1/2}$; 5) $a(Dt)^{5/2}$.

8. Кинетика распада пересыщенного твердого раствора при нулевой скорости зародышеобразования описывается уравнением $\xi = 1 - \exp(-kt^n)$, где:

1) $n = 3,5$; 2) $n < 1,5$; 3) $n = 2,5$; 4) $n = 2$; 5) $n = 1,5$.

9. Укажите правильный график зависимости скорости роста частиц от их радиуса:



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 5.

Тест 12

1. Укажите правильную реакцию протекания эвтектоидного превращения:

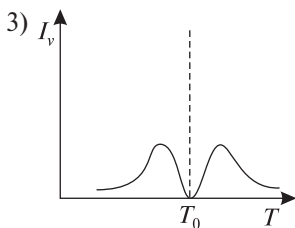
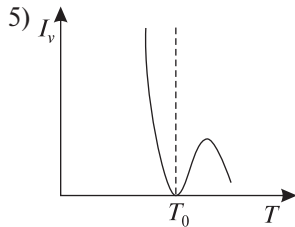
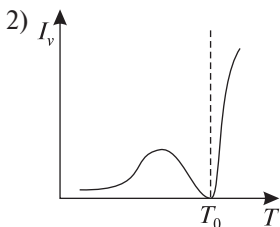
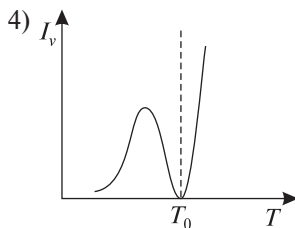
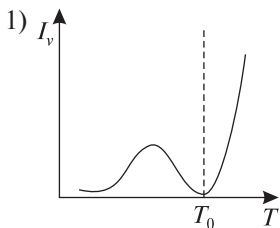
1) $\beta \rightarrow \beta_1 + \beta_2$; 3) $\beta_n \rightarrow \beta + \alpha$; 5) $\beta_n \rightarrow \beta_1 + \beta_2$.
2) $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$; 4) $\beta \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$;

2. Определите зависимость числа атомов в критическом зародыше от степени переохлаждения при гомогенном зарождении:

1) $n_c \sim (T_0 - T)^2$; 3) $n_c \sim (T_0 - T)^{-1}$; 5) $n_c \sim (T_0 - T)^{-3}$.

2) $n_c \sim (T_0 - T)^3$; 4) $n_c \sim (T_0 - T)^{-2}$;

3. Укажите правильный график зависимости скорости гомогенного зародышеобразования от температуры:



4. Определите, каким выражением описывается скорость зародышеобразования на поверхности (N_s — число атомов на поверхности, отнесенное к единице объема; ε_m — свободная энергия активации перехода атомов через межфазную границу; ΔF_c^c — свободная энергия активации образования критического зародыша на поверхности):

1) $I_v^s = N_s \cdot \exp\left(-\frac{\varepsilon_m}{kT}\right) \exp\left(\frac{\Delta F_c^c}{kT}\right)$;

2) $I_v^s = N_s \cdot \exp\left(\frac{\varepsilon_m}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta F_c^c}{kT}\right)$;

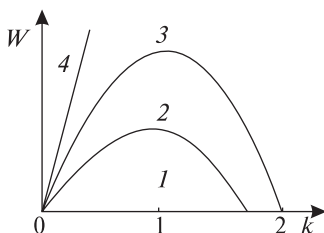
$$3) I_v^s = N_s \cdot \exp\left(\frac{\varepsilon_m}{kT}\right) \exp\left(\frac{\Delta F_c^c}{kT}\right);$$

$$4) I_v^s = N_s \cdot \exp\left(-\frac{\Delta F_c^c}{kT}\right);$$

$$5) I_v^s = N_s \cdot \exp\left(-\frac{\varepsilon_m}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta F_c^c}{kT}\right).$$

5. Укажите на диаграмме область преимущественного зарождения новой фазы на границах зерен типа «ребро», где

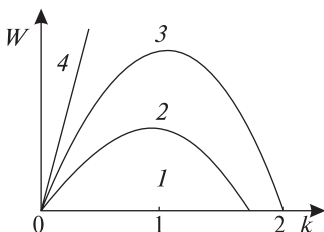
$$W = (kT/\Delta F_c) \ln(L/\delta), \quad k = \gamma_{\beta\beta}/\gamma_{\alpha\beta}.$$



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 1, 2.

6. Укажите область преимущественного зарождения на границах зерен типа «грани» на приведенной схеме

$$W = (kT/\Delta F_c) \ln(L/\delta), \quad k = \gamma_{\beta\beta}/\gamma_{\alpha\beta}.$$



1) 1; 2) 2; 3) 3; 4) 4; 5) 3, 4.

7. Скорость роста новой фазы, контролируемого переходом атомов через межфазную границу, определяется выражением (Δf — движущая сила фазового превращения; r — радиус растущей частицы, γ — удельная поверхностная энергия; v_α — атомный объем):

$$\begin{array}{ll}
1) \frac{c}{T} \left(\frac{\Delta f}{v_\alpha} - \frac{2\gamma}{r} \right); & 4) \frac{c}{T} \left(\frac{\Delta f}{v_\alpha} - \frac{r}{2\gamma} \right); \\
2) \frac{c}{T} \left(\frac{\Delta f}{v_\alpha} + \frac{2\gamma}{r} \right); & 5) \frac{c}{T} \left(\frac{\Delta f}{r} - \frac{v_\alpha}{2\gamma} \right). \\
3) \frac{c}{T} \left(\frac{\Delta f}{v_\alpha} + \frac{r}{2\gamma} \right); &
\end{array}$$

8. Уравнение Авраами – Колмогорова имеет вид $\xi = 1 - \exp(-kt^n)$, где:

1) $3 \leq n \leq 4$; 2) $2 \leq n \leq 3$; 3) $1 \leq n \leq 2$; 4) $4 \leq n \leq 5$; 5) $1,5 \leq n \leq 2,5$.

9. Зависимость равновесной растворимости легирующего элемента в матрице от радиуса r определяется уравнением:

$$\begin{array}{ll}
1) c_\alpha(\infty) \left(1 + \frac{\gamma v_\alpha}{kTr} \right); & 4) c_\alpha(\infty) \left(1 - \frac{2\gamma v_\alpha}{kTr} \right); \\
2) c_\alpha(\infty) \left(1 + \frac{\gamma v_\alpha}{2kTr} \right); & 5) c_\alpha(\infty) \left(1 - \frac{\gamma v_\alpha}{kTr} \right). \\
3) c_\alpha(\infty) \left(1 + \frac{2\gamma v_\alpha}{kTr} \right); &
\end{array}$$

Тест 13

1. Укажите плоскости скольжения в металлах с ГЦК-структурой:

1) $\{100\}$; 2) $\{110\}$; 3) $\{111\}$; 4) $\{120\}$; 5) $\{112\}$.

2. Плотность дислокаций в сильно деформированных металлах равна:

1) $10^4 - 10^6 \text{ см}^{-2}$; 4) $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$;
 2) $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$; 5) $10^{12} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$.
 3) $10^8 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$;

3. Зависимость предела текучести металла определяется выражением

$\sigma_T = \sigma_0 + k_1 N_D^n$, где N_D – плотность дислокаций, а показатель n равен:

1) $-1,5$; 2) $-0,5$; 3) 0 ; 4) $0,5$; 5) $1,5$.

4. В тонкой пластине уравнение кинетики рекристаллизации описывается выражением $\xi = 1 - \exp(-at^n)$, где n равно:

1) -1 ; 2) 1 ; 3) 2 ; 4) 3 ; 5) 4 .

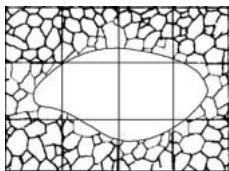
5. Зависимость среднего размера зерна от длительности протекания собирательной рекристаллизации определяется уравнением $\bar{D}(t) = at^n$, где n равно:

1) 1 ; 2) $0,5$; 3) $-0,5$; 4) $-1,0$; 5) $-1,5$.

6. Температура плавления чистого металла — 960°C . Оцените интервал температуры начала первичной рекристаллизации металла:

- 1) $500\text{--}600^{\circ}\text{C}$; 3) $250\text{--}300^{\circ}\text{C}$; 5) $20\text{--}100^{\circ}\text{C}$.
 2) $400\text{--}500^{\circ}\text{C}$; 4) $120\text{--}220^{\circ}\text{C}$;

7. Металл сначала подвергают пластической деформации, а затем нагреву. На рисунке показана зеренная структура металла. Определите, на каком этапе обработки металла наблюдается такая структура:



- 1) после пластической деформации;
 2) полигонизации;
 3) первичной рекристаллизации;
 4) собирательной рекристаллизации;
 5) вторичной рекристаллизации.

Задачи

1. После $t_1 = 15$ мин отжига при постоянной температуре деформированной тонкой проволоки доля рекристаллизованного металла составляет $\xi_1 = 0,10$. Сколько времени потребуется, чтобы доля рекристаллизованного объема изменилась от $\xi_2 = 0,5$ до $\xi_3 = 0,9$?

Тест 14

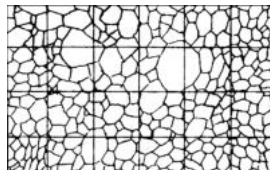
- Укажите направления скольжения в металлах с ОЦК-структурой:
 1) $\langle 100 \rangle$; 2) $\langle 110 \rangle$; 3) $\langle 120 \rangle$; 4) $\langle 111 \rangle$; 5) $\langle 112 \rangle$.
- Укажите величину плотности дислокаций в отожженном поликристаллическом металле:
 1) $10^4\text{--}10^6\text{ см}^{-2}$; 3) $10^8\text{--}10^{10}\text{ см}^{-2}$; 5) $10^{-8}\text{--}10^{-10}\text{ см}^{-2}$.
 2) $10^6\text{--}10^8\text{ см}^{-2}$; 4) $10^{10}\text{--}10^{12}\text{ см}^{-2}$;
- Зависимость предела текучести металла определяется выражением $\sigma_T = \sigma_i + k_2 d^n$, где n равен:
 1) $-1,5$; 2) -1 ; 3) $-0,5$; 4) $0,5$; 5) $1,0$.
- При постоянных скоростях зарождения центров рекристаллизации и роста кинетика первичной рекристаллизации в объемном поликристалле описывается уравнением $\xi_r = 1 - \exp(-at^n)$, где n равно:
 1) -4 ; 2) -2 ; 3) 2 ; 4) 3 ; 5) 4 .
- Определите, каким выражением описывается зависимость конечного размера зерна D_k при собирательной рекристаллизации, если размер выделений второй фазы — d , а ее объемная доля — f :
 1) $D_k \sim d/f$; 3) $D_k \sim f/d$; 5) $D_k \sim (d/f)^{1/2}$.
 2) $D_k \sim df$; 4) $D_k \sim (d \cdot f)^{-1}$;

6. Температура плавления чистого металла — 660°C . Оцените интервал температуры начала первичной рекристаллизации металла:

- 1) $380\text{--}330^{\circ}\text{C}$; 3) $160\text{--}200^{\circ}\text{C}$; 5) $10\text{--}60^{\circ}\text{C}$.
2) $200\text{--}240^{\circ}\text{C}$; 4) $100\text{--}160^{\circ}\text{C}$;

7. Металл сначала подвергают пластической деформации, а затем отжигу. На рисунке показана зеренная структура металла. Определите, на каком этапе обработки металла наблюдается такая структура:

- 1) после пластической деформации;
2) отжига;
3) полигонизации;
4) первичной рекристаллизации;
5) собирательной рекристаллизации.



Задачи

1. Через время $t_1 = 20$ мин после нагрева при постоянной температуре деформированного бруска металла рекристаллизованная доля составляет $\xi_1 = 0,25$. Через сколько времени t_2 нагрева рекристаллизованная доля объема утроится?

ПРИЛОЖЕНИЕ

СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА

Структура металла является огромной совокупностью однородных элементов, и при ее оценке целесообразно использовать математическую статистику, основные положения которой приведены ниже. Пусть необходимо определить по шлифу параметр структуры металла, истинная средняя величина которого для данного объема равна a_0 . Однако значения этого параметра, измеренные на шлифе, могут существенно различаться. Проведя x измерений, получим x различных значений параметра: $a_1, a_2, a_3, \dots, a_x$. Совокупность случайно полученных при измерении величин $\{a_1, a_2, a_3, \dots, a_x\}$ образует выборку, а число измерений x называется ее объемом.

Основным показателем, характеризующим величину параметра структуры, является его среднеарифметическое значение $\bar{a}$:

$$\bar{a} = \frac{a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_x}{x}.$$

Показатель, характеризующий однородность измеряемого параметра структуры, — его среднее квадратичное отклонение $\sigma(a)$:

$$\sigma(a) = K \sqrt{\frac{a_1^2 + a_2^2 + a_3^2 + \dots + a_x^2}{x} - (\bar{a})^2},$$

где K — поправочный коэффициент, зависящий от объема выборки ($K = \sqrt{x/(x-1)}$).

Степень однородности параметра структуры также может быть оценена его дисперсией:

$$D(a) = \sigma^2(a)$$

или коэффициентом вариации:

$$\delta(a) = \frac{\sigma(a)}{\bar{a}}.$$

Разница между истинной средней величиной параметра a_0 структуры и средней арифметической выборкой $\bar{a}$ называется абсолютной статистической ошибкой:

$$\varepsilon = |a_0 - \bar{a}|.$$

Однако поскольку истинная средняя величина параметра неизвестна, то абсолютную ошибку определяют по формуле

$$\varepsilon = t\sigma(\bar{a}), \quad (\text{П.1})$$

где t — нормированное отклонение; $\sigma(\bar{a})$ — среднее квадратичное отклонение средней арифметической выборки (среднее квадратичное выборочной средней).

Значение $\sigma(\bar{a})$ может быть определено экспериментально или оценено теоретически. В первом случае проводится несколько повторных выборок, каждая из которых содержит x измерений, и определяются для них средние значения $\bar{a}_1, \bar{a}_2, \bar{a}_3, \dots, \bar{a}_z$ (z — число различных выборок). Тогда

$$\sigma(\bar{a}) = K \sqrt{\frac{a_1^2 + a_2^2 + a_3^2 + \dots + a_z^2}{z} - \bar{a}_0^2},$$

где $\bar{a}_0 = \frac{\bar{a}_1 + \bar{a}_2 + \bar{a}_3 + \dots + \bar{a}_z}{z}$ — средняя арифметическая всех выборочных средних.

Выполнение нескольких повторных выборок требует много времени и усилий. Поэтому при определении $\sigma(\bar{a})$ используют тот факт, что величина $\sigma(\bar{a})$ обратно пропорциональна квадратному корню из числа выполненных независимых измерений x , т. е.

$$\sigma(\bar{a}) = \frac{A}{\sqrt{x}}, \quad (\text{П.2})$$

где A — коэффициент, зависящий от характера структуры, определяемого параметра и методики исследования.

Из (П.1) и (П.2) следует выражение для вычисления абсолютной ошибки:

$$\varepsilon = \frac{At}{\sqrt{x}}. \quad (\text{П.3})$$

Нормированное отклонение t , входящее в выражение для абсолютной статистической ошибки, связано с доверительной вероятностью P полученного результата анализа следующей зависимостью:

$$P = \sqrt{\frac{2}{\pi_0}} \int_0^t e^{-\frac{t^2}{2}} dt. \quad (\text{П.4})$$

Доверительная вероятность при абсолютной статистической ошибке ε показывает долю повторных выборок, результаты которых находились бы в пределах значений от $\bar{a} - \varepsilon$ до $\bar{a} + \varepsilon$. Поскольку интеграл (П.4)

не берется в элементарных функциях, то значения доверительных вероятностей P для различных значений нормированного отклонения t приведены в таблице.

**Доверительная вероятность P
для различных величин нормированного отклонения t**

t	P	T	P	t	P	t	P
0,10	0,080	1,20	0,770	2,40	0,983	0,675	0,50
0,20	0,159	1,40	0,838	2,60	0,991	0,842	0,60
0,30	0,236	1,50	0,890	2,80	0,995	1,036	0,70
0,40	0,311	1,60	0,890	3,00	0,997	1,282	0,80
0,50	0,383	1,80	0,898			1,645	0,90
0,60	0,451	2,00	0,954			1,960	0,95
0,80	0,576	2,20	0,972			2,326	0,98
1,00	0,683						

Из соотношений (П.1), (П.3) и (П.4) следует, что абсолютная ошибка ε может быть различной в зависимости от величины доверительной вероятности P .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Бернштейн, М. Л.* Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. М., 1979.
- Блантер, М. Е.* Теория термической обработки / М. Е. Блантер. М., 1984.
- Бокштейн, Б. С.* Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. М., 1978.
- Бублик, В. Т.* Сборник задач и упражнений по курсу «Методы исследования структуры» / В. Т. Бублик, А. Н. Дубровина. М., 1988.
- Варикаш, В. М.* Избранные задачи по физике твердого тела / В. М. Варикаш, Ю. М. Хачатрян. Минск, 1969.
- Геллер, Ю. А.* Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. М., 1984.
- Горбачев, В. В.* Физика полупроводников и металлов / В. В. Горбачев, Л. Г. Спицина. М., 1982.
- Гуляев, А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. М., 1986.
- Келли, А.* Кристаллография и дефекты в кристаллах / А. Келли, Г. Гровс. М., 1974.
- Лифшиц, Б. Г.* Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лифшиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий. М., 1980.
- Мозберг, Р. К.* Материаловедение / Р. К. Мозберг. М., 1991.
- Переломова, Н. В.* Задачник по кристаллофизике / Н. В. Переломова, Н. М. Тагирова. М., 1972.
- Петров, Д. А.* Двойные и тройные системы / Д. А. Петров. М., 1986.
- Русаков, А. А.* Рентгенография металлов / А. А. Русаков. М., 1977.
- Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976.
- Сборник качественных вопросов и задач по общей физике* / Е. И. Бабаджан [и др.]. М., 1990.
- Соколовская, Е. М.* Металлохимия / Е. М. Соколовская, Л. С. Гузей. М., 1986.
- Уманский, М. М.* Сборник задач по рентгеноструктурному анализу / М. М. Уманский, З. К. Золина. М., 1975.
- Уманский, Я. С.* Физика металлов / Я. С. Уманский, Ю. С. Скаков. М., 1978.
- Физическое материаловедение* : в 3 т. / под ред. Р. У. Кана, П. Хаазена. 3-е изд., перераб. и доп. М., 1987. 3 т.
- Халл, Д.* Введение в дислокации / Д. Халл. М., 1968.
- Чернявский, К. С.* Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 4–37, 107–109, 239–251.
- Шаскольская, М. П.* Кристаллография / М. П. Шаскольская. М., 1976.
- Шепелевич, В. Г.* Структурно-фазовые превращения в металлах / В. Г. Шепелевич. Минск, 2007.
- Шепелевич, В. Г.* Лабораторные работы по физике металлов и металловедению / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012.
- Шульце, Г.* Металлофизика / Г. Шульце. М., 1971.

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	3
------------------	---

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

Металлографические методы исследования структуры металлов.....	6
<i>Лабораторная работа 1</i>	
Определение объемной доли фазы в сплаве планиметрическим методом....	6
<i>Лабораторная работа 2</i>	
Определение параметров сплава	
методом случайных секущих	10
<i>Лабораторная работа 3</i>	
Точечный метод определения объемной доли структурных	
составляющих сплава	13
<i>Лабораторная работа 4</i>	
Определение плотности линейных элементов	
пространственной структуры	16
Фазы и фазовые превращения в металлах.....	21
<i>Лабораторная работа 5</i>	
Изучение диаграмм состояния бинарных сплавов.....	21
<i>Лабораторная работа 6</i>	
Построение диаграммы состояния сплавов	
по кривым охлаждения	32
<i>Лабораторная работа 7</i>	
Выращивание монокристаллов	35
<i>Лабораторная работа 8</i>	
Изучение структуры и определение	
содержания углерода в сталях.....	41
<i>Лабораторная работа 9</i>	
Изучение фазовых превращений	
дифференциальным термическим методом	48
<i>Лабораторная работа 10</i>	
Коалесценция дисперсных частиц в сплаве	53
<i>Лабораторная работа 11</i>	
Старение алюминиевых сплавов	59
Деформированное состояние металлов	66
<i>Лабораторная работа 12</i>	
Испытание металлов растяжением	66

<i>Лабораторная работа 13</i>	
Двойникование в кристаллах	72
<i>Лабораторная работа 14</i>	
Ползучесть металлов.....	77
<i>Лабораторная работа 15</i>	
Упрочнение сталей.....	83
<i>Лабораторная работа 16</i>	
Рекристаллизация деформированного металла.....	90
Механические и физические свойства металлов.....	94
<i>Лабораторная работа 17</i>	
Модули упругости твердых тел	94
<i>Лабораторная работа 18</i>	
Электросопротивление сплавов	101
<i>Лабораторная работа 19</i>	
Термоэлектрические явления	107
<i>Лабораторная работа 20</i>	
Ферромагнитные свойства сталей.....	114
<i>Лабораторная работа 21</i>	
Гальваномагнитные явления.....	119
<i>Лабораторная работа 22</i>	
Тепловое расширение твердых тел	128

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ. ЗАДАЧИ И ТЕСТЫ

Краткие теоретические сведения.....	134
Примеры решения задач.....	140
Задачи для самостоятельного решения.....	150
Ответы и краткие решения задач.....	189
Контроль знаний.....	228
ПРИЛОЖЕНИЕ	250
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	253

Учебное издание

Шепелевич Василий Григорьевич

**ПРАКТИКУМ ПО ФИЗИКЕ МЕТАЛЛОВ
И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЮ**

Пособие

Редактор *Д. В. Мацур*

Художник обложки *Т. Ю. Таран*

Технический редактор *В. П. Явуз*

Компьютерная верстка *С. Н. Егоровой*

Подписано в печать 16.11.2022. Формат 60×84/16.

Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ. л. 14,88.

Уч.-изд. л. 16,90. Тираж 40 экз. Заказ 472.

Белорусский государственный университет.

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 1/270 от 03.04.2014.

Пр. Независимости, 4, 220030, Минск.

Республиканское унитарное предприятие

«Издательский центр Белорусского государственного университета».

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 2/63 от 19.03.2014.

Ул. Красноармейская, 6, 220030, Минск.