

В. Г. Шепелевич

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

**Лабораторный практикум
для студентов, обучающихся
по специальности 1-31 04 01-05
«Физика (ядерная физика и технологии)»**

**МИНСК
БГУ
2012**

УДК 669.017:53(075.8)(076.5)
ББК 34.2я73-5
Ш 48

Рекомендовано
кафедрой физики твердого тела
физического факультета
8 июня 2012 г., протокол № 9

Рецензенты:
доктор физико-математических наук,
профессор *И. С. Таптыков*;
доктор технических наук, профессор *К. Е. Белявин*

Шепелевич, В. Г.
Ш 48 Физика металлов и металловедение: лаб. практикум для студентов, обучающихся по спец. 1-31 04 01-05 «Физика (ядерная физика и технологии)» [Электронный ресурс] / В. Г. Шепелевич. – Минск : БГУ, 2012. – Режим доступа : <http://www.elib.bsu.by>, ограниченный.
ISBN 978-985-518-655-8.

Содержится описание лабораторных работ по курсам «Физическое металловедение», «Физика неравновесных процессов», «Структурно-фазовые превращения в металлах» и «Фононные и электронные процессы в кристаллах». Рассмотрены методы формирования и исследования структуры металлов, ее влияние на их механические и физические свойства.

Для студентов 4–5 курсов физического факультета. Практикум будет полезен магистрантам и аспирантам, специализирующимся в области металловедения.

УДК 669.017:53(075.8)(076.5)
ББК 34.2я73-5

ISBN 978-985-518-655-8

© Шепелевич В. Г., 2012
© БГУ, 2012

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	3
-------------------	---

Глава 1

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

<i>Лабораторная работа 1.</i> Определение объемной доли фазы в сплаве планиметрическим методом.....	7
<i>Лабораторная работа 2.</i> Определение параметров сплава методом случайных секущих	11
<i>Лабораторная работа 3.</i> Точечный метод определения объемной доли структурных составляющих сплава.....	15
<i>Лабораторная работа 4.</i> Определение плотности линейных элементов пространственной структуры	18

Глава 2

ФАЗЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ

<i>Лабораторная работа 5.</i> Изучение диаграмм состояния бинарных сплавов	24
<i>Лабораторная работа 6.</i> Построение диаграммы состояния сплавов по кривым охлаждения	35
<i>Лабораторная работа 7.</i> Выращивание монокристаллов.....	38
<i>Лабораторная работа 8.</i> Изучение структуры и определение содержания углерода в сталях.....	44
<i>Лабораторная работа 9.</i> Изучение фазовых превращений дифференциальным термическим методом.....	51
<i>Лабораторная работа 10.</i> Коалесценция дисперсных частиц в сплаве	56
<i>Лабораторная работа 11.</i> Старение алюминиевых сплавов	62

Глава 3

ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛОВ

<i>Лабораторная работа 12.</i> Испытание металлов растяжением	70
<i>Лабораторная работа 13.</i> Двойникование в кристаллах	76

<i>Лабораторная работа 14. Ползучесть металлов</i>	81
<i>Лабораторная работа 15. Упрочнение сталей.....</i>	87
<i>Лабораторная работа 16. Рекристаллизация деформированного металла.....</i>	94

Глава 4

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

<i>Лабораторная работа 17. Модули упругости твердых тел.....</i>	99
<i>Лабораторная работа 18. Электросопротивление сплавов</i>	106
<i>Лабораторная работа 19. Термоэлектрические явления</i>	112
<i>Лабораторная работа 20. Ферромагнитные свойства сталей.....</i>	119
<i>Лабораторная работа 21. Гальваномагнитные явления.....</i>	125
<i>Лабораторная работа 22. Тепловое расширение твердых тел</i>	134

ПРИЛОЖЕНИЕ	139
-------------------------	-----

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 приобрести навыки и умения в измерении свойств металлов и определении параметров структуры, установить их зависимость от химического состава, условий получения и различных видов обработки.

В предлагаемом лабораторном практикуме, состоящем из четырех глав, приведено описание 22 лабораторных работ, которые являются основой учебного практикума по физике металлов и металловедению.

В первой главе представлены лабораторные работы по изучению и применению методов определения основных параметров микроструктуры металлов: объемной доли фаз в сплаве, удельной поверхности межфазной границы, плотности линейных элементов. При выполнении данных работ применяются специальные планшеты (тренажеры) с изображением структуры металла, позволяющие рационально проводить занятия без использования дорогостоящего оборудования и затрат времени на изготовление образцов.

В лабораторных работах второй главы 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. Студенты знакомятся с термическим и дифференциальным термическим методами исследования фазовых превращений в металлах, выращивают монокристаллы методом Бриджмена и определяют их кристаллографическую ориентировку, осваивают методы работы с оптическим металлографическим микроскопом и прибором для измерения твердости по Виккерсу, изучают процессы старения и коалесценции дисперсных частиц в сплавах.

Пластическая деформация и упрочнение металлов, их деформированное состояние исследуются при выполнении лабораторных работ, приведенных в третьей главе. Студенты 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 рассмотрены в четвертой главе пособия. Студенты приобретают опыт измерения упругих свойств, удельного электросопротивления, дифференциальной термоэдс, намагниченности, коэрцитивной силы, магнетосопротивления, коэффициента Холла и линейного коэффициента теплового расширения различных сплавов.

В данном лабораторном практикуме представлены не только 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 лекционных курсах. Эти работы также могут быть использованы в учебном практикуме по общей физике и специальных практикумах при подготовке специалистов в области материаловедения в технических и технологических университетах.

При постановке 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 БГУ.

Автор выражает искреннюю благодарность преподавателям и лаборантам кафедры, которые поддерживали разработку новых лабораторных работ, сделали ценные замечания и уточнения к описанию работы приборов и выбору материалов.

Глава 1

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

Лабораторная работа 1

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ФАЗЫ В СПЛАВЕ ПЛАНИМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Цель работы: 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 плоскостью шлифа. 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 вышеперечисленных структур будут сечения, линии и точки соответственно (рис. 1).

Параметры двумерной структуры, определяемые на плоскости шлифа, и параметры пространственной структуры взаимосвязаны. Установление указанных связей является одной из задач металлографии, так как геометрические параметры двумерной структуры могут быть определены с необходимой точностью. Ниже будет установлено соотношение для определения объемной доли фазы в сплаве по параметрам структуры, наблюдаемой на шлифе.

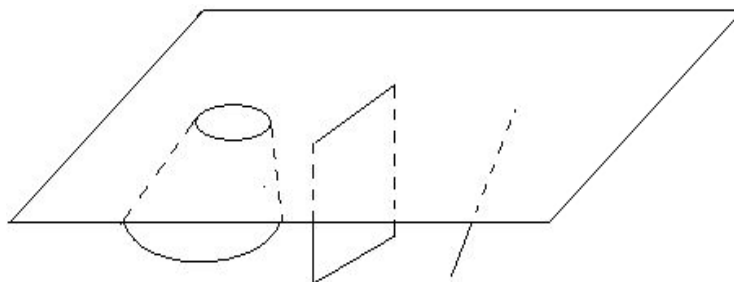


Рис. 1. Следы пространственных структур на секущей плоскости (на шлифе)

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).

Если параллельно грани куба провести большое число z равностоящих плоскостей, то получится набор из плоскопараллельных пластин

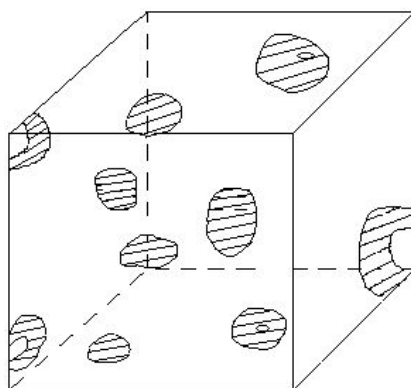


Рис. 2. Структура металла, состоящая из выделений α -фазы в матричной β -фазе

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 этих 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, равен

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

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 (рис. 3). 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, может быть оценена по формуле

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

где ϵ – абсолютная ошибка, выраженная в долях объема сплава; 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 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 ней нанесен ограничивающий контур в виде квадрата. Пластина № 2 служит для определения объемной доли фазы планиметрическим методом. Для определения площадей сечений используются накладные шаблоны. Пластина № 3 представляет собой накладной шаблон, на котором нанесены круги определенной площади. При определении объемной доли фазы на пластину № 1 накладывается соответствующая прозрачная пластина. После этого проводится обсчет структуры.

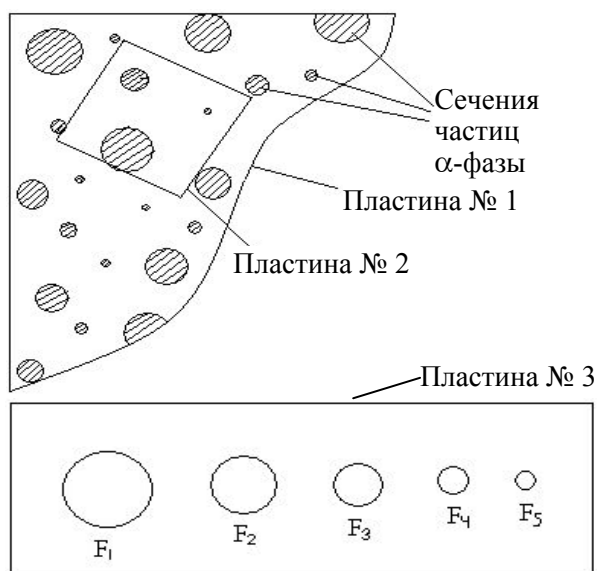


Рис. 3. Определение объемной
доли второй фазы

Задания

1. На модели двумерной структуры определить объемную долю фазы планиметрическим методом. Объем выборки $x = 20$. Результаты измерения записать в форме табл. 1.

2. Рассчитать 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 использовать соотношения, приведенные в приложении, и формулу (2).

Таблица 1

**Результаты измерения объемной доли второй фазы
при планиметрическом методе**

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	...	...	...	...	...	...

Контрольные вопросы

1. Назовите следы элементов пространственной структуры на секущей плоскости.
2. Как определяется объемная доля фазы сплава при использовании планиметрического метода?
3. Дайте статистическую характеристику структуры металла.
4. Как рассчитывается абсолютная погрешность определения доли объема частиц второй фазы?

Литература

- Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. Л. Салтыков. М., 1976. С. 6–21, 57–65, 127–132.
- Чернявский, К. С.* Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 9–39, 163–165.

Лабораторная работа 2 **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СПЛАВА** **МЕТОДОМ СЛУЧАЙНЫХ СЕКУЩИХ**

Цель работы: 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 проведении количественного анализа структуры металлов. Случайные секущие, пересекаясь с частицами и поверхностями, образуют следы в виде отрезков и точек соответственно (рис. 4).

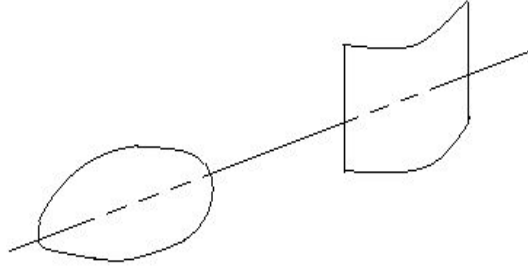


Рис. 4. Следы случайных секущих прямых

Измерения длин отрезков, а также подсчет точек значительно проще измерений площадей и могут быть механизированы и автоматизированы. Изучая следы случайных секущих, расположенных на шлифе, можно количественно рассчитать многие параметры структуры, а именно, объемную долю второй фазы, распределения 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 $\delta^2 h_{\alpha i}$. Поэтому объемная доля α -фазы V_α равна соответственно

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

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

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

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

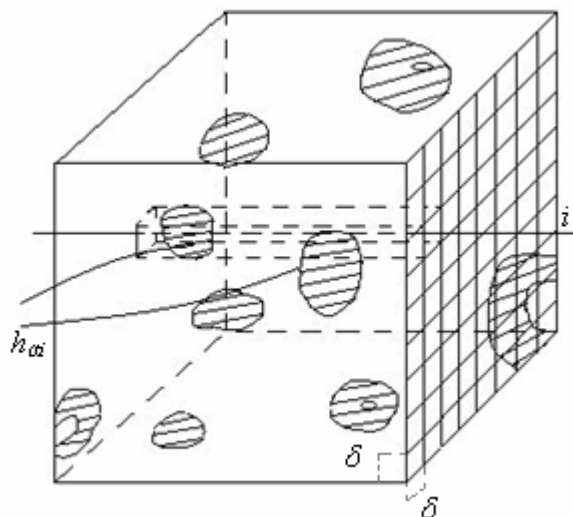


Рис. 5. Определение объемной доли второй фазы методом секущих

Удельная поверхность. Пространственные поверхности (межфазные и межзеренные границы и др.) могут иметь различную форму, и их следы на плоскости шлифа или на 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 t – нормированное отклонение; x – общее число точек пересечений; k – коэффициент, зависящий от структуры, формы секущей линии, от равномерности распределения секущих линий по площади шлифа. При анализе структуры по всей площади шлифа можно считать $k = 1$.

Описание тренажера для проведения количественного анализа структуры методом случайных секущих

Тренажер состоит из двух пластин (рис. 6). На пластине № 1 моделируется структура шлифа сплава, содержащего шаровидные частицы, при стократном увеличении (т. е. 10 см на тренажере соответствует 1 мм на шлифе).

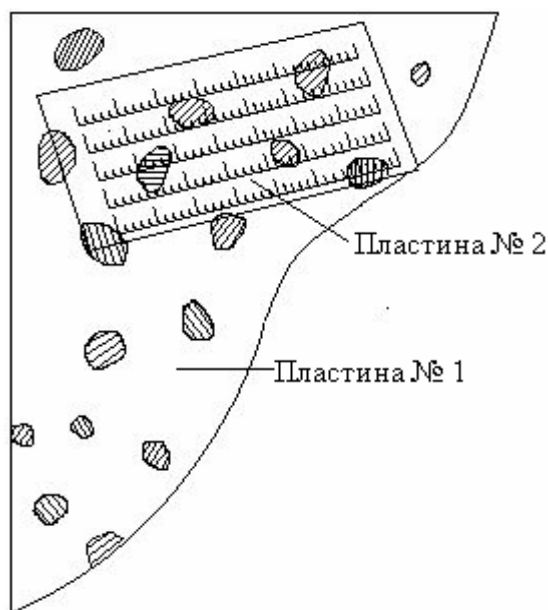


Рис. 6. Определение параметров двух-
фазного сплава методом секущих

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 и проводится обсчет структуры. Например, $h_{\alpha i} = 0,08$ мм, а $m_i = 4$ мм⁻¹. Тогда $V_{\alpha i} = h_{\alpha i} / h = 0,08$, $S_i = 2m_i = 8$ мм⁻¹.

Для получения надежных результатов измерения проводятся в различных участках пластины № 1.

Задания

1. На модели шлифа микроструктуры сплава с помощью метода случайных секущих определить: а) объемную долю второй фазы; б) величину удельной поверхности межфазной границы. Объем выборки $x = 50$. При расчете использовать соотношения (3) и (5). Результаты измерения записать в форме табл. 2.

Таблица 2

Результаты измерения объемной доли второй фазы
и удельной межфазной границы

Параметры	Номер измерения							
	1	2	3	4	...	48	49	50
Длина отрезков								
Число точек								

2. Рассчитать 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 использовать соотношения, приведенные в приложении, и формулы (4)–(6).

Контрольные вопросы

1. Назовите следы случайных секущих линий.
2. Каким соотношением определяется 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 ?

Литература

Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 6–21, 65–70, 132–139, 148–157.

Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 128–136, 165–166.

Лабораторная работа 3

ТОЧЕЧНЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СПЛАВА

Цель работы: 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 используется точечный метод. Основой точечного метода является то, что вероятность нахождения случайной точки в объеме той или другой фазы (структуры) совпадает с объемной долей соответствующей фазы (структуры). Поэтому изображение сечения шлифа покрывается множеством случайных точек, а затем подсчитывается число попавших точек на сечения частиц определяемой фазы (структуры) (рис. 7).

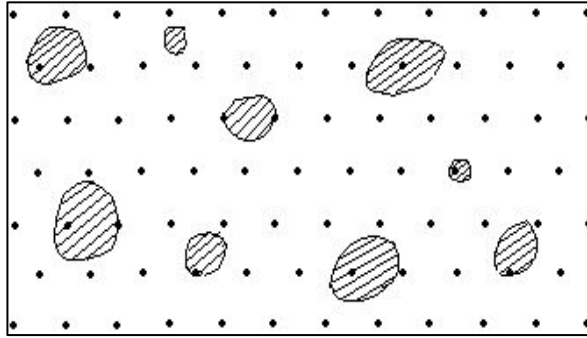


Рис. 7. Определение объемной доли фазы точечным методом

Например, 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 применении точечного метода вместо случайно расположенных точек можно использовать и упорядоченно расположенные точки. Примером тому является набор из узлов правильной квадратной сетки (рис. 8). Однако при этом наборы узлов точек должны располагаться случайно на исследуемом сечении.

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.

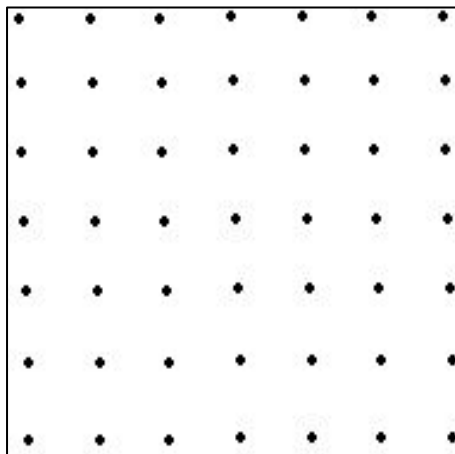


Рис. 8. Набор узлов правильной квадратной сетки

Описание тренажера для количественного определения объемной доли фаз точечным методом

Тренажер состоит из двух пластин (рис. 9). На пластине № 1 изображена моделируемая структура трехфазного сплава. На прозрачной пластине № 2 нанесено $z = 100$ точек.

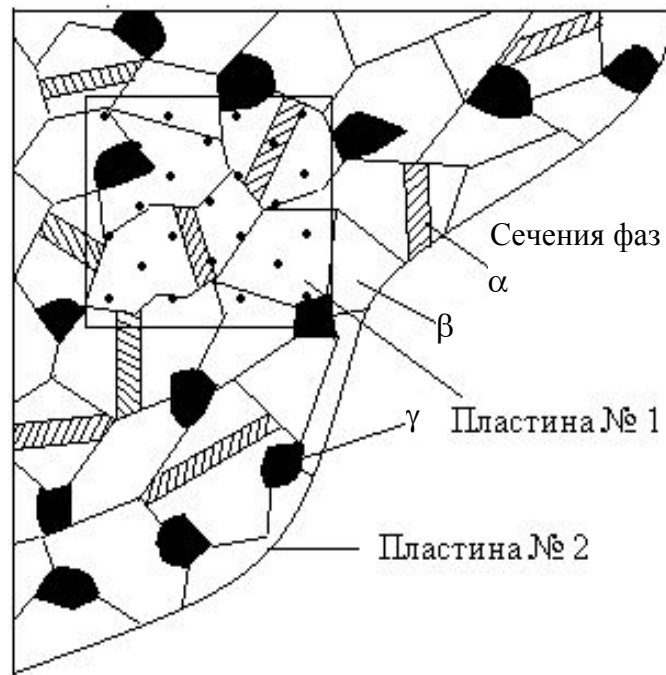


Рис. 9. Определение объемной доли α -,
 β - и γ -фаз

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 определяется 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 измерений подвергаются статистической обработке.

Задания

1. На модели двумерной структуры определить объемные доли фаз, используя соотношения (6) и (7), точечным методом. Объем выборки $x = 50$. Результаты измерения записать в форме табл. 3.

Таблица 3

Результаты измерений объемной доли фаз сплава

Фазы	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. Рассчитать 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 использовать соотношения, приведенные в приложении, и формулу (8).

Контрольные вопросы

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

Литература

Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 6–21, 36–47, 62–65, 139–144.

Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 163–171.

Лабораторная работа 4**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ЛИНЕЙНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СТРУКТУРЫ**

Цель работы: 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). Например, следами выхода дислокаций на поверхности металла являются их ямки травления, а выхо-

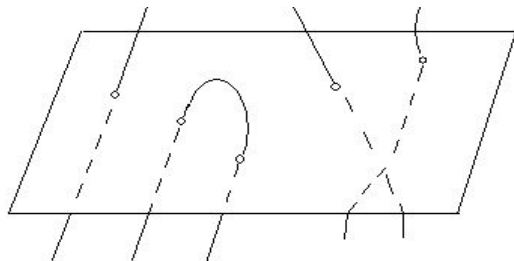


Рис. 10. Следы линейных элементов на секущей плоскости

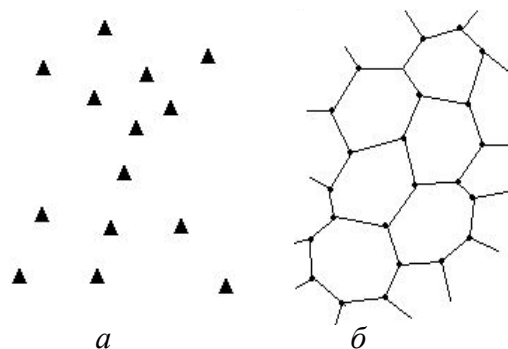


Рис. 11. Следы линейных элементов на секущей плоскости:
а – дислокации; б – узлы пересечения линий границ смежных полиэдров на поверхности шлифа

да ребер полиэдров – узлы, в которых пересекаются три линии границ смежных полиэдров (рис. 11).

Характеристикой линейных элементов пространственной структуры является 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 мм^{-2} .

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

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, равно

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

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 (10) равна

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

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 (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 $\epsilon_{\text{отн}}$ определения M и L рассчитывается по формуле

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

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

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 связаны соотношением

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

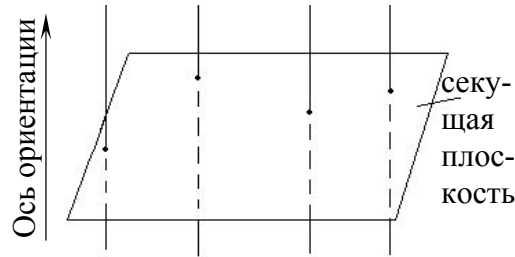


Рис. 12. Система линейных элементов, полностью ориентированных линейно

В некоторых случаях система линейных элементов может быть лишь частично ориентированной вдоль какой-то оси, т. е. часть линейных элементов, характеризуемая плотностью $L_{\text{лин}}$, располагается параллельно оси, а остальные линейные элементы плотностью $L_{\text{из}}$ распределены равномерно во всех направлениях. 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 (16) и (17) выражение для плотности линейных элементов $L = L_{\text{лин}} + L_{\text{из}}$ имеет вид

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

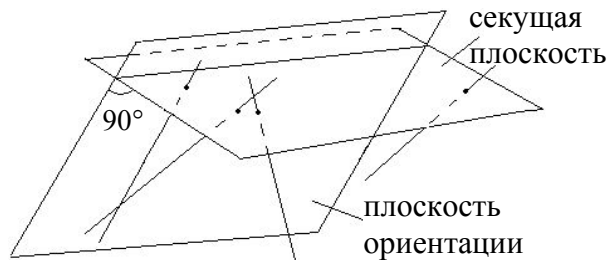


Рис. 13. Система полностью плоскостно ориентированных линейных элементов (линейные элементы параллельны плоскости ориентировки)

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 . На пластине a_1 изображены следы линейных элементов, распределенных в пространстве равновероятно относительно секущей плоскости при стократном увеличении.

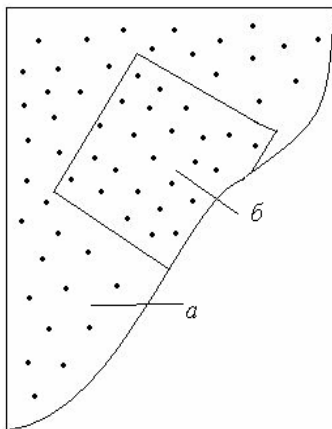


Рис. 14. Определение плотности линейных элементов

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 представлены 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 пластинках 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 и приводится обсчет структуры. Результаты обсчета структуры записываются в таблицах.

Задания

1. Рассчитать, используя соотношение (12), плотность линейных элементов, распределенных равновероятно относительно секущей плоскости (пластина a_1 , объем выборки 20).

2. Рассчитать, используя соотношение (14), плотность линейных элементов, ориентированных полностью линейно (пластина a_2 , объем выборки 20).

3. Определить, используя соотношение (15), плотность линейных элементов, ориентированных плоскостно (пластина a_3 , объем выборки 20).

4. Рассчитать, используя соотношения (16)–(19) плотность и степень линейной ориентации частично ориентированных линейных элементов (пластина a_4 , объем выборки 20).

При выполнении всех пунктов задания рассчитать относительную ошибку, используя соотношение (13), определения линейной плотности элементов (нормированное отклонение $t = 0,67$, доверительная вероятность $P = 0,5$), а также среднеквадратичное отклонение, дисперсию, коэффициенты вариации, соотношения для расчета которых приведены в приложении.

Контрольные вопросы

1. Назовите 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?

Литература

Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 70–72, 87–89, 196–203.

Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 157–161.

Глава 2

ФАЗЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ

Лабораторная работа 5

ИЗУЧЕНИЕ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: 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 (или диаграммам состояния). Фазой называется однородная часть системы, отделенная от других частей системы (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяются скачком. Компонентами являются химические элементы или химические соединения, если они не диссоциируют на составные части в исследуемых интервалах температур.

Система характеризуется числом степеней свободы (или 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 изменение числа фаз. В случае моновариантной системы (число степеней свободы равно единице) можно изменить один из факторов в некоторых пределах, не вызывая изменения 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 данных 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 показывает изменение температуры сплава определенного состава. Изменение фазового состояния сплава показывают точкой на диаграмме состояния. Линии, соединяющие точки аналогичных превращений, разграничивают диаграмму состояния на области, описывающие сплавы с одинаковыми фазами. Эти области могут быть однофазными или двухфазными.

Анализ диаграммы состояния позволяет установить фазовый состав сплава при различных температурах, форму существования этих фаз, а также определить их долю с помощью правила отрезков (или 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 состоянии, 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, а в твердом состоянии не растворимы 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, а ниже линии CB – кристаллы В. При кристаллизации сплава, состав которого определяется точкой C , происходит одновременное выделение кристаллов А и В. Ме-

ханическая 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.

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 и 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 .

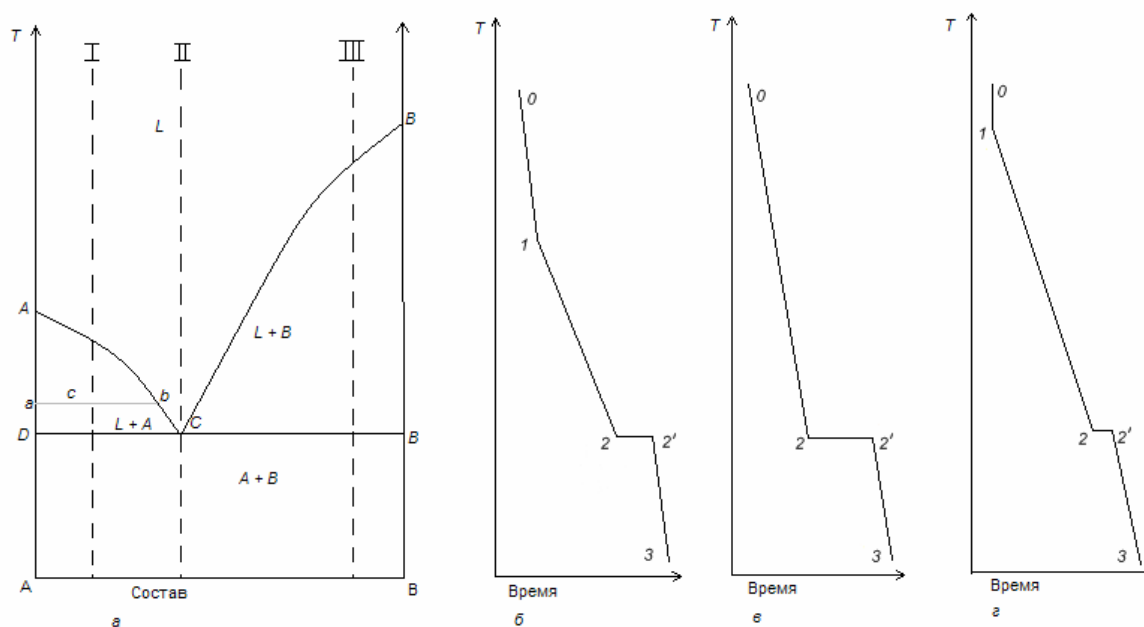


Рис. 15. Диаграмма состояния сплавов:

а – системы, в которой образуется механическая смесь из чистых компонентов;
 б – сплав I; в – сплав II; г – сплав III

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.

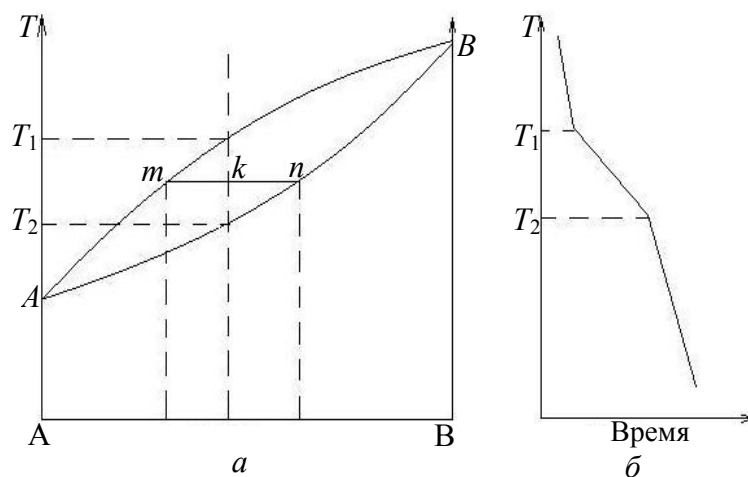


Рис. 16. Кристаллизация сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии:
а – диаграмма состояния сплавов;
б – кривая охлаждения сплава I

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. Например, 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 данной температуре определяется 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 имеются следующие фазы: жидкая фаза L , твердый раствор компонента В в А (называется α -раствором), твердый раствор компонента А в В (β -раствор). Как следует из пра-

вила 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 трех 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 B в A и A в B определяются линиями CG и DF соответственно. Сплавы, расположенные между этими двумя линиями, находятся за пределами растворимости и являются двухфазными, т. е. состоят из смеси твердых α - и β -растворов. Линия AEB является на этой диаграмме состоянием линией ликвидус, а линия $ACDB$ – линией солидус.

Кривая охлаждения сплава I представлена на рис. 17, б: выше точки 1 сплав находится в жидком состоянии. В точке 1 начинается процесс кристаллизации. Происходит выделение кристаллов твердого раствора α , причем в α -фазе и жидкости концентрация компонента B 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

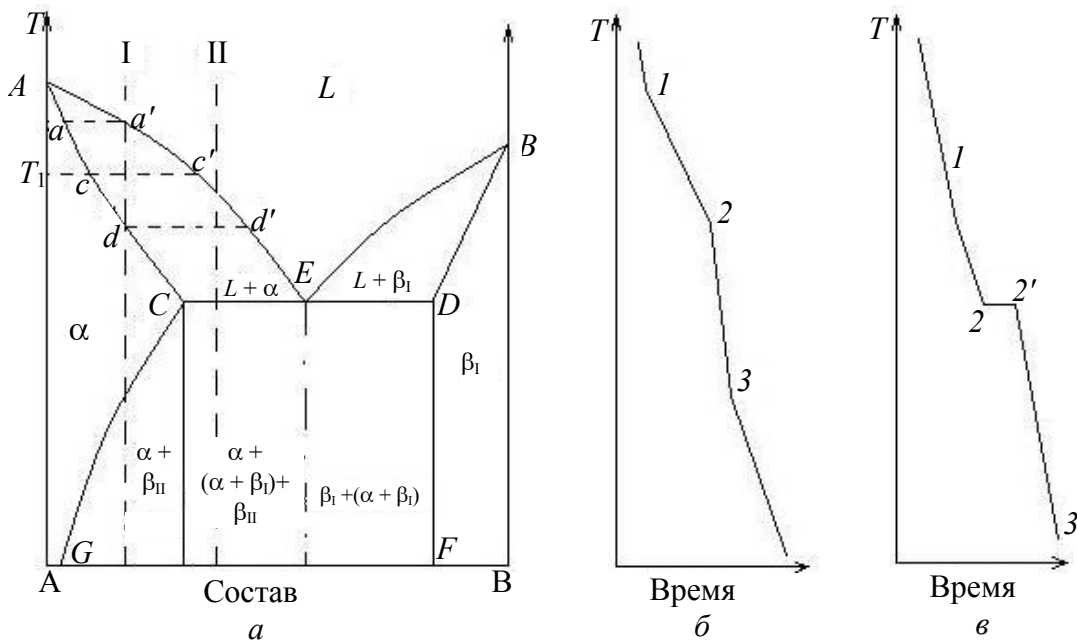


Рис. 17. Диаграмма состояния сплавов:
а – система с ограниченной растворимостью компонентов
и эвтектическим превращением; б – кривая
охлаждения сплава I; в – кривая охлаждения сплава II

кристаллы не претерпевают изменений при охлаждении вплоть до точки 3. Ниже этой точки 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 инвариантное 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. Например, α_C означает 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 инвариантного 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 твердым α - и β -растворам. Линия ACB является линией ликвидус, линия $APDB$ – линией солидус.

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

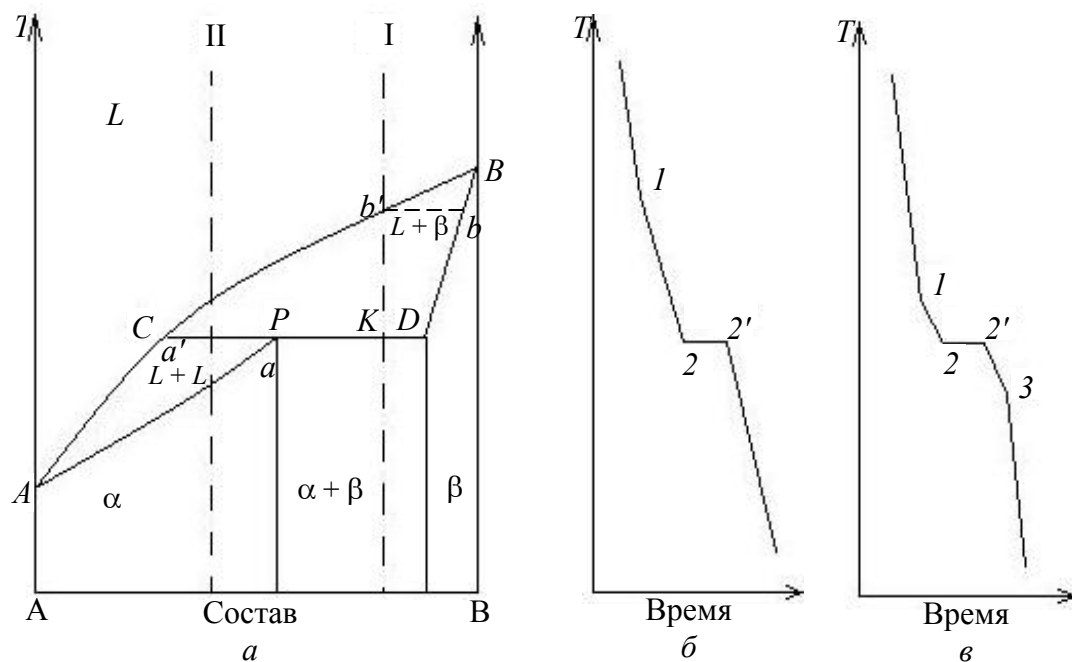


Рис. 18. Диаграмма состояния сплавов:
 а – система с ограниченной растворимостью компонентов
 и перитектическим превращением; б – кривая охлаждения сплава I;
 в – кривая охлаждения сплава II

горизонтالي 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. Поэтому после окончания 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 . Поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпыванием твердого β -раствора и оставшаяся жидкость в интервале между точками $2'-3$ (рис. 18, в) кристаллизуется в твердый α -раствор. При этом, как видно на 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.

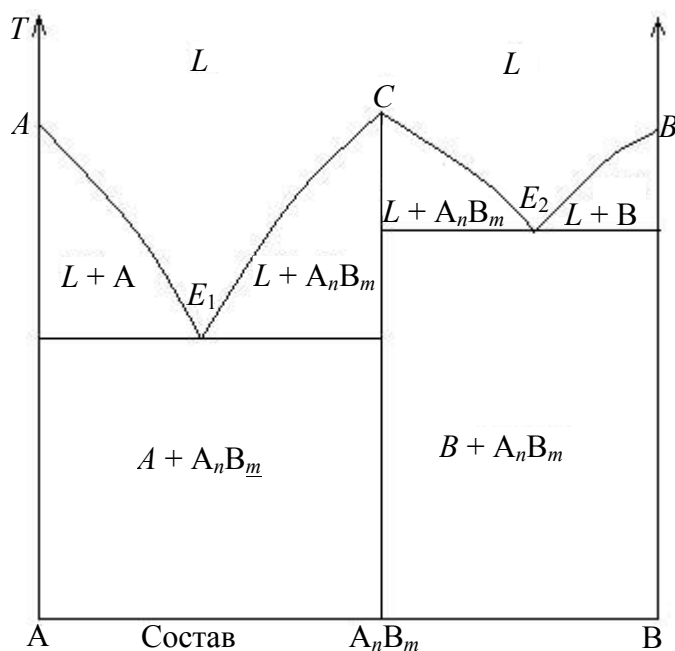


Рис. 19. Диаграмма состояния сплавов системы, компоненты которой образуют устойчивое химическое соединение A_nB_m

Компонентами данной системы являются элементы A и B , а твердыми фазами – A , B и A_nB_m . Из четырех возможных в этой системе фаз в равновесии могут существовать три: L , A , A_nB_m или L , B , 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 A и соединения A_nB_m , а эвтектика E_2 – из кристаллов B 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 совершенно аналогично кристаллизации сплавов, образующих при кристаллизации механическую 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 $L_D + B \rightarrow A_nB_m$.

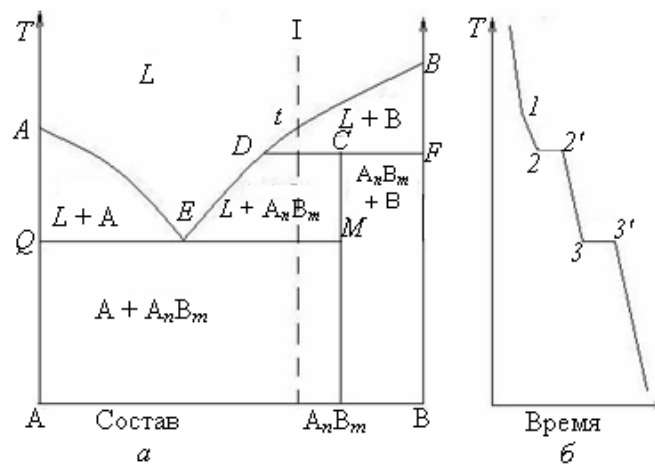


Рис. 20. Диаграмма состояния сплавов:
а – система, компоненты которой образуют неустойчивое соединение; б – кривая охлаждения сплава I

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 E . После этого оставшаяся жидкость кристаллизуется с образованием эвтектики, состоящей из кристаллов А и соединения A_nB_m . 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 наблюдаются и в тех случаях, когда один из компонентов обладает аллотропией.

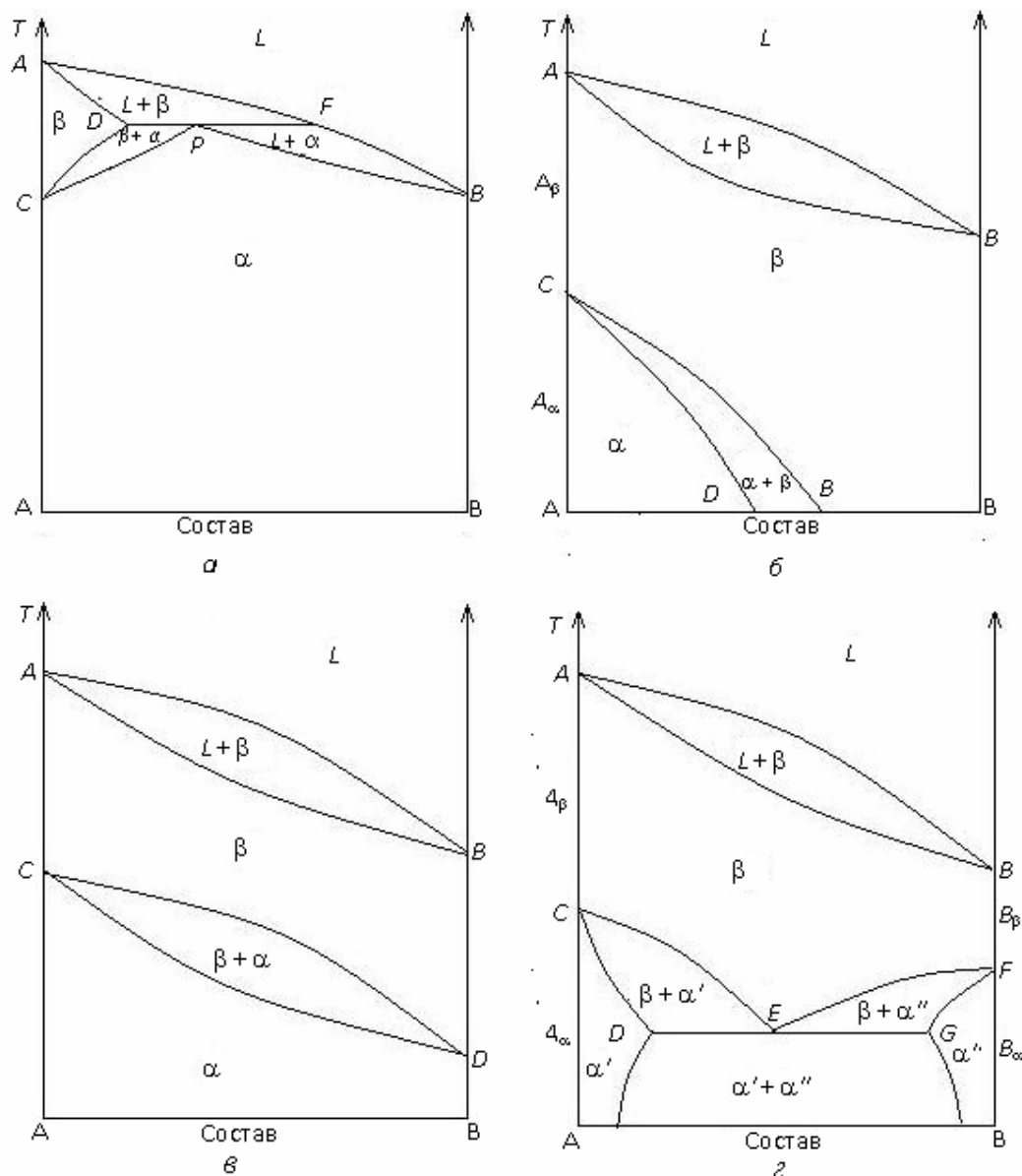


Рис. 21. Диаграммы состояния сплавов системы, компоненты которой испытывают аллотропное превращение:

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

Диаграмма состояния системы сплавов, компонент А которой испытывает аллотропное превращение, приведена на рис. 21, а. Кристаллы низкотемпературной модификации компонента А и компонента В изоморфны, а сами 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 оргстекла, 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.

Задания

1. Построить кривую охлаждения сплава состава C_i (рис. 1–4 тренажера).
2. Построить для данных сплавов зависимость доли жидкой и твердой фаз от температуры кристаллизации.

3. Провести фазовый анализ системы Ti–Cu (см. рис. 5 тренажера) или Fe–P (см. рис. 6 тренажера).
4. Построить кривую охлаждения для сплава C_i (см. рис. 5 и 6 тренажера).
5. Построить 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. Сформулируйте правило фаз Гиббса.
4. В чем состоит правило отрезков?
5. Укажите основные типы диаграмм состояния бинарных сплавов.
6. Что такое эвтектика и перитектика?
7. В чем состоит аллотропия элементов и как она влияет на диаграммы состояния сплавов?

Литература

- Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. М., 1977. С. 109–136.
- Лахтин, Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов* / Ю. М. Лахтин. М., 1976. С. 93–130.
- Бунин, К. П. *Металлография* / К. П. Бунин, А. А. Баранов. М., 1970. С. 61–72.

Лабораторная работа 6 **ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ ПО КРИВЫМ ОХЛАЖДЕНИЯ**

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

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

Термический метод

Диаграммы состояния сплавов строятся экспериментально главным образом с помощью методов физико-химического анализа. К физико-химическому анализу относятся следующие методы: термический, электрический, dilatометрический, металлографический и др. Для построения диаграмм состояния сплавов широкое распространение получил термиче-

ский 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.

Кривые охлаждения чистого металла (*а*) и сплава (*б*) приведены на рис. 22. Линия 1–2 (1'–2') соответствует охлаждению жидкого металла (сплава), линия 2–3 (2'–3') – кристаллизации, 3–4 (3'–4') – охлаждению твердого металла (сплава). Критическими точками являются 2, 2', 3 и 3'. Точки 2, 2' указывают начало кристаллизации, а точки 3, 3' – конец кристаллизации. 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, и точки типа 3 – линии солидус.

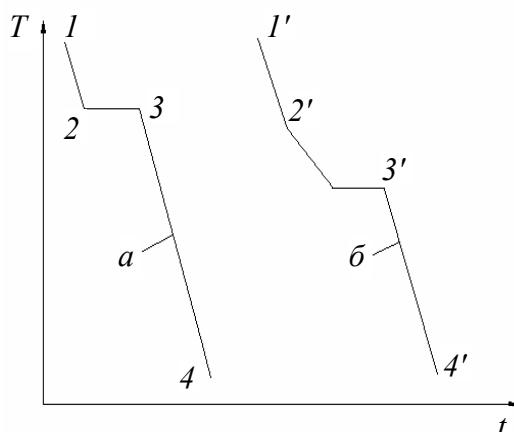


Рис. 22. Кривые охлаждения:
а – чистого металла; *б* – сплава

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 включается отдельным ключом. В первых пяти печах находятся тигли с Pb; Sn;

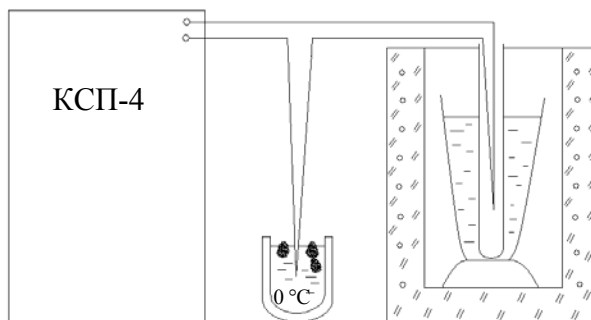


Рис. 23. Схема установки для получения кривых охлаждения

20 % Pb + 80 % Sn; 38,1 % Pb + 61,9 % Sn; 70 % Pb + 30 % Sn соответственно. В шестой печи находится тигель с водой. Один конец дифференциальной термопары помещен в сосуд Дьюара с талым льдом, второй конец 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.

Порядок получения кривой охлаждения изучаемых материалов следующий:

- 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 милливольтках) 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, строят градуировочную кривую через указанные точки.

С помощью градуировочного графика на кривых охлаждения определяют температуры начала и конца кристаллизации. Затем переходят к построению 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.

Задания

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

Контрольные вопросы

1. Объясните значение диаграмм состояния сплавов.
2. Укажите типы диаграмм состояния сплавов.
3. В чем состоит эвтектическое превращение?
4. С помощью построенной диаграммы состояния определить фазовый состав сплава (например, 35 % Pb + 65 % Sn) при 230 °С.

Литература

- Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. М., 1977. С. 109–134.
- Лифшиц, Б. Г. *Физические свойства металлов и сплавов* / Б. Г. Лифшиц, В. С. Кропошин, Я. Л. Линецкий. М., 1980. С. 33–41.
- Худокормова, Р. Н. *Материаловедение. Лабораторный практикум* / Р. Н. Худокормова, Ф. И. Пантелеенко. Минск, 1988. С. 41–54.

Лабораторная работа 7 **ВЫРАЩИВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ**

Цель работы: 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 (1) опускается в расплав (2), находящийся в тигле (3), и оплавляется, после оплавления затравка постепенно вытягивается из расплава. Тигель с расплавом и затравка вращаются в разные стороны. Регулируя скорость подъема затравочного кристалла и температуру сплава, получают 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 (1) непрерывно подается на расплавленную верхнюю часть кристалла (2), обычно нагреваемую кислородоводородным пламенем (3), 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 тигля 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.

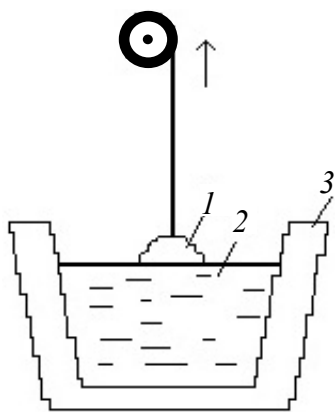


Рис. 24. Схема установки для выращивания монокристалла методом Чохральского:

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

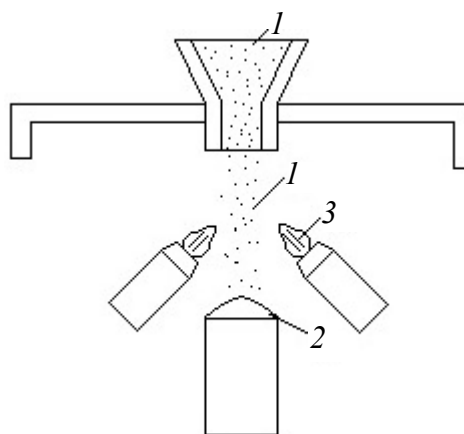


Рис. 25. Схема установки для выращивания монокристаллов методом Вернейля:

1 – порошок; 2 – кристалл; 3 – пламя

Метод зонной плавки. Схема установки для выращивания монокристаллов методом зонной плавки представлена на рис. 26. С помощью внешней печи (1) контейнер (2) с материалом (3) нагревается до температуры, которая несколько ниже температуры плавления материала. Вторая печь (4) предназначена для создания расплавленной зоны (5) вблизи затравки (6). Затем расплавленная зона перемещается благодаря перемещению печи (4) (или контейнера с материалом).

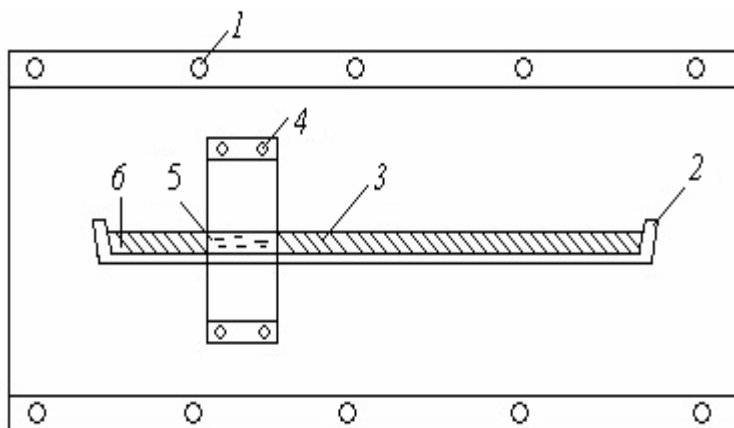


Рис. 26. Схема установки для выращивания монокристаллов методом зонной плавки:
1 – внешняя печь; 2 – контейнер; 3 – материал;
4 – печь; 5 – расплавленная зона; 6 – затравка

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. При использовании данного метода исходный материал деформируют так, чтобы деформация была как можно более равномерной. Затем деформированный поликристалл подвергается отжигу, и в результате рекристаллизации образуются крупные зерна. При создании градиента температуры во время отжига возможно образование одного очень крупного зерна.

Метод Бриджмена. Сущность метода Бриджмена (рис. 27) состоит в том, что ампула (1) из стекла, кварца или угля, наполненная металлом (2), медленно опускается в печи (3), имеющей градиент температуры вдоль вертикальной оси (возможен вариант, в котором печь поднимается, а ампула остается неподвижной). Ампула опускается при помощи электромотора или часового механизма. 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.

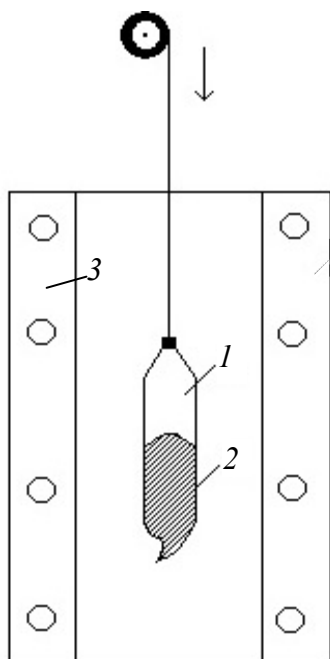


Рис. 27. Схема установки для выращивания монокристаллов методом Бриджмена:
1 – ампула; 2 – материал;
3 – печь

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

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.

Электронагревательная печь изготовлена 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).

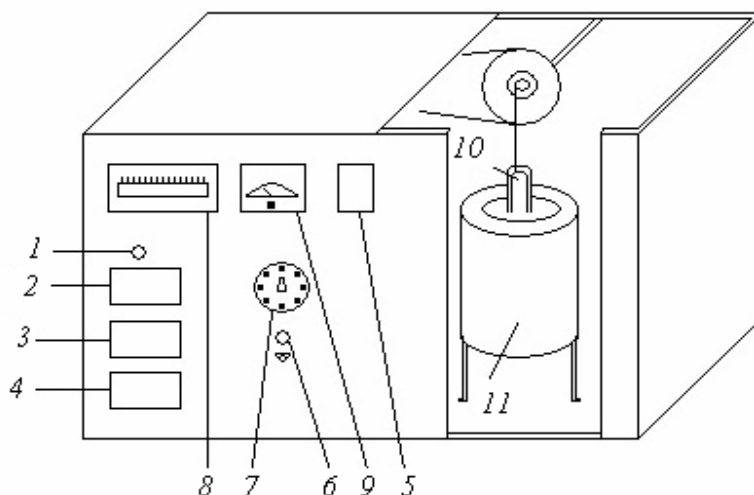


Рис. 28. Общий вид установки для выращивания монокристаллов методом Бриджмена:

- 1 – контрольная лампа Л1;
- 2 – кнопка Кн1 «Прогрев»;
- 3 – кнопка Кн2 «Пуск»;
- 4 – кнопка Кн3 «Измерение»;
- 5 – кнопка Кн4 «Сброс»;
- 6 – автомат А1;
- 7 – переключатель терморпар;
- 8 – гальванометр М136;
- 9 – вольтметр;
- 10 – ампула с металлом;
- 11 – печь

Механизм опускания включает редуктор часового механизма и электродвигатель. Скорость вращения электродвигателя составляет 1 об/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» спаи термопар расположены 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 кнопку Кн 1 «Прогрев» напряжение подается на стабилизатор напряжения СН-220. На выходе стабилизатора через ЛАТР включена электронагревательная печь. Падение напряжения на электропечи контролируется стрелочным вольтметром.

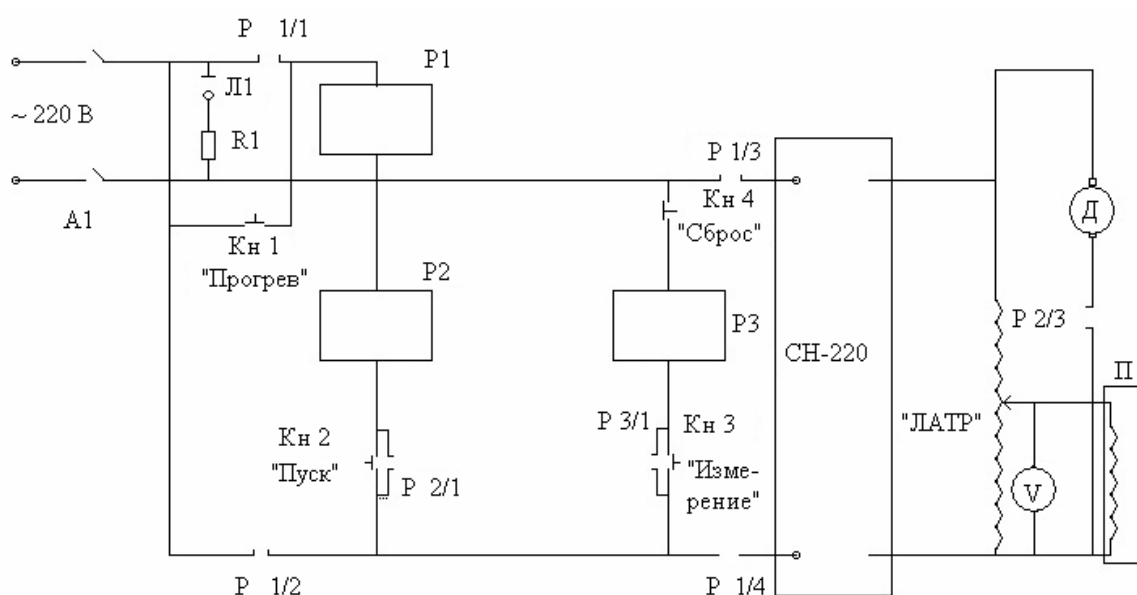


Рис. 29. Принципиальная электрическая схема установки для выращивания монокристаллов методом Бриджмена

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 термопары. Кнопка Кн 4 «Сброс» предназначена для отключения гальванометра.

Установка выключается нажатием на кнопку автомата А1.

При выполнении лабораторной работы необходимо сначала установить зонд с термопарами в печь и прогреть ее в течение 50 мин. Затем измерить распределение температуры вдоль вертикальной оси печи (градуировочная кривая к термопарам прилагается). Ампула с кусочками висмута помещается в печи так, чтобы нижний ее конец находился в горячей зоне печи выше точки, в которой температура равна 271 °С, на 0,5 см. После десятиминутного прогрева ампулы в печи включается кнопка Кн 2 «Пуск». Через 2 ч кристалл будет выращен, и после выключения установки его достают из печи. Кристаллы висмута легко раскалываются ножом по плоскости спайности (111). После раскалывания выращенного кристалла определяется ориентация плоскости спайности относительно направления роста (вертикальное направление) с помощью прикладного гониометра.

Макроскопический анализ структуры

Макроскопический анализ состоит в изучении структуры металла невооруженным глазом или при небольшом увеличении (до 30 раз) с помощью лупы или специального микроскопа. Макроскопический анализ не требует сложного оборудования, дает возможность наблюдать большой участок поверхности металла и исследовать большое количество заготовок. Но 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 (отливки, поковок), изломы заготовок, а также макрошлифы, поверхность которых шлифуется и травится специальными травителями.

Методом макроанализа определяют: 1) дефекты, возникающие при плавке металла (усадочную рыхлость, форму и размер раковин, пористость, свищи, межкристаллитные трещины, неметаллические включения и др.); 2) дендритную структуру литого металла; 3) структурную и химическую неоднородности, возникшие при термической обработке; 4) волокнистую структуру деформированного металла; 5) 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. Например, при хрупком разрушении металла сколом поверхность излома блестит. На поверхности скола монокристалла при макроскопическом анализе можно наблюдать двойники, малоугловые границы и другие дефекты.

Задания

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

Контрольные вопросы

1. Назовите методы выращивания монокристаллов.
2. Изложите сущность выращивания монокристаллов методом Бриджмена и 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?

Литература

Приборы и методы физического металловедения: в 2 вып. / под ред. Ф. Вейнберга. М., 1973. Вып. 1. С. 131–134, 144–154, 168–171.

Теория и практика выращивания кристаллов / под ред. Д. Е. Темкина и Е. И. Гиваргизова. М., 1968. С. 471–475, 545–555.

Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. М., 1984. С. 12–14.

Лабораторная работа 8

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В СТАЛЯХ

Цель работы: 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) являются важнейшими металлическими сплавами в машиностроении, строительстве и транспорте. В углеродистых сталях всегда 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 (масс. %). Линии $ABCD$ и $AHJECF$ – линии ликвидус и солидус соответственно. Кроме жидкости (Ж) стабильными фазами являются феррит (Ф) и аустенит (А). Цементит (Ц) – метастабильная фаза.

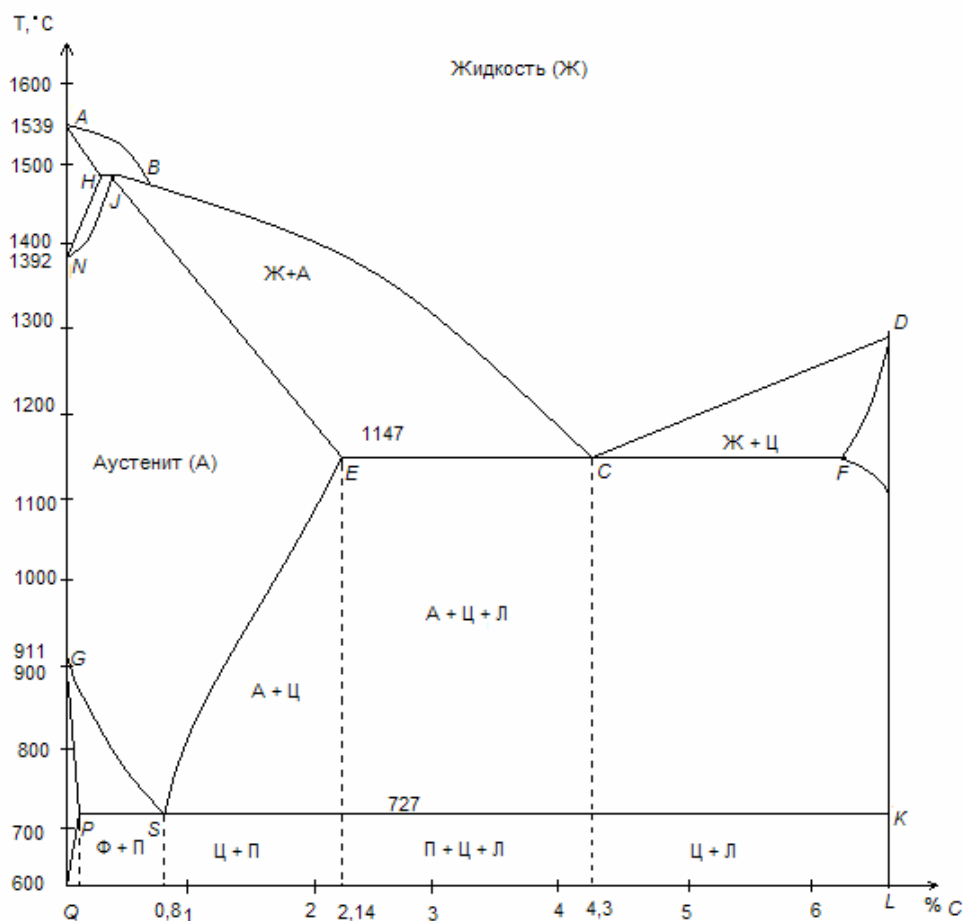


Рис. 30. Диаграмма состояния сплавов системы железо – цементит

Феррит – твердый раствор углерода в α -железе. Растворимость углерода в α -Fe составляет сотые доли процента. Феррит характеризуется объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой. На диаграмме состояний 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 °С и составляет 2,14 %. Кристаллическая решетка аустенита является гранецентрированной кубической (ГЦК). На диаграмме состояний сплавов аустенит занимает область $NJESG$. Цементит – химическое соединение (Fe_3C). Состав цементита 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. Например, 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 нонвариантных реакций. При 1499 °С протекает перитектическое превращение $Ж_B + \Phi_H \rightarrow A_L$, в результате которого образуется аустенит.

Эвтектическое превращение происходит по схеме $Ж_C \rightarrow A_E + Ц$ 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 $A_S \rightarrow \Phi_P + Ц$. Эвтектоидная смесь, состоящая из феррита А 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 ($\sim 2,14$ %). 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. Поэтому при температуре ниже 727 °С ледебурит представляет собой смесь цементита и перлита.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,14 % C, называются сталями, а более 2,14 % C – чугунами. Различают три группы сталей: эвтектоидные, доэвтектоидные и заэвтектоидные. Эвтектоидные стали, содержащие около 0,8 % C, характеризуются перлитной структурой.

рой. 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 анализе ее с помощью металлографических микроскопов. Для проведения такого анализа вначале готовится шлиф. Этот 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 переходе от бумаги с одной зернистостью к бумаге с другой зернистостью 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 окончания 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, смазываемом тонкой взвесью тех же окислов.

После полировки шлиф подвергается травлению, которое заключается во взаимодействии металла поверхности шлифа с химически активными растворами щелочей, солей, кислот в спирте или воде. Реактив взаимодействует с различными участками поверхности шлифа неодинаково, что приводит к разной степени их травления. Например, углеродистые стали травят в 4÷5 % 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 и выглядит в виде 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 (или структурной составляющей) равна: 1) доле ее площади на шлифе; 2) доле длины секущей линии, проходящей через фазу; 3) 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.

Дозэвтектоидная сталь состоит из феррита, содержанием углерода в котором пренебрегают, и перлита, содержащего 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. 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 (1) установлен осветитель (2) и корпус (3). Лампа осветителя питается через трансформатор от сети. В передней части корпуса находится устройство (4) для фотографирования объекта. Слева от корпуса имеется

рукоятка переключения фотоокуляров (5). К передней верхней части корпуса прикреплен раздвижной тубус (6), в который вставлен окуляр (7). На горизонтальной плоскости верхней части корпуса имеется вертикальный иллюминатор (8), в верхнее отверстие которого вставляется объектив (9). К верхней части корпуса прикреплен подвижный кронштейн с подвижным предметным столиком (10). Для вертикального перемещения предметного столика служит макрометрический винт (11). Тонкая наводка на резкость осуществляется с помощью микрометрического винта (12), при вращении которого объектив перемещается в вертикальном направлении.

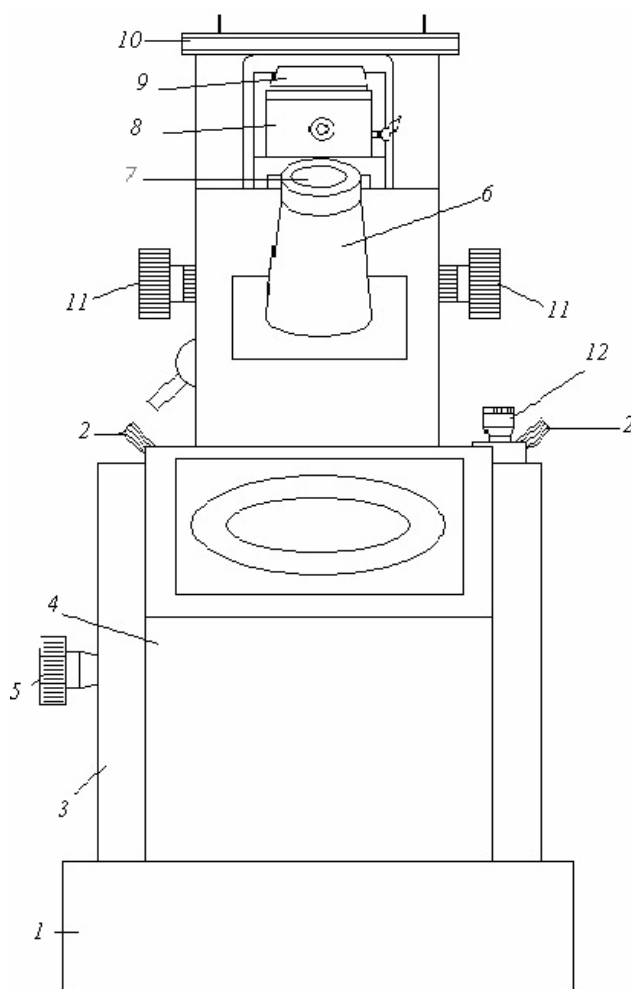


Рис. 31. Устройство микроскопа МИМ-7:

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

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 (1) проходит через коллектор (2), отражается от зеркала (3), проходит светофильтр (4), апертурную диафрагму (5), линзу (6), фотозатвор (7), поле-вую диафрагму (8), пентапризму (9), линзу (10) и попадает на плоскопарал-лельную полупрозрачную отражательную пластинку (11). Около трети интенсивности света попадает в объектив (12), фокусирующий на поверх-ности шлифа (13). Отраженный от шлифа свет проходит объектив (12), плоскопараллельную пластинку (11), линзу (14), отражается от зеркала (18), проходит через окуляр (19) и попадает в глаз наблюдателя. При фотогра-фировании тубус с окуляром (19) выдвигается и свет проходит через фото-окуляр (15), отражается от зеркала (16) и попадает на фотопластинку (17).

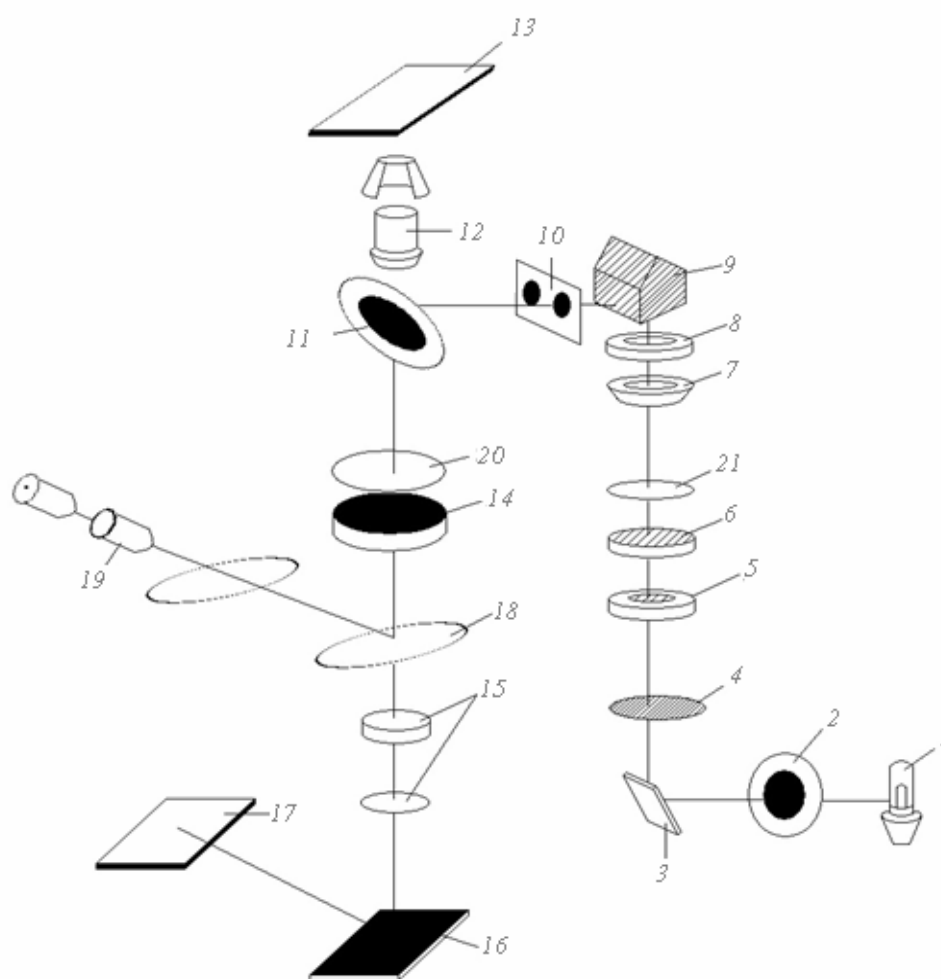


Рис. 32. Схема хода лучей в оптической системе микроскопа МИМ-7:
1 – лампа; 2 – коллектор; 3 – зеркало; 4 – светофильтр; 5 – апертурная диафрагма; 6 – линза;
7 – фотозатвор; 8 – полевая диафрагма; 9 – пентапризма; 10 – линза; 11 – отражательная
пластинка; 12 – объектив; 13 – плоскость объектива; 14 – линза; 15 – ахроматическая линза;
16, 18 – зеркала; 17 – фотопластинка; 19 – окуляр; 20 – анализатор; 21 – поляризатор

Задания

1. Ознакомиться с устройством металлографического микроскопа МИМ-7.
2. Комплект шлифов сталей с различной концентрацией углерода отполировать и протравить.
3. Изучить структуру травленных образцов, зарисовать и сравнить ее со структурой сталей с известной концентрацией углерода. Определить качественным микроскопическим методом концентрацию углерода в предложенных сталях.
4. Используя фотографии микроструктуры сталей, провести в них расчет концентрации углерода.

Контрольные вопросы

1. Нарисуйте диаграмму состояния системы железо – цементит.
2. Укажите основные фазы и структурные составляющие сплавов железо – углерод.
3. В чем состоит подготовка шлифов к микроскопическим исследованиям?
4. Опишите устройство микроскопа МИМ-7.
5. В чем состоит микроскопический метод определения углерода в сталях?

Литература

- Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. М., 1986. С. 142–160.
- Лахтин, Ю. М. *Металловедение и термическая обработка металлов* / Ю. М. Лахтин. М., 1969. С. 157–177, 193–221.
- Боголюбов, Н. А. *Практическая металлография* / Н. А. Боголюбов. М., 1978.

Лабораторная работа 9

ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНЫМ ТЕРМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Цель работы: 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 превращениями компонентов или распадом твердого раствора в связи с изменением взаимной растворимости компонентов.

Аллотропные превращения металлов состоят в изменении кристаллической структуры или в резком изменении 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 (объемноцентрированная кубическая)-решетка, в интервале температур 911...1392 °С – ГЦК (гранецентрированная кубическая)-решетка, а выше 1392 °С и до температуры плавления – ОЦК-решетка. Вместе с тем фазовый переход в церию (Ce) не меняет типа кристаллической решетки, но сопровождается очень большим 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. 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 $T < T_0$).

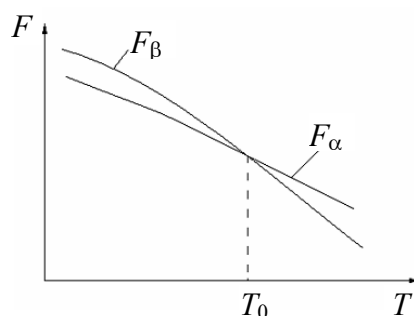


Рис. 33. Температурные зависимости свободных энергий α - и β -фазы металла

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

Фазовые превращения в твердом состоянии характеризуются рядом особенностей:

- 1) образование и рост зародышей новой фазы сопровождается возникновением упругих деформаций;
- 2) низкой диффузионной подвижностью атомов;
- 3) сопряжением выделений новой фазы и исходной фазы по определенным кристаллографическим системам;
- 4) выделением в некоторых сплавах переходных фаз;
- 5) перестройка кристаллической решетки возможна 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 – ГПУ (гексагональную плотноупакованную)-решетку. Температура равновесия фаз $T_0 \approx 450^\circ\text{C}$. 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).

ГЦК- и ГПУ-структуры различаются только последовательностью укладки плотноупакованных слоев: ГЦК-решетка – трехслойная ($ABCABC\dots$), ГПУ-решетка – двухслойная ($ABABAB\dots$). 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 следующим: $ABABCA\dots$. Затем снова все атомы, начиная со слоя C , смещаются аналогичным образом, и

получается следующее характерное для ГПУ-решетки расположение слоев: $ABABAB\dots$. 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 также 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).

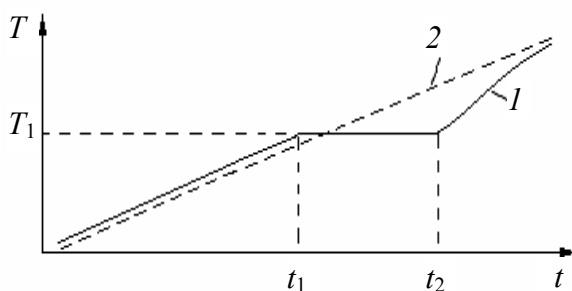


Рис. 34. Кривая нагревания металла:
 1 – испытывающего фазовое превращение при температуре T_1 ; 2 – эталона

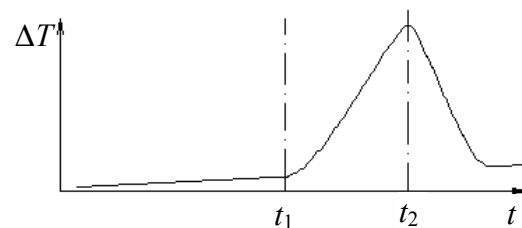


Рис. 35. Разность температур изучаемого образца и эталона при нагревании (начало и окончание фазового превращения при t_1 и t_2)

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

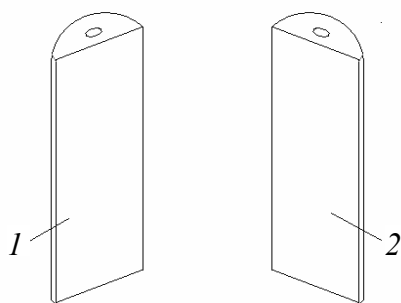


Рис. 36. Набор используемых металлов для проведения дифференциального анализа:
1 – образец; 2 – эталон

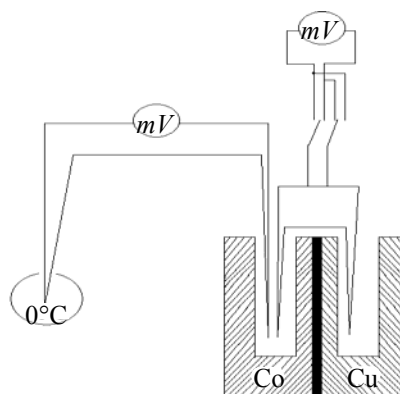


Рис. 37. Схема расположения спаев термопар и их подключение к измерительным приборам

Задания

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

2. Построить кривые охлаждения $T_{ox}(t)$ образца и разности температур $n_{ox}(t)$ образца и эталона. В интервале температур $460\div 380\text{ }^{\circ}\text{C}$ измерения проводить через 1 мин, а при остальных температурах – через 2 мин.

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

Контрольные вопросы

1. Назовите 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?

Литература

- Бунин, К. П. Металлография / К. П. Бунин, А. А. Баранов. М., 1970. С. 144–153.
- Уманский, Я. С. Физика металлов / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков. М., 1978. С. 179–181, 222–225, 241–243.
- Практическое руководство по термографии / Л. Г. Берг [и др.]. – Казань, 1976. С. 35–43, 107–124.

Лабораторная работа 10

КОАЛЕСЦЕНЦИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ В СПЛАВЕ

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

Оборудование: изображения структуры шлифа (6 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

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

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; k – постоянная Больцмана; D – диаметр частицы.

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

При термической обработке сплава происходят изменения параметров 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, контактирующей с крупными частицами (рис. 38).

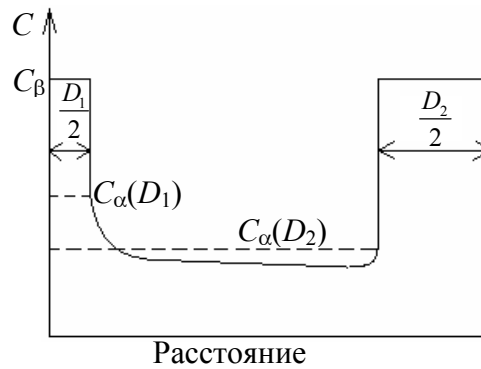


Рис. 38. Распределение легирующего элемента в матрице вблизи мелкого и крупного выделения второй фазы

Наличие градиентов концентрации легирующего элемента в сплаве вызывает его диффузионные потоки, как показано на рис. 39.

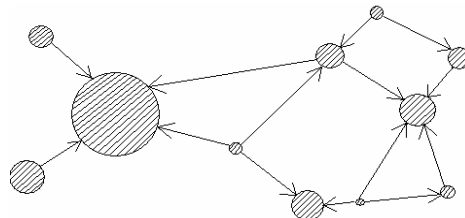


Рис. 39. Диффузионные потоки легирующего элемента в сплаве

Зависимость скорости роста или растворения ($d\bar{D}/dt$) 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 $D = \bar{D}$.

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

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

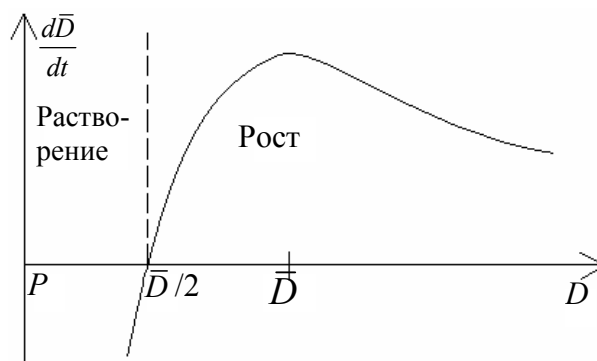


Рис. 40. Изменение скорости роста частиц в зависимости от их параметра D

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.

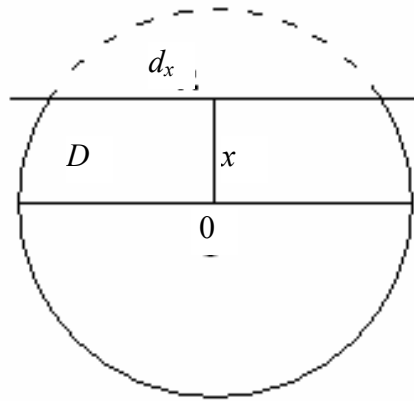


Рис. 41. Сечение частиц второй фазы секущей плоскостью

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

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

Тогда

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

Полученное 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

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

Тогда из (31) и (32) получим

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

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

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

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

Абсолютная ошибка определения среднего размера частиц второй фазы сплава

$$\epsilon = \epsilon_{\text{отн}} \bar{D}. \quad (35)$$

Выполнение работы

Определение среднего размера шаровидных частиц второй фазы сплава проводится обсчетом изображения структуры шлифа (увеличение 1000). С помощью секущих, расположенных случайно на поверхно-

сти 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 данном увеличении (1000) соответствует 1,0 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 постоянной температуре в течение времени $t_1 = 2,0$ ч, $t_2 = 4,0$ ч, $t_3 = 7,0$ ч, $t_4 = 11$ ч, $t_5 = 15$ ч. Объем выборки измерений $X = 50$.

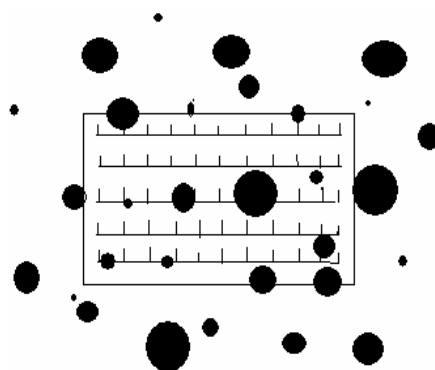


Рис. 42. Схема определения диаметра частиц по изображению шлифа

Результаты измерений и расчетов записываются в форме табл. 4.

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

Таблица 4

Определение L_i и расчет $\bar{L}$, $\bar{D}$, $\bar{D}^2$ и $\bar{D}^3$

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

Задания

1. Изучить метод определения среднего диаметра шаровидных частиц.

2. Используя изображения структуры шлифов сплавов, находящихся в исходном состоянии ($t = 0$ ч) и отожженных при постоянной темпера-

туре в течение времени $t_1 = 2,0$ ч, $t_2 = 4,0$ ч, $t_3 = 7,0$ 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 $\epsilon_{\text{отн}}$ и абсолютную ϵ ошибки определения среднего диаметра частиц второй фазы, используя формулы (34) и (35).

Контрольные вопросы

1. Опишите метод определения среднего диаметра шаровидных частиц второй фазы в сплаве.

2. Дайте характеристику сплавов, содержащих дисперсные частицы второй фазы.

3. В чем состоит коалесценция дисперсных частиц?

4. Какими процессами контролируется коалесценция?

5. Используя полученные данные, определите удельную поверхность межфазной границы.

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

Литература

Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 80–94.

Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 72–81.

Шепелевич, В. Г. Структурно-фазовые превращения в металлах / В. Г. Шепелевич. Минск, 2007. С. 112–119.

Лабораторная работа 11

СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: 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 является распад пересыщенного твердого раствора. При старении происходит изменение свойств 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. Например, как видно из рис. 43, максимальная растворимость меди в алюминии в твердом состоянии 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 %. 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 подразделять на полное, неполное перестаривание и стабилизирующее старение. Полное искусственное старение проводят

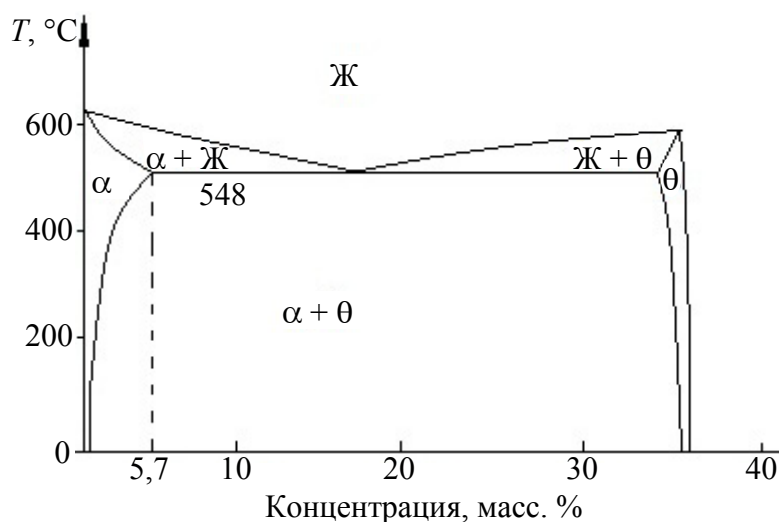


Рис. 43. Диаграмма состояний Al–Cu

при такой температуре и продолжительности, которые обеспечивают достижение максимальной прочности. Неполное искусственное старение – это старение с более короткой выдержкой или при более низкой температуре, чем полное, с целью повысить прочность при сохранении достаточной пластичности. Перестаривание – это 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 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 (местное) изменение межплоскостных расстояний (рис. 44). Например, в сплаве Al–Cu атомы меди

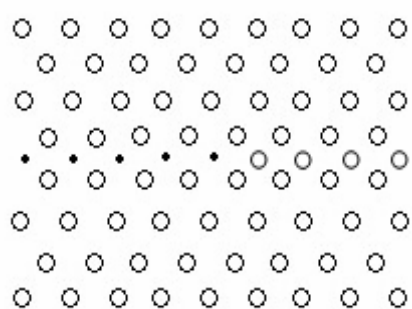


Рис. 44. Модель зоны Гинье – Престона:

○ – Al; ● – Cu

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.

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 очень 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. Кристаллическая структура этих фаз приведена 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 межфазовая граница полукogerентная. Поэтому выделения θ' -фазы являются частично когерентными.

Старение сплавов приводит к изменению их механических и физических свойств. Так, с увеличением продолжительности старения предел прочности, предел 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 теми выделениями, которые образовались при распаде пересыщенного твердого раствора. Дислокация тормозится: 1) полями упругих напряжений в матрице вокруг выделения; 2) прохождением дислокаций через выделения второй фазы; 3) 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 работе изучается старение сплава Д16, содержащего 4,3 % меди, 1,5 % магния и 0,6 % марганца. Температура нагрева образцов сплава Д16 составляет 500°C , время выдержки при 500°C – 30 мин. Закалка проводится в воде. Старение закаленного сплава осуществляется при 260°C .

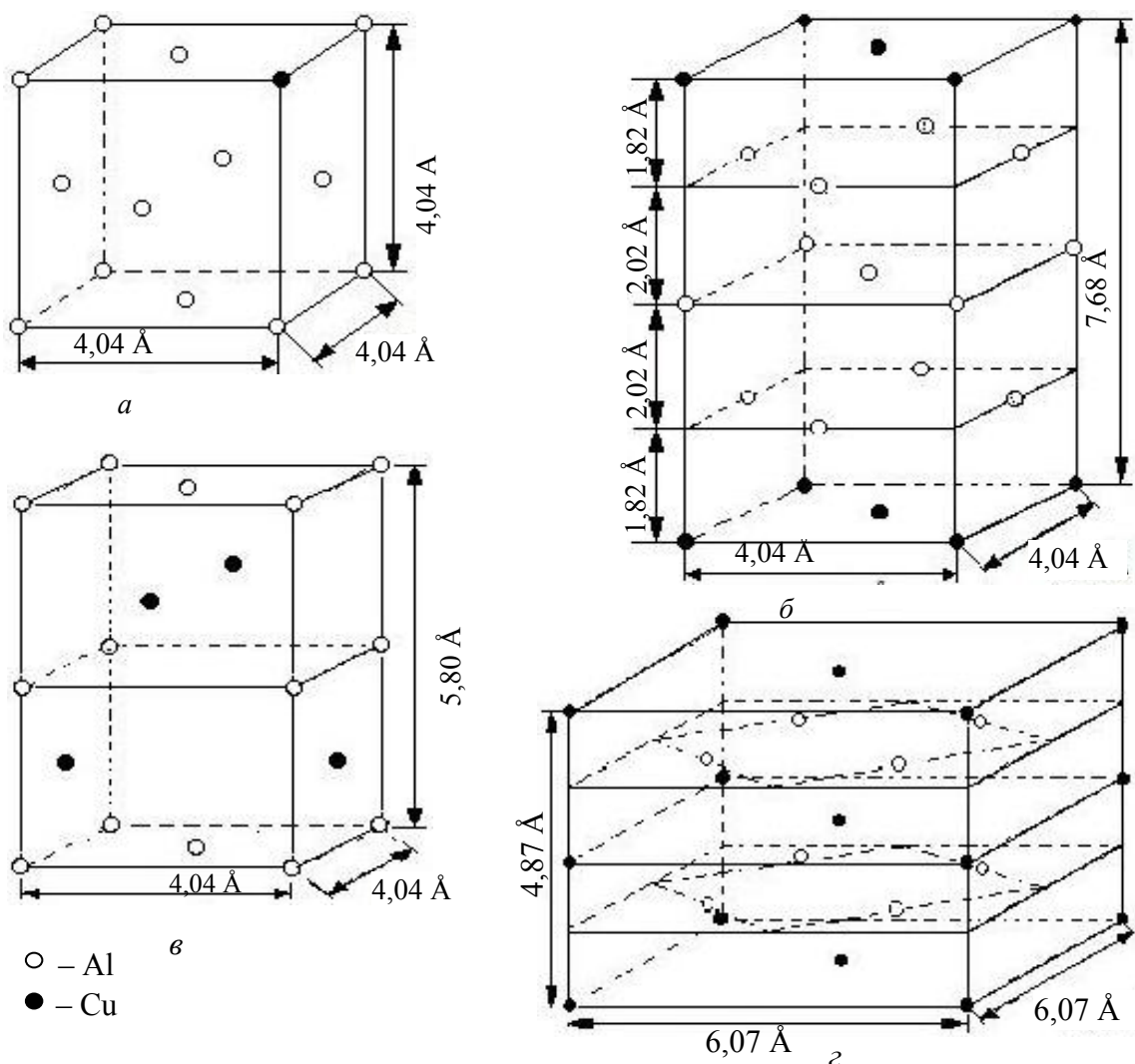


Рис. 45. Кристаллическая структура фаз в сплавах системы Al–Cu:
a – α -фаза; *б* – θ'' -фаза; *в* – θ' -фаза; *г* – θ -фаза

Определение твердости по Виккерсу

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

Твердость по Виккерсу (HV) 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 .

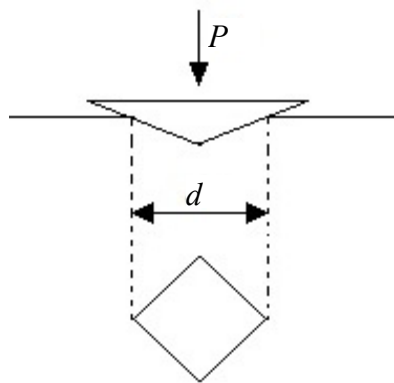


Рис. 46. Испытание твердости по Виккерсу

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 (7).

Система нагружения включает сменные стаканы нагружения, валик эксцентриковый, поворот которого осуществляется рукояткой (15), поворотную рамку с алмазным наконечником (3). Поворотная рамка с помощью ручки (6) может отклоняться от вертикали на угол, равный 17° .

Измерительная система состоит из измерительной головки (10), переходника (13), объектива, конуса (16) и осветителя. В измерительной головке имеется шкала, сетка со сплошной риской и сетка с пунктирной

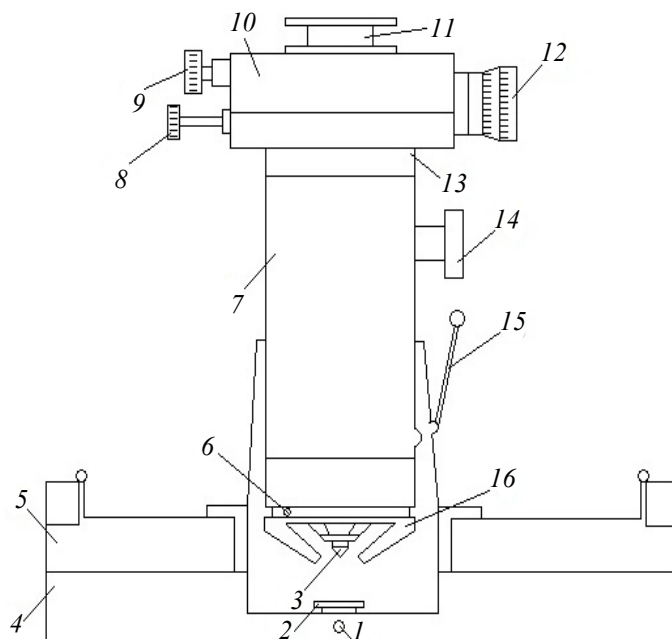


Рис. 47. Схема прибора ТПП-2:

- 1 – винт перемещения столика; 2 – столик для образца; 3 – алмазная пирамида; 4 – основания; 5 – магнитные захваты; 6 – ручка поворотной рамки; 7 – корпус; 8, 9 – винты перемещения рисок; 10 – измерительная головка; 11 – окуляр; 12 – отсчетный барабан; 13 – переходник; 14 – винт подъема и опускания корпуса; 15 – рукоятка; 16 – конус

риской, связанные соответственно с микроскопическими винтами (8) и (9), отсчетный барабан (12) и окуляр (11).

Подъем и опускание корпуса осуществляются с помощью винта (14).

Прибор ТПП-2 крепится с помощью магнитных захватов (5) к основанию (4), изготовленному из стали. Испытуемый образец помещается на столик (2), который перемещается с помощью винта (1).

Порядок работы на приборе ТПП-2:

1. Поместить испытуемый образец на столик (2).
 2. Вращая винт (1), подвести образец к объективу.
 3. Выбрать место испытания на поверхности образца, включив предварительно освещение.
 4. Вращая винт (14), подвести конус (16) вплотную к испытуемому образцу.
 5. С помощью ручки (6) поворотной рамки привести алмазную пирамиду в рабочее положение.
 6. Плавнo поварачивая рукоятку (15) на себя до упора, приложить испытательную нагрузку (5 кгс).
 7. По истечении времени выдержки (30 с) снять нагрузку, повернув рукоятку (15) в исходное положение.
 8. Ручкой (6) привести рамку с алмазным наконечником в нерабочее положение.
 9. Вращением окуляра (11) измерительной головки (10) получить резкое изображение шкалы.
 10. Провести измерения диагоналей отпечатка в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Винтом (8) нулевой штрих шкалы проводится к левому краю отпечатка, затем отсчетным барабаном (12) 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 (12) 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.

Задания

1. Ознакомиться с работой прибора измерения твердости металлов по методу Виккерса ТПП-2.
2. Провести закалку образцов сплава Д16. Температура закалки 500 °С.

3. Провести старение закаленных образцов при 200 и 260 °С со следующим выдержками: 0, 20, 40 и 80 мин.
4. Провести испытания состаренных образцов на приборе для измерения твердости металлов по методу Виккерса ТПП-2.
5. Построить график зависимости HV от времени старения.

Контрольные вопросы

1. Охарактеризуйте диаграмму состояния сплавов системы Al–Cu.
2. В чем состоит старение сплавов?
3. Опишите режимы старения.
4. Как происходит образование зон Гинье – Престона?
5. Объясните зависимость прочностных свойств от времени старения закаленного сплава Д16.
6. Укажите отличия кристаллических решеток переходных и стабильных фаз.

Литература

Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. М., 1978. С. 248–295.

Уманский, Я. С. Физика металлов / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков. М., 1978. С. 273–298.

Глава 3

ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТАЛЛОВ

Лабораторная работа 12

ИСПЫТАНИЕ МЕТАЛЛОВ РАСТЯЖЕНИЕМ

Цель работы: 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.

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

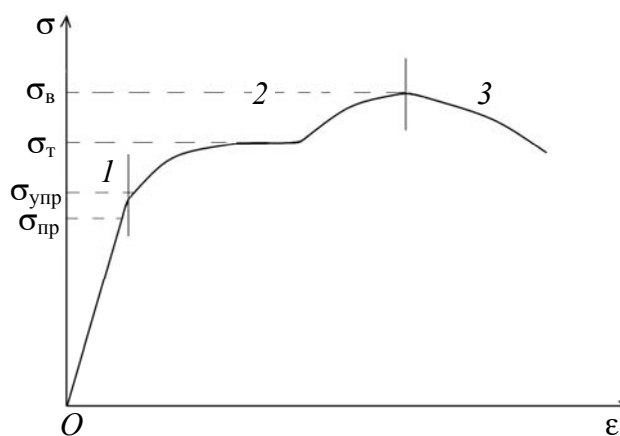


Рис. 48. Диаграмма растяжения металла

Пластическая деформация металла остается после снятия вызывающей ее нагрузки. Пластическая деформация кристаллов 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 существованием различной ориентировки 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 и растяжение, выполняемое на разрывных машинах. При испытании на растяжение используют либо цилиндрические, либо плоские образцы. Форма образца приведена на рис. 49.

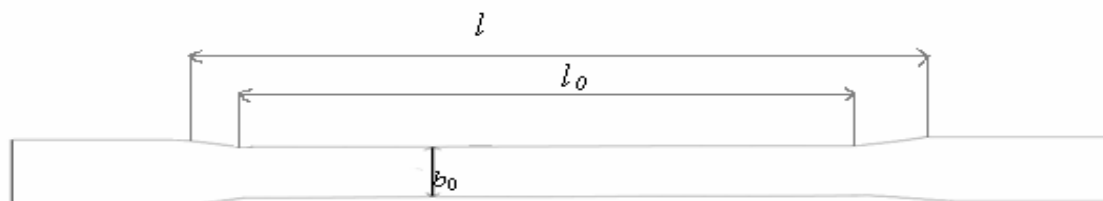


Рис. 49. Образец для испытания на растяжение

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 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 (мм²) – начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца до разрыва; F_k (мм²) – 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 испытания на сжатие.

Общий вид машины представлен на рис. 50. Основные элементы машины Р-0,5: привод, пульт управления, силоизмеритель, механизм перемещения траверсы, захваты, органы управления, показывающие приборы.

Привод (1) представляет собой сварной каркас, внутри которого размещены одноступенчатый червячный редуктор и электродвигатель с регулируемой скоростью.

Механизм перемещения траверсы (20) состоит из двух стоек, укрепленных на плите и соединенных сверху неподвижной траверсой. Подвижная траверса (23) перемещается между верхней траверсой и приводом по ходовым винтам.

Пульт управления состоит из сварного каркаса и укрепленной на его лицевой стороне панели, 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 (19) 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-

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 «вверх» («вниз»), а затем нажатием на кнопку «ускоренно». Переход с ускоренного движения активного захвата на обычный ход возможен только при нажатии на соответствующие кнопки «вверх» и «вниз».

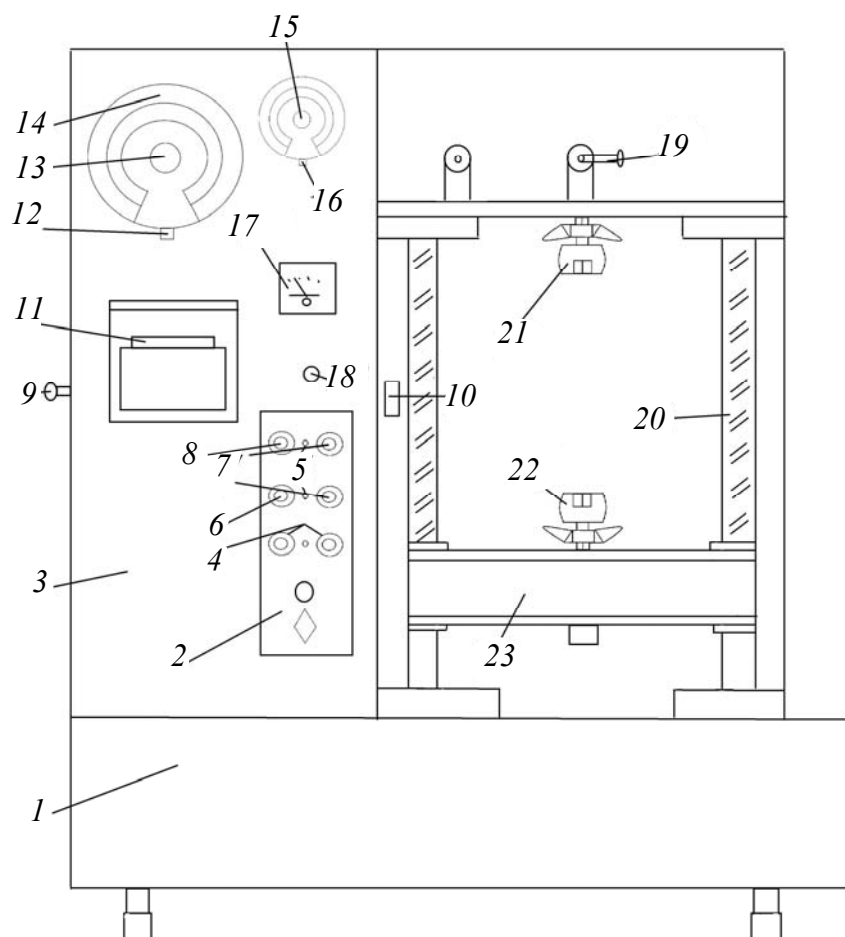


Рис. 50. Общий вид машины Р-0,5:

- 1 – привод; 2 – переключатель «сеть»; 3 – пульт управления;
 4 – регуляторы скорости «грубо» и «точно»; 5 – сигнальная
 лампочка (2 шт.); 6 – кнопка «ускоренно»; 7 – кнопка «вниз»
 и «вверх»; 8 – кнопка «стоп»; 9 – ручка перемотки диаграммы;
 10 – переключатель масштабов; 11 – самопишущий прибор;
 12 – ручка установки нуля нагрузки; 13 – ручка возврата
 контрольной стрелки; 14 – шкалы нагрузок; 15 – шкала
 деформаций; 16 – указатель деформации; 17 – указатель
 скорости деформации; 18 – переключение указателя скорости;
 19 – арретир; 20 – механизм перемещения траверсы;
 21 – пассивный захват; 22 – активный захват;
 23 – подвижная траверса

Порядок испытания образца на машине Р-0,5

Алгоритм работы состоит в выполнении нижеперечисленных действий.

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. Это перемещение пассивного захвата отражается на диаграмме «нагрузка – деформация». Поэтому для определения истинного удлинения образца в любой точке диаграммы необходимо: 1) от верхней точки ординаты ($P_{\max}$) отложить отрезок, параллельный оси абсцисс, длина которого равна максимальному перемещению активного захвата, умноженному на масштаб записи; 2) соединить конец отрезка с нулевой точкой диаграммы. Тогда величина удлинения определяется отрезком, параллельным оси абсцисс между точкой на диаграмме растяжения и проведенной линией. Ниже приведен пример учета перемещения пассивного захвата (рис. 51): масштаб записи 10:1; BA – расстояние, пройденное активным захватом и равное удлинению образца.

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 $\sigma_{\text{пр}}$:

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

где σ – напряжение, вызывающее относительную деформацию $\delta = \frac{\Delta l}{l_0}$;

Δl – истинное удлинение.

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

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

Задания

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

Контрольные вопросы

1. Опишите вид диаграммы 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. Изложите назначение, устройство и работу разрывной машины Р-0,5.

Литература

Золоторевский, В. С. Механические испытания и свойства металлов / В. С. Золоторевский. М., 1983. С. 146–186.

Жуковец, И. И. Механические испытания металлов / И. И. Жуковец. М., 1980. С. 20–44.

Лабораторная работа 13 ДВОЙНИКОВАНИЕ В КРИСТАЛЛАХ

Цель работы: 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 подразделить на три группы: сдвиговые, диффузионные и пограничные. К сдвиговой группе относятся скольжение и двойникование, обусловленное скольжением полных и двойникующих дислокаций. Их скольжение приводит к закономерным перемещениям целых 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.

В случае 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 может достигать размеров образца.

Механическое двойникование идет при напряжениях намного меньших, чем теоретическая прочность совершенных кристаллов. Но вместе с тем для начала двойникования нужны более значительные напряжения, 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.

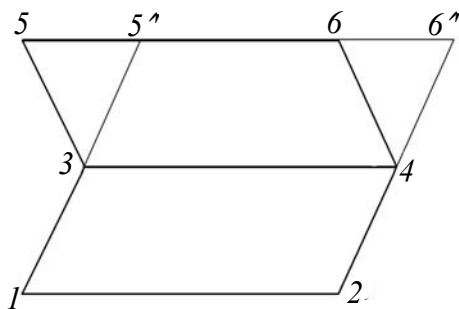


Рис. 52. Схема двойника:
область 126'5' – исходный кри-
сталл; область 3465 – двойник

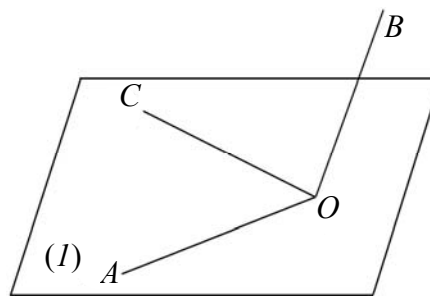


Рис. 53. Полюсный механизм
двойникового

В настоящее время разработаны дислокационные механизмы двойникового. Наиболее наглядным является полюсный механизм, действие которого можно проиллюстрировать с помощью рис. 53. Дислокационные линии OA , OB и OC выходят из одной точки O ; их суммарный вектор Бюргерса равен нулю. Плоскость (I) является плоскостью двойникового, в которой лежит вектор Бюргерса двойниковой дислокации OC . Двойниковая дислокация вращается вокруг центра O и за один оборот смещает все атомы, лежащие выше плоскости (I) на величину, равную своему вектору Бюргерса. Но так как дислокация OB имеет винтовую компоненту, перпендикулярную к плоскости двойникового и равную расстоянию между ее атомными слоями, то вращающаяся двойниковая дислокация за один оборот переходит в следующий слой. Благодаря повторяющемуся движению двойниковой дислокации и происходит постепенный рост двойника (рис. 54).

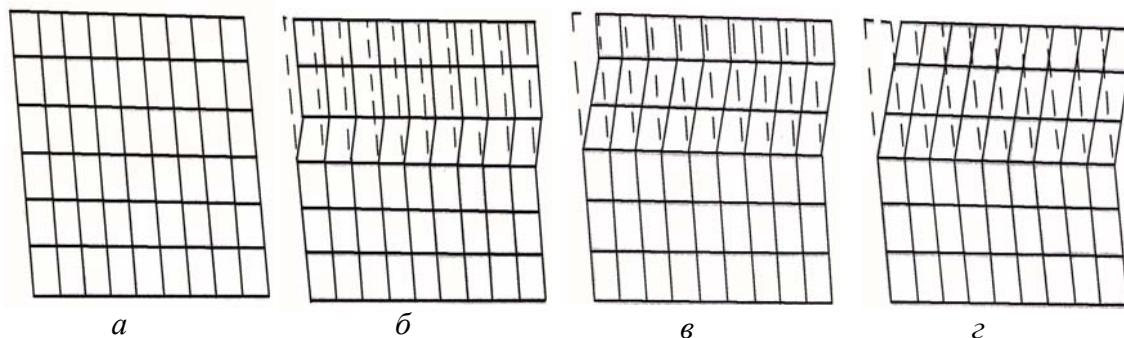


Рис. 54. Схема роста двойника:
 a – исходный кристалл; $б$, $в$, $г$ – кристалл после прохождения
двойниковой дислокации

Методика определения плоскости двойникового

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

(рис. 55). Плоскость двойникования образуют угол γ с поверхностью кристалла. Из геометрических построений следует, что

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

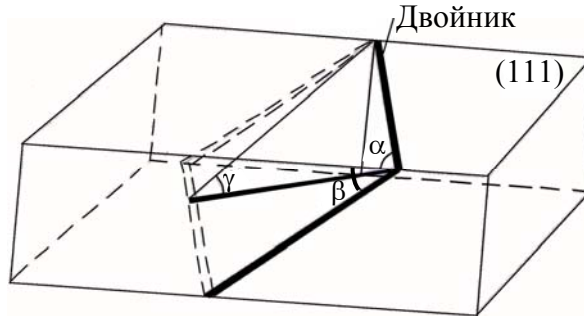


Рис. 55. Схема расположения двойника

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

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

$$\begin{aligned} C &= h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2; D = k_1 l_2 + k_2 l_1 + l_1 h_2 + l_2 h_1 + h_1 k_2 + h_2 k_1; \\ E_1 &= h_1^2 + k_1^2 + l_1^2; E_2 = h_2^2 + k_2^2 + l_2^2; \\ G_1 &= h_1 k_1 + h_1 l_1 + k_1 l_1; G_2 = h_2 k_2 + h_2 l_2 + k_2 l_2. \end{aligned}$$

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 его с углом γ , можно определить индексы плоскости двойникования. Для плоскости двойникования 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 в поляризованном свете. Оптическая схема ММУ-3 приведена на рис. 56.

При наблюдении в светлом поле лучи от источника света (1) проходят через коллектор (2), теплофильтр (3), осветительную линзу (4), диафрагму (5), отражаются от плоскопараллельной полупрозрачной пластинки (6) и направляются через объектив (7) на объект (8). Лучи, отраженные от поверхности объекта, снова проходят через объектив, который совместно с линзой (9) проектирует изображение объекта в фокальную плоскость окуляров (10).

При наблюдении в темном поле из хода лучей выключается пластинка (6), линза (4) и диафрагма (5) и вводится диафрагма (11). Свет, пройдя через кольцевую диафрагму (11), отражается от кольцевого зеркала (12) и падает на параболический конденсор (13). Лучи, диффузно отраженные от неровностей объекта, попадают в объектив. В поле зрения микроскопа неровности объекта изображаются светлыми на общем темном фоне.

Анализатор (14) и поляризатор (15) служат для наблюдения в поляризованном свете.

Светофильтр (16) 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.

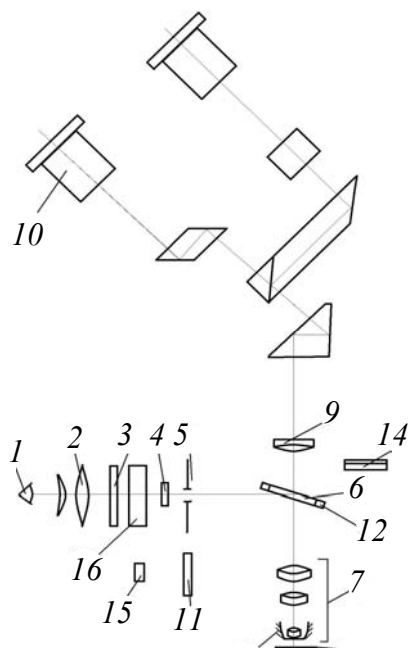


Рис. 56. Оптическая схема микроскопа ММУ-3:

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

Задания

1. Ознакомиться с устройством и работой микроскопа ММУ-3.
2. Измерить углы α и β , образованные следами двойника на верхней и боковой гранях с ребром образца.
3. Используя соотношение (44), определить угол между плоскостью (111) и плоскостью двойниковогоания.
4. Используя соотношение (45), рассчитать 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. Определить плоскость двойниковогоания.
6. Зарисовать структуру двойников, наблюдаемых в микроскопе.

Контрольные вопросы

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

Литература

- Бернштейн, М. Л.* Механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. М., 1979. С. 86–132.
- Хоникомб, Р.* Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. М., 1972. С. 179–180.

Лабораторная работа 14 **ПОЛЗУЧЕСТЬ МЕТАЛЛОВ**

Цель работы: 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 об

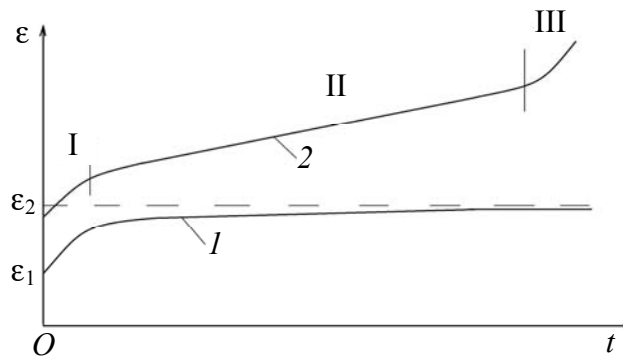


Рис. 57. Кривые ползучести:
1 – при низких температурах;
2 – при высоких температурах

разцу 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 температурах низких по сравнению с температурой плавления T_m . Величина деформации, равная $\epsilon_2 - \epsilon_1$, называется деформацией ползучести. Следует отметить, что ползучесть наблюдается и при напряжениях, существенно меньших макроскопического предела текучести.

Несколько другой вид имеет кривая ползучести, если испытание проводится при повышенных температурах (рис. 57, кривая 2). На кривой ползучести можно выделить три участка, соответствующих трем стадиям ползучести. На первой стадии ползучести скорость деформации монотонно убывает со временем. Данная стадия называется еще неустановившейся или логарифмической ползучестью. Второй участок кривой ползучести 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 ползучести, соответствующей третьему участку кривой ползучести, деформация идет с нарастающей скоростью и процесс завершается разрушением материала. Поэтому на практике третью стадию ползучести желательно исключить.

При ползучести вклад в деформацию вносят два процесса: 1) сдвиг внутри зерен; 2) межзеренное скольжение.

Сдвиг внутри зерен обусловлен скольжением дислокаций. При повышенных температурах кроме скольжения происходит переползание дислокаций, связанное с развитием процессов самодиффузии. Скольже-

ние 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.

Одной из важнейших характеристик ползучести является 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. Это обстоятельство вместе с известным фактом формирования субзеренной структуры во время установившейся ползучести указывает на то, что процессом, контролирующим скорость ползучести, является переползание дислокаций.

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

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

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

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 при постоянном напряжении на участке кривой ползучести (рис. 58), соответствующем установившейся стадии, определяют скорость ползу

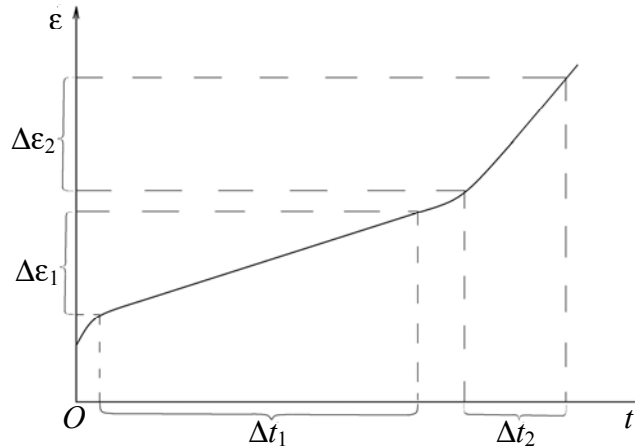


Рис. 58. Определение энергии активации ползучести

чести $\dot{\epsilon}_1 = \Delta\epsilon_1/\Delta t_1$, ($\Delta\epsilon_1$ – изменение деформации за время Δt_1 при температуре испытания T_1). Затем температуру испытания скачком увеличивают до T_2 , что ведет к увеличению скорости ползучести $\dot{\epsilon}_2 = \Delta\epsilon_2/\Delta t_2$ ($\Delta\epsilon_2$ – изменение деформации за время Δt_2 при температуре T_2). Если считать, что изменение скорости ползучести происходит только за счет температуры (т. е. принимается, что $A = \text{const}$ в выражении (46)), то справедливо соотношение

$$\dot{\epsilon}_1 \exp(U/kT_1) = \dot{\epsilon}_2 \exp(U/kT_2). \quad (47)$$

Из соотношения (47) определяется энергия активации ползучести

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

Установка для исследования ползучести металлов

В работе предлагается изучить процесс ползучести методом четырехточечного изгиба.

Установка (рис. 59), на которой проводится испытание на ползучесть, состоит из следующих частей: штатива с подставкой (1), разъемной печи (2), удерживающего узла (3), подставки (4) с двумя упорами, нагрузочного стержня (5) с двумя упорами, механизма опускания (6) нагрузочного стержня, индикатора (7), термопары (8). Образец (9) располагается на упорах подставки. Нагрузка на образец создается с помощью гири (10), которая располагается на площадке (11), жестко связанной с нагрузочным стержнем. Величина тока, пропускаемого через печь, регулируется с помощью трансформатора и измеряется амперметром.

Порядок работы.

- 1) Открыть печь и поместить образец на упоры подставки.

2) Проверить установку нуля индикатора. Для этого, 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.

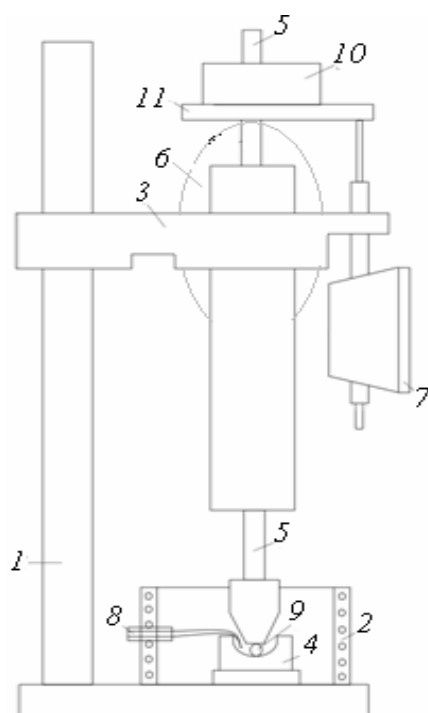


Рис. 59. Установка для исследования ползучести металла:

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

A diagram of a beam of total length l , supported at two points. The beam is divided into three equal segments of length $l/3$ each. A central load f is applied downwards at the midpoint of the beam. The beam is shown in a deflected state, with a dashed line representing its original horizontal position and a solid line representing its deflected shape.

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

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

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

1. Изучить установку и ее работу. Расположить образец на подставке с упорами. Рассчитать напряжение по формуле (49).

2. Построить кривую ползучести при температуре T_1 (T_1 устанавливается через 60 мин при прохождении тока $I_1 = 0,85$ А через нагреватель печи). Показания индикатора регистрировать в течение 50 мин; интервал измерений 5 мин. После этого поднять нагруженный стержень в исходное положение. При расчете деформации использовать выражение (50).

3. Для того же образца построить кривую ползучести при температуре T_2 (температура устанавливается через 15 мин при пропускании тока $I_2 = 0,90$ А через печь). Показания индикатора регистрировать в течение 50 мин; интервал измерений 5 мин.

4. Определить скорости деформации и рассчитать энергию активации ползучести, используя формулу (48).

1. Как зависит форма кривой ползучести от температуры испытания?
2. Назовите механизмы деформации металлов при ползучести.
3. Как проявляется влияние температуры на ползучесть металла?
4. В чем состоит метод определения энергии активации ползучести?
5. Опишите устройство и работу установки для испытания на ползучесть методом изгиба.

Литература

Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. М., 1972. С. 302–316.

Золоторевский, В. С. Механические испытания и свойства металлов / В. С. Золоторевский. М., 1974. С. 7–23, 42–70.

Лабораторная работа 15 **УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ**

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

Оборудование: набор образцов отожженной стали с различной концентрацией углерода, набор образцов стали с 0,1 % С для заковки, муфельная печь, вода для заковки, 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. 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 удается 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. Как правило, образование твердых растворов, особенно растворов внедрения, приводит к понижению пластичности и вязкости.

Влияние размера зерна на упрочнение металла. В поликристаллах границы зерен препятствуют движению дислокаций. Кроме того, в большинстве зерен даже при малых степенях деформации возникает множественное скольжение, а также напряженное состояние в пределах одного зерна далеко не однородное, которое 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 d – диаметр зерна; σ_i – напряжение трения при движении дислокаций внутри зерна; k – постоянный параметр.

Влияние выделений второй фазы на упрочнение металла. Выделения второй фазы по-разному влияют на упрочнение в зависимости от того, деформируются они сами или нет 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, а 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 увеличением площади когерентной границы. Для прохождения дислокаций через упругодеформированную 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 выступов на перерезанном выделении второй

фазы, 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 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 – 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, вышерассмотренные, 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 ха-

раактеристики. Устойчивой фазой железа до 911 °С является α -фаза, характеризующаяся ОЦК-решеткой, в интервале 911–1392 °С – γ -фазой, 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 являются важнейшими материалами современной техники. На рис. 61 приведен участок диаграммы состояний сплавов Fe–Fe₃C.

При высоких температурах (выше линии *GSE*) устойчивой фазой является аустенит (твердый раствор углерода в γ -Fe). При охлаждении ниже 727 °С 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).

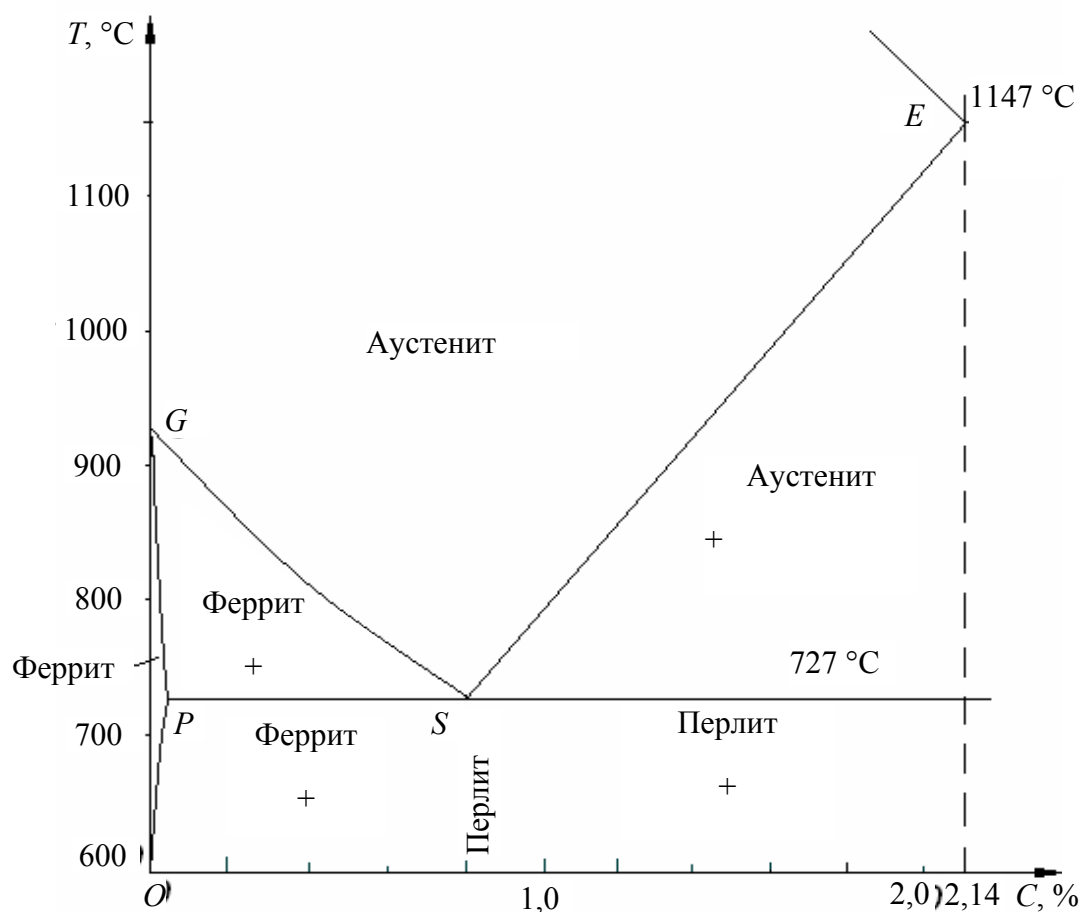


Рис. 61. Участок диаграммы состояния Fe–Fe₃C

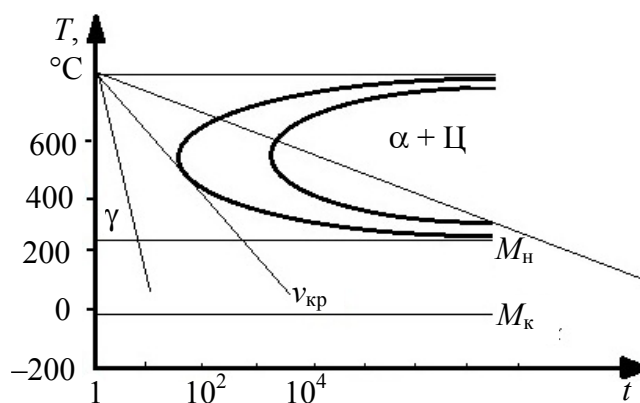


Рис. 62. Диаграмма изотермического превращения эвтектоидной стали

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 образующаяся феррито-цементитная структура.

При очень большой скорости охлаждения ($v > v_{кр}$) диффузионный распад аустенита становится невозможным и в стали при температурах ниже линии M_H наблюдается мартенситное превращение, при котором 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). Пластины мартенсита 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 закалки и после закалки возможно образование примесных 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 задании лабораторной работы предлагается освоить методику измерения твердости по Роквеллу, определить твердость в зависимости от концентрации углерода в отожженных сталях и от температуры закалки стали, содержащей 0,1 % С.

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 столик (1) испытуемой поверхности кверху. Поворотом маховика (2) поднимают столик прибора так, чтобы наконечник (3) мог начать вдавливаться в испытуемую поверхность образца, при этом начинают вращаться стрелки индикатора (4). На циферблате индикатора нанесены две шкалы (черная, совмещающая A и C , и красная B). Большая стрелка индикатора указывает твердость по шкале циферблата, а маленькая стрелка служит для контроля величины предварительного нагружения, сообщаемого вручную механизмом (2). Подъем столика, вызывающий все большее вдавливание наконечника (3) в образец, продолжают до тех пор, пока малая стрелка не примет положения, отмеченного на циферблате черной чертой. Это значит, что наконечник вдавливается в образец под действием предваритель

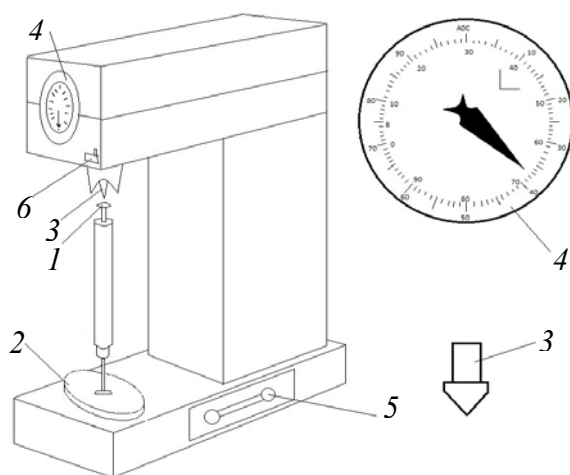


Рис. 63. Прибор для измерения твердости по Роквеллу:

1 – столик; 2 – маховик; 3 – наконечник;
4 – индикатор; 5 – рукоятка; 6 – корректор

ной нагрузки P_0 , равной 98 Н. Предварительное нагружение производят для того, чтобы исключить влияние упругой деформации и шероховатости измеряемой 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 (6) до их совпадения.

При освобождении рукоятки (5) прикладывается основная нагрузка P_1 . Нагружение основной нагрузки вызывает перемещение большой стрелки. Время приложения основной нагрузки 3–6 с. Затем рукоятку (5) прибора переводят в исходное состояние и тем самым снимают основную нагрузку, но оставляют 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.

Задания

1. Ознакомиться с работой прибора для определения твердости по Роквеллу.
2. Изучить зависимость твердости по Роквеллу HRB отожженной стали от концентрации углерода в ней.
3. Изучить 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. Построить графики зависимостей твердости по Роквеллу от концентрации углерода в стали и от температуры закалки стали с 0,1 % С.

Контрольные вопросы

1. Перечислите основные механизмы упрочнения металлов.
2. В чем состоит упрочнение металлов при легировании?
3. Опишите 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. Опишите процесс измерения твердости по Роквеллу.

Литература

- Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. М., 1977. С. 242–262.
- Золоторевский, В. С. *Механические испытания и свойства металлов* / В. С. Золоторевский. М., 1974. С. 233–240.
- Пикеринг, Ф. Б. *Физическое металловедение и разработка сталей* / Ф. Б. Пикеринг. М., 1982. С. 9–25.

Лабораторная работа 16 **РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА**

Цель работы: 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 изменение 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 на уничтожение нарушений кристаллической решетки, вызванных дефор-

мацией, называется отжигом. Процессы, происходящие при нагреве деформированного металла, делятся на возврат и рекристаллизацию. Возврат 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 изменения микроструктуры и кристаллографической ориентации отдельных областей кристалла.

Процесс полигонизации состоит в перераспределении дислокаций, приводящем к формированию областей кристалла, свободных от дислокаций 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 повышению 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. Движущей силой первичной рекристаллизации является 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 завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других путем перемещения высокоугловых границ. Такой процесс называется собирательной рекристаллизацией, ее движущей силой является стремление к уменьшению зернограницной поверхностной энергии металла. В результате дальнейшего нагрева при определенных условиях отдельные зерна достигают крупных размеров, «поедая» своих мелкозернистых соседей. Такой процесс называется вторичной рекристаллизацией.

Основными факторами, определяющими размеры зерна после отжига деформированного металла, являются 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 границах 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 $\epsilon_{кр}$, при отжиге образуются очень крупные зерна. При критической деформации сильно растет неоднородность деформации разных зерен. И из-за разности запасенной энергии соседних зерен при отжиге происходит быстрая миграция отдельных границ на расстояния, сравнимые с размером зерна, т. е. происходит рост отдельных исходных зерен за счет соседних.

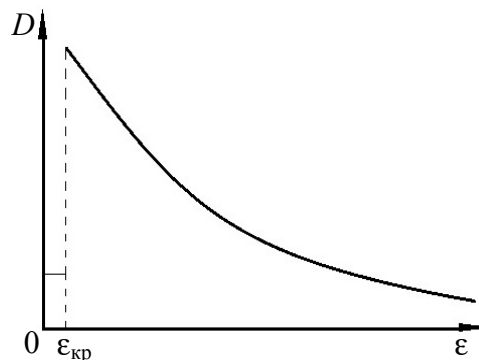


Рис. 64. Зависимость размера рекристаллизованного зерна в отожженном металле от степени деформации

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 и отжиг деформированного образца

Определение твердости по Виккерсу осуществляется вдавливанием в испытываемую поверхность алмазной пирамиды. Мерой твердости при этом служит величина диагонали отпечатка d . Описание устройства прибора и его работа приведена в лабораторной работе 11.

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_0 , l_k – начальная и конечная расчетные длины образцов.

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 следу

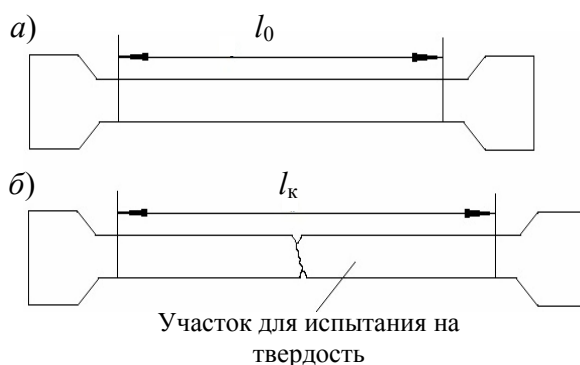


Рис. 65. Форма образца (а) для растяжения и выбор участка образца (б) для испытания на твердость

ющие: 100, 200, 250, 300, 350, 400, 450 °С. Время отжига при каждой температуре 20 мин. Окисел, появившийся на поверхности образца после отжига, снимается полировкой.

Задания

1. Деформировать образец из меди на разрывной машине Р-0,5. Величину деформации рассчитать по формуле (53).
2. Подготовить деформированный образец меди к испытанию на твердость по Виккерсу.
3. Построить график зависимости твердости по Виккерсу деформированного образца от температуры отжига и определить температуру начала рекристаллизации.

Контрольные вопросы

1. Опишите 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. Охарактеризуйте собирательную и вторичную рекристаллизацию.

Литература

Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. М., 1973. С. 40–88.

Золоторевский, В. С. Механические испытания и свойства металлов / В. С. Золоторевский. М., 1983. С. 253–255.

Глава 4

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Лабораторная работа 17

МОДУЛИ УПРУГОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Цель работы: 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. Модули упругости 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 характеризуются меньшим числом упругих модулей, например кубические кристаллы имеют 3 независимых модуля упругости.

Наиболее просто выяснить физический смысл отдельных модулей упругости в случае изотропной среды. Для этого необходимо рассмотреть

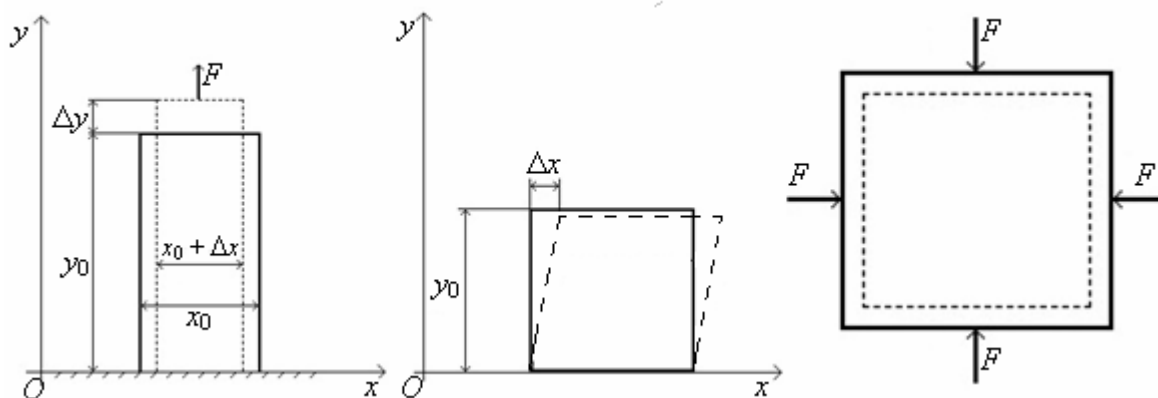


Рис. 66. Типы деформации твердых тел:
 а – деформация растяжения; б – деформация сдвига;
 в – деформация всестороннего сжатия

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).

При одностороннем растяжении (сжатии) закон Гука имеет вид

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

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

При деформации сдвига (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 ; $\Delta x/y$ – деформация сдвига; G – модуль упругости, называемый модулем сдвига.

Для всестороннего сжатия (рис. 66, в) соотношения между напряжением σ и вызванной им деформацией $\Delta V/V_0$ (V_0 – начальный объем, ΔV – изменение объема) 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 (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 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 зависят от температуры. 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. 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 и увеличивать, 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 статическими 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 (СПбГЭТУ). Работа установки основана на сравнении времени распространения ультразвука в исследуемом образце и в эталонной жидкости, для которой скорость распространения ультразвука известна. Установка УЗИС-ЛЭТИ состоит из измерительной линии, эталонной линии 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 надежного акустического контакта образца с датчиками их контактные поверхности смазывают трансформаторным, машинным или другим маслом. В случае измерения поперечных колебаний для получения хорошего акустического контакта применяют склеивающие вещества (например, раствор канифоли в спирте). Склеивающее вещество 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 ультра-

звука 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 с помощью 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, и 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 эталонной (ЭЛ) и измерительной (ИЛ) линиях. 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 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 при



Рис. 67. Блок-схема прибора УЗИС-ЛЭТИ

бора и наблюдаются на электронно-лучевой трубке. Вращением микрометрического винта эталонной линии можно менять расстояния между пьезопластинами и, следовательно, время прохождения ультразвукового импульса через эталонную линию. При измерении совмещают, вращая микрометрический винт, 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 измерительной линии, второй (Π_2) – с образцом. Разница во времени прохождения ультразвука в измерительной линии 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

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

Порядок работы на приборе.

А. Включение прибора.

1. Включатель «сеть» ставится в положение «вкл» (при этом 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» ставится 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, а правее – ЭЛ.

Б. Выполнение первого отсчета Π_1 (без образца).

1. Оперирова ручками «усиление общ.», «усиление 1» и «усиление 2», устанавливают приблизительно равные импульсы (величиной 30–50 мм) на измерительной и эталонной линиях.

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 и уточняют совпадение импульсов по максимальной амплитуде третьей или четвертой полуволны совмещенных импульсов ИЛ и ЭЛ.

6. Проводят отсчет Π_1 по шкале микрометрического винта.

В. Проведение второго отсчета Π_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 Б, 5.

7. Проводят отсчет Π_2 по шкале микрометрического винта.

Г. Скорость ультразвука в образце длиной l вычисляют по формуле

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

где $v_{эт} = 1597 \pm 2$ м/с.

Задания

1. Ознакомиться с устройством и работой установки УЗИС-ЛЭТИ.
2. Определить 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. Определить скорость распространения продольных ультразвуковых колебаний в алюминии и его сплавах, содержащих 2, 4 и 6 % Zn.
4. Определить скорость распространения поперечных ультразвуковых колебаний в алюминии.
5. Используя соотношения (58) и (59), рассчитать модуль Юнга для изученных материалов, а для алюминия, кроме того, модуль сдвига, модуль всестороннего сжатия и коэффициент Пуассона.
6. Построить 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. Охарактеризуйте упругую деформацию твердого тела.
2. Что такое модули упругости?
3. От каких факторов зависят модули упругости?
4. Укажите методы измерения модулей упругости.
5. Опишите устройство и работу прибора УЗИС-ЛЭТИ.
6. Как проводят определение модулей упругости с помощью прибора УЗИС-ЛЭТИ?

Литература

Бернштейн, М. П. Механические свойства металлов / М. П. Бернштейн, В. А. Займовский. М., 1979. С. 32–55.

Пашаев, Б. П. Практикум по физике твердого тела / Б. П. Пашаев, Д. Х. Амирханова. Махачкала, 1969. С. 114–121.

Лабораторная работа 18

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ СПЛАВОВ

Цель работы: 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.

Электросопротивление сплавов

Четыре основных типа диаграмм состояний бинарных сплавов и соответствующие им приближенные закономерности изменения свойств сплавов в зависимости от состава приведены 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 и построение диаграмм «состав – свойство» было начато русским ученым Н. С. Курнаковым и легло в основу физико-химического анализа, являющегося одним из основных методов изучения сплавов.

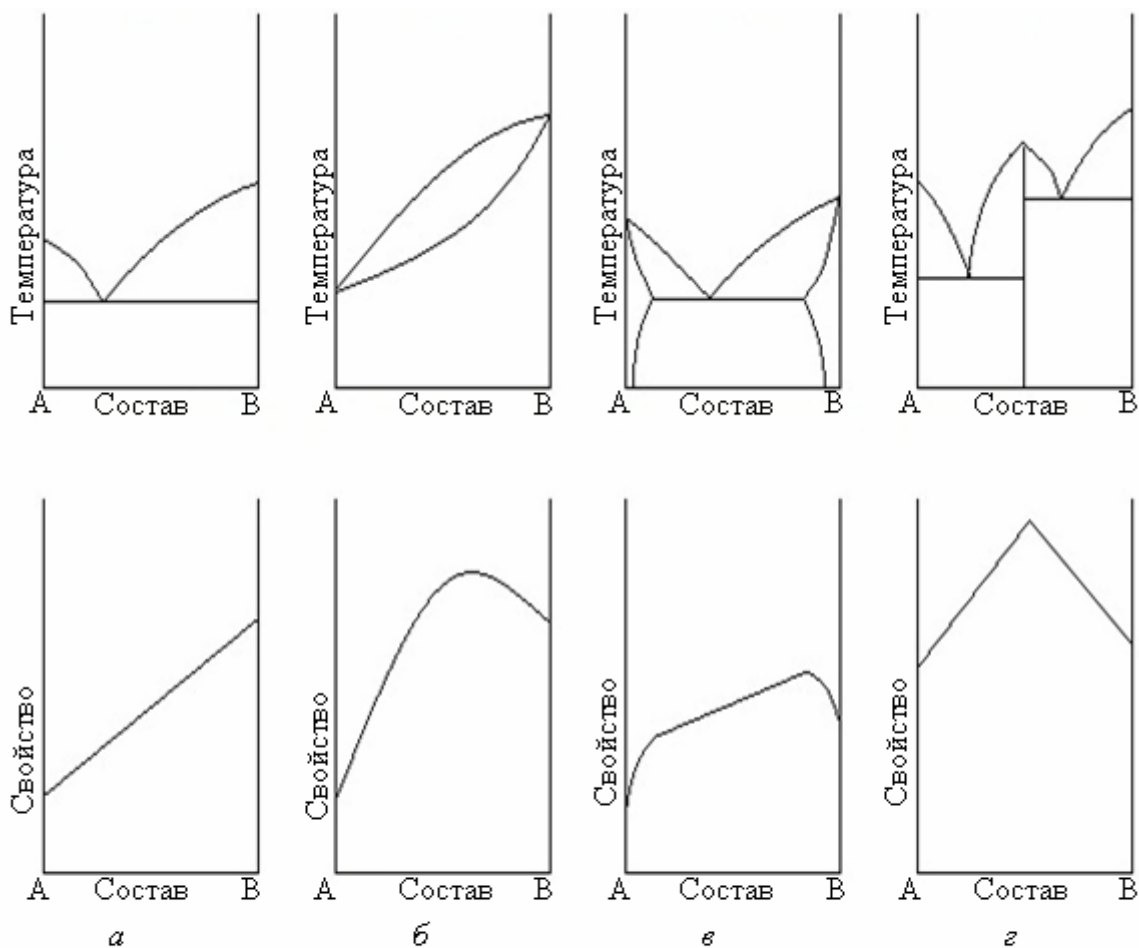


Рис. 68. Различные типы диаграмм состояний и зависимость свойства сплава от состава: а – отсутствие растворимости компонентов в твердом состоянии; б – полная растворимость компонентов в твердом состоянии; в – ограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии; г – компоненты образуют химическое соединение

При образовании смесей (компоненты не растворимы 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 изменяются 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 – 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 электропроводность 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; n – концентрация электронов; v_F и l_F – скорость и длина свободного пробега электронов, находящихся вблизи уровня Ферми; $e = 1,6 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Длина свободного пробега электронов зависит от их рассеяния на нарушениях (дефектах) кристаллической решетки. Так, при рассеянии электронов на тепловых колебаниях атомов при высоких температурах

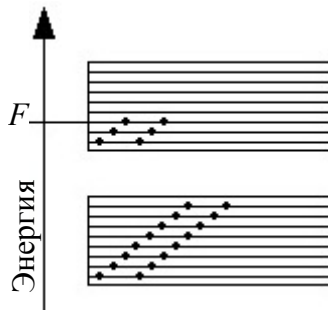


Рис. 69. Схема зонной структуры металла

$l_F \sim T^{-1}$, а при низких $l_F \sim T^{-5}$; 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 и $\rho \rightarrow 0$. Но на самом деле из-за наличия дефектов кристаллической решетки типа вакансий, дислокаций, примесей удельное электросопротивление металлов при понижении температуры стремится к конечному значению ρ_0 . 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 зависит от типа дефектов, их плотности и распределения.

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

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

где c – концентрация легирующего элемента;

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

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

Измерение удельного электросопротивления

Для измерения удельного электросопротивления применяется компенсационный метод. Установка для измерения удельного электросопротив-

ления (ее схема приведена на рис. 70) состоит из источника питания Б5-47, амперметра, реостата, измерительной ячейки и потенциометра ПП-63.

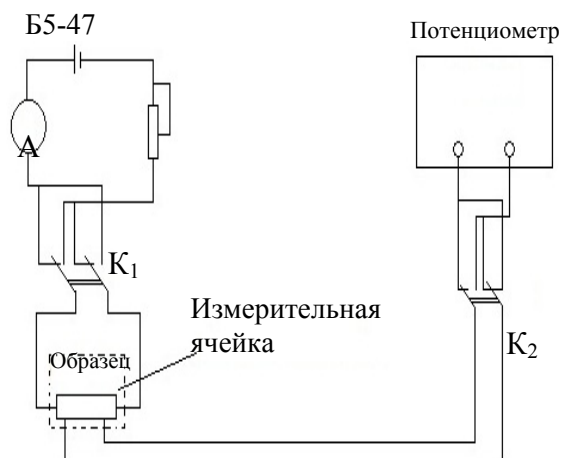


Рис. 70. Схема установки для измерения удельного электросопротивления

Устройство измерительной ячейки представлено на рис. 71. Образцы (2) для исследования, изготовленные в виде тонких и длинных пластинок, помещаются на основание (1) измерительной ячейки (рис. 71). Два токовых (5, 5') и два потенциальных (6, 6') зонда, расположенных в держателе (4), прижимаются к образцу. Держатель зондов может перемещаться вдоль направляющих стержней (3).

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.

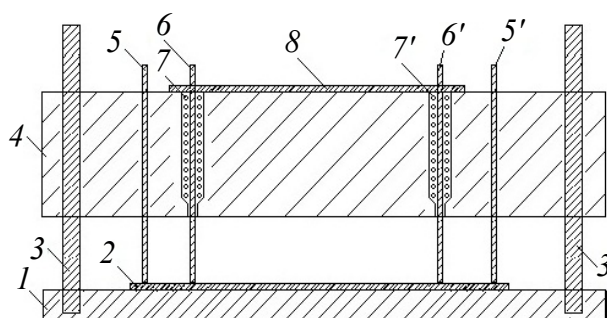


Рис. 71. Устройство измерительной ячейки:
1 – основание; 2 – образец; 3 – направляющие стержни; 4 – держатель зондов; 5, 5' – токовые зонды; 6, 6' – потенциальные зонды; 7, 7' – пружины; 8 – упорная планка

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

Удельное электросопротивление рассчитывается по формуле

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

где $U = \frac{U_1 + U_2}{2}$, 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.

Задания

1. Изучить работу установки для измерения удельного электросопротивления.

2. Измерить удельное электросопротивление меди и сплавов на ее основе. Результаты измерений представить в виде таблицы.

3. На основе полученных результатов построить графики:

а) зависимости удельного электросопротивления сплавов от концентрации цинка;

б) зависимости удельного электросопротивления сплавов меди от валентности легирующего элемента (использовать 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. Опишите связь диаграмм состояний и диаграмм «свойство – состав».
2. Как зависит удельное электросопротивление металлов от температуры?
3. Сформулируете правило Маттиссена.
4. Охарактеризуйте влияние легирующих элементов на удельное электросопротивление металлов.
5. Опишите компенсационный метод измерения удельного электросопротивления.

Литература

- Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. М., 1977. С. 156–157.
Епифанов, Г. И. *Физика твердого тела* / Г. И. Епифанов. М., 1977. С. 156–160.
Лифшиц, Б. Г. *Физические свойства металлов и сплавов* / Б. Г. Лифшиц, В. С. Кропошин, Я. Л. Линецкий. М., 1980. С. 133–192.

Лабораторная работа 19

ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ

Цель работы: освоить методику измерения дифференциальной термоэдс.

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

Термоэлектрические явления

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 от материалов: $U = \alpha_{12}(T_2 - T_x) = \alpha_{12}\Delta T$.

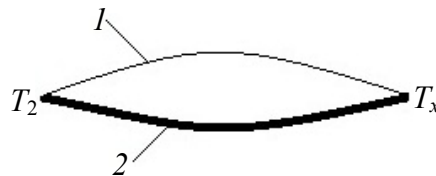


Рис. 72. Схема возникновения термоэдс в цепи

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 (или 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 заряд. Процесс накопления заряда будет продолжаться до тех пор, пока возникающая 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 уровнями 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).

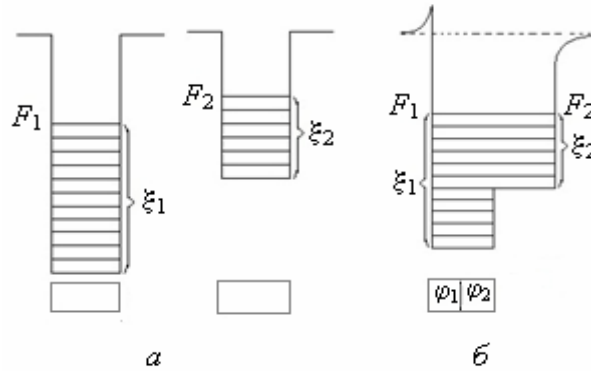


Рис. 73. Энергетический спектр электронов:
а – до контакта; б – после контакта
двух металлов

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 этих зарядов вызывает смещение энергетических уровней (в том числе и 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: $-e\varphi_1 + \xi_1 = -e\varphi_2 + \xi_2$, где $-e\varphi_1$, $-e\varphi_2$ – потенциальные энергии электронов в обоих металлах; ξ_1 , ξ_2 – их кинетические энергии. Таким образом, внутренняя контактная разность потенциалов равна

$$\varphi_2 - \varphi_1 = \frac{\xi_2 - \xi_1}{e}. \quad (67)$$

Поскольку уровни Ферми проводников зависят от температуры, то и их разность будет 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. 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; $\eta = \xi/kT$ – приведенный химический потенциал; $F_{r+1}(\eta)$, $F_{r+2}(\eta)$ – интегралы Ферми; r – фактор рассеяния.

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

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

Для сильно вырожденного электронного газа

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

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

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

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 будут отдавать (во втором проводнике) в результате столкновений свою избыточную энергию атомам решетки, т. е. будет происходить выделение теплоты 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:

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

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 места с более низкой температурой. 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 применения 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 изготовления термоэлементов 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). 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 теллуром. 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. Основной 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 данной формулы 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 представлена на рис. 74. К холодному и горячему медным блокам (1, 2), электрически изолированным друг от друга, прижимается исследуемый образец (3), и таким образом в нем создается градиент температуры. Один из медных блоков нагревается с помощью нагревателя (4), который питается от сети через трансформатор. Второй медный блок охлаждается с помощью тающего льда (5), находящегося в коробке. Исследуемый образец касается спаев дифференциальных медь-константановых термопар (7, 8), подключенных через ключ K_1 к потенциометру. Измеряя эдс термопар и используя их градуировочную кривую, определяют температуры горячего (T_g)

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 (1, 2) термопар, подключенными к потенциометру с помощью ключа K_2 . 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 (77) и (78) следует

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

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

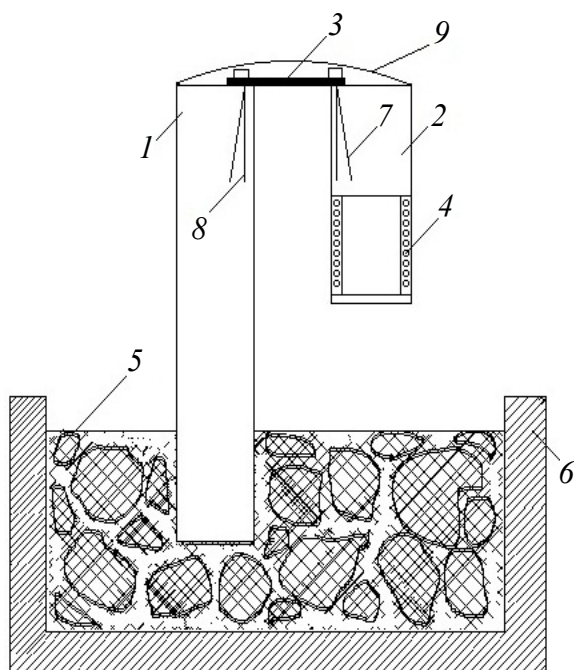


Рис. 74. Установка для измерения дифференциальной термоэдс:

1 – холодный блок; 2 – горячий блок;
3 – образец; 4 – нагреватель; 5 – лед;
6 – сосуд; 7, 8 – термопары; 9 – прижим

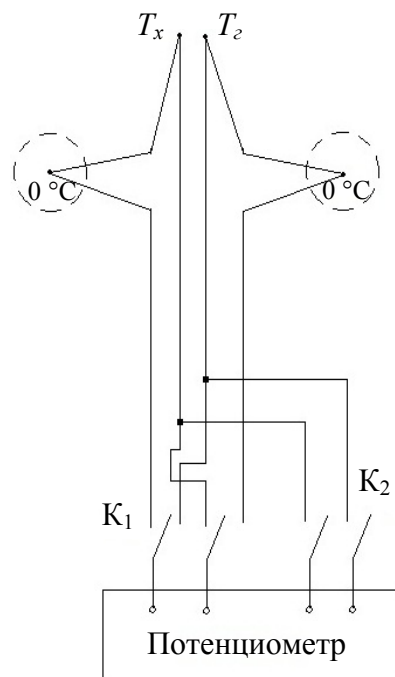


Рис. 75. Электрическая схема установки для измерения дифференциальной термоэдс

Задания

1. Ознакомиться с работой установки для измерения дифференциальной термоэдс и подготовить ее к работе. Для этого: а) расположить коробку с тающим льдом под медным блоком; б) включить нагреватель медного блока; в) подготовить к работе потенциометр.

2. Провести измерения дифференциальной термоэдс сплавов системы Bi–Te. Результаты измерений и расчетов записать в форме табл. 5. При проведении расчетов использовать соотношения (75)–(79). Построить график зависимости дифференциальной термоэдс сплава Bi–Te от концентрации теллура.

Таблица 5

Запись результатов измерения и расчетов

Материал	U_x , мкВ	U_r , мкВ	T_x , мКВ	T_r , мКВ	U , мкВ	$\alpha_{изм}$, мкВ/К	α_{Bi-Te} , мкВ/К	ξ_{Bi-Te} , эВ	P_{Bi-Te} , В

3. Определить дифференциальную термоэдс сплавов системы Bi–Te с неизвестным содержанием теллура. С помощью графика зависимости от концентрации теллура (п. 2) определить концентрацию атомов теллура в исследуемых образцах.

4. Рассчитать химический потенциал исследуемых сплавов по формуле

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

5. Рассчитать коэффициент Пельтье исследуемых материалов по формуле (74)

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

где $T = \frac{T_x - T_r}{2}$.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение термоэлектрических коэффициентов и укажите связь между ними.

2. Объясните физическую природу эффектов Зеебека, Пельтье и Томсона.

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

4. Где используются термоэлектрические эффекты в технике?

5. Опишите температурную зависимость дифференциальной термоэдс металлов.

6. Опишите методику измерения дифференциальной термоэдс.
7. Как влияет теллур на дифференциальную термоэдс и уровень Ферми висмута?

Литература

- Епифанов, Г. И. Физика твердого тела / Г. И. Епифанов. М., 1977. С. 229–233, 262–269.
Лысов, В. Ф. Практикум по физике полупроводников / В. Ф. Лысов. М., 1976. С. 182–203.
Стильбанс, Л. С. Физика полупроводников / Л. С. Стильбанс. М., 1967. С. 292–317.

Лабораторная работа 20 ФЕРРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

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

Оборудование: установка для измерения намагниченности 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 размеры, форма, ориентация

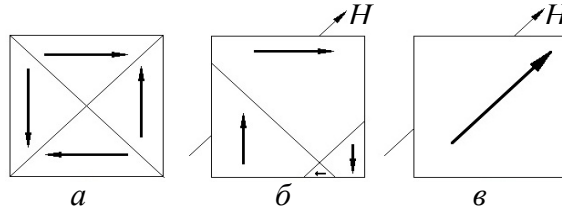


Рис. 76. Схема намагничивания:
a – ненамагниченное состояние; *б* – намаг-
 ниченность за счет смещения границ доме-
 нов; *в* – намагниченность за счет вращения
 магнитных моментов доменов

магнитных моментов) должна удовлетворять условию минимума свободной энергии. Схема доменной структуры приведена на рис. 76, *a*.

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

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

где $\bar{M}$ – 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 $J(H)$ (рис. 77), изображающая зависимость намагниченности J ферромагнетика от напряженности H намагничивающего поля, называется кривой намагничивания данного материала. Если в начальном состоянии ($H = 0$) образец был размагничен ($J = 0$), то график зависимости $J(H)$ называется основной кривой намагничивания (кривая *ОабвА*). В общем случае основную кривую намагничивания можно разбить на четыре участка (*Оа*, *аб*, *бв* и *вА*). На участке *Оа* 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 (см. рис. 76, *б*). После снятия внешнего поля граница между доменами возвращается в первоначальное положение. На участке *аб* происходит более быстрое увеличение намагниченности, 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 (см. рис. 76, *в*). На участке *вА* происходит незначительное увеличение намагниченности, которое

связано с уменьшением дезориентации спинов (часть спинов имеет противоположную ориентацию), вызванной тепловым движением атомов. Эта область намагничивания называется парапроцессом. Максимальное значение намагниченности, достигаемое при некотором значении напряженности H_s магнитного поля, называется 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 (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. Вид этой кривой зависит от ферромагнетика, а площадь петли гистерезиса пропорциональна затрате энергии на однократное перемагничивание.

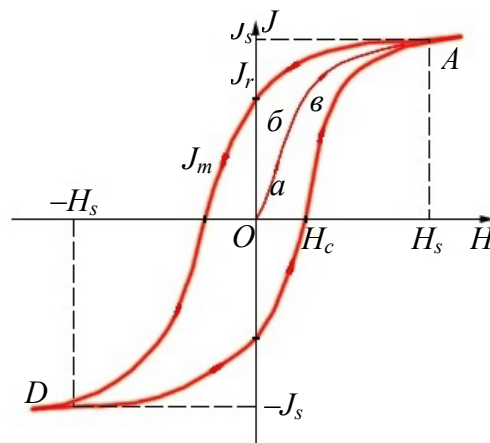


Рис. 77. Кривая намагничивания и петля магнитного гистерезиса ферромагнетика

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

Измерение намагниченности насыщения и коэрцитивной силы

Схема установки для измерения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы приведена на рис. 78. Установка состоит из электромагнита (1) и соленоида (2), которые могут подключаться с помощью переключателя Π_1 к выпрямителю (3). В полюсных наконечниках электромагнита расположена труба с измерительной катушкой ИК₁ (4), а в соленоиде – вторая измерительная катушка – ИК₂ (5). Обе измерительные катушки с помощью переключателя Π_2 могут быть подключены к зеркальному гальванометру (6).

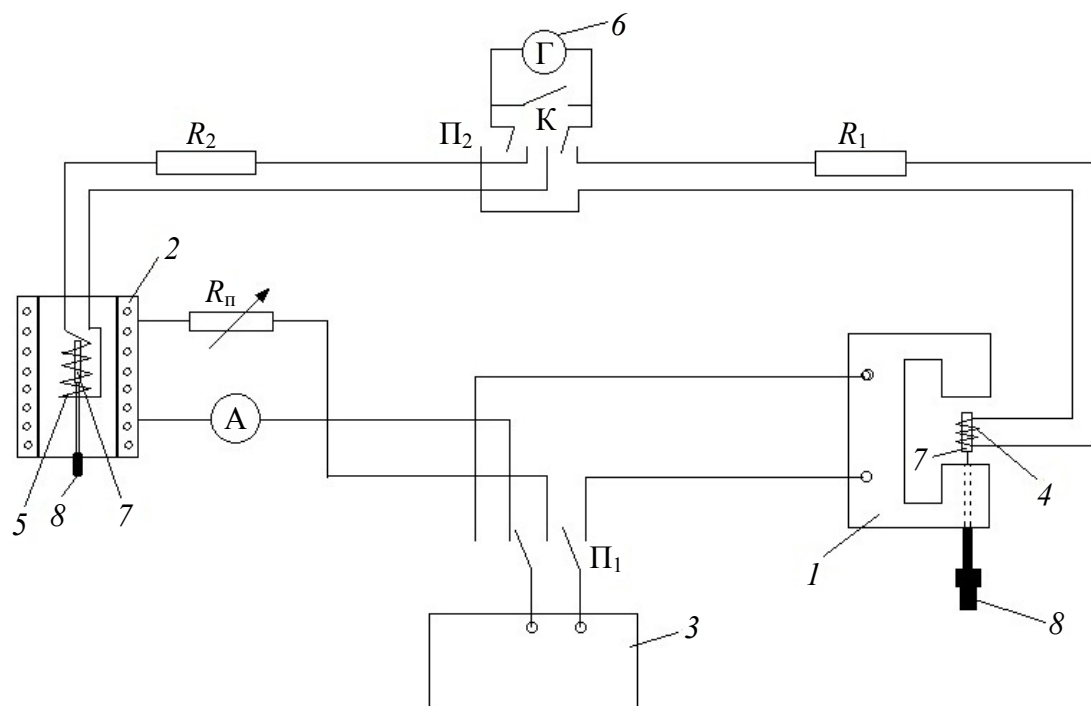


Рис. 78. Схема установки для измерения намагниченности насыщения и коэрцитивной силы:

1 – электромагнит; 2 – соленоид; 3 – выпрямитель; 4 – ИК₁;
5 – ИК₂; 6 – гальванометр; 7 – образец; 8 – держатель образца

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 I_s , т. е.

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

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

Измерение J_s облегчается, если имеется эталонный образец с известным значением намагниченности насыщения J_s^0 . Тогда, определив отклонения «зайчика» на эталонном образце α^0 ($J_s^0 = \frac{C_6 A}{S_0} \alpha^0$, S_0 – площадь сечения эталона), можно, используя (83), рассчитать и I_s :

$$J_s = J_s^0 \frac{\alpha}{\alpha^0} \frac{S_0}{S}. \quad (84)$$

Если $S_0 = S$, то из (84) следует

$$J_s = J_s^0 \frac{\alpha}{\alpha^0}. \quad (85)$$

В качестве эталона можно использовать чистое железо, для которого $J_s^0 = 1,72 \cdot 10^5$ 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). Выдергивается образец из измерительной катушки ИК₂, и наблюдается отклонение «зайчика» гальванометра. Повторяя указанную операцию при увеличивающемся 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

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

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 хрома 17 %, никеля 2 %, углерода 2 %, остальное – железо. Сталь марки 12Х18Н10Т, содержащая 18 % хрома, 10 % никеля, до 1 % титана и $\sim 0,12$ % углерода, имеет аустенитную структуру. Также необходимо определить J_s и H_c закаленных образцов стали Ст2. Температура закалки 700, 750, 800, 850 и 900 °С. Каждое измерение J_s и H_c проводить не менее трех раз. Эталонный образец, сделанный из чистого железа, имеет $J_s^0 = 1,72 \cdot 10^5$ А/м.

Задания

1. Ознакомиться с работой установки для измерения намагниченности насыщения J_s и коэрцитивной силы H_c .
2. Измерить намагниченность насыщения J_s и коэрцитивную силу H_c стальных образцов. При расчете использовать соотношения (85) и (86).
3. Построить графики зависимостей J_s и H_c от содержания углерода (чистое железо, Ст2, Ст45, У12) и температуры закалки для Ст2.

Контрольные вопросы

1. Укажите причину появления ферромагнетизма.
2. Опишите 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?

Литература

- Епифанов, Г. И. Физика твердого тела / Г. И. Епифанов. М., 1977. С. 207–219.
- Лифшиц, Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лифшиц, В. С. Кропосин, Я. Л. Линецкий. М., 1980. С. 62–72, 90–94, 105–112.
- Мишин, Д. Д. Магнитные материалы / Д. Д. Мишин. М., 1981. С. 22–24, 40–43, 52–57, 87–91.

Лабораторная работа 21

ГАЛЬВАНОМАГНИТНЫЕ ЯВЛЕНИЯ

Цель работы: 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 (или кинетические явления) в твердых телах осуществляются благодаря движению носителей заряда под действием внешних полей: электрического, магнитного, температурного. Поэтому различают электрические, термоэлектрические, гальваномагнитные, термомагнитные явления. С помощью кинетических эффектов можно получить информацию о носителях заряда, зонной структуре, 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,

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

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

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

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

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, состоящее в том, что 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 $\vec{F} = \pm e[\vec{v}\vec{B}]$ (v – скорость носителей тока).

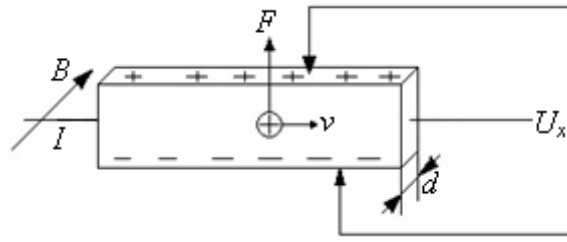


Рис. 79. Возникновение эффекта Холла

Если проводник выбран в виде прямоугольного параллелепипеда, то

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

где d – толщина образца; R – коэффициент Холла.

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

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

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

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

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 (93), коэффициент Холла при $r = 1$ равен

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

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 β равна

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

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

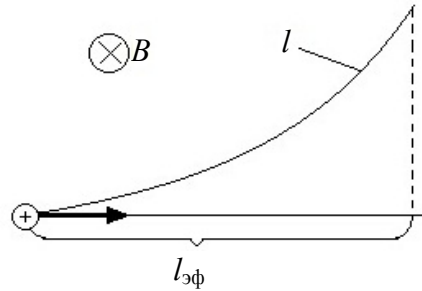


Рис. 80. Искривление траектории движения носителя заряда при движении в магнитном поле

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

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

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 ν :

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

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. Двухзондовый метод используется для измерения удельного электросопротивления образцов, имеющих правильную форму (прямоугольного параллелепипеда, цилиндра), и состоит в следующем (рис. 81).

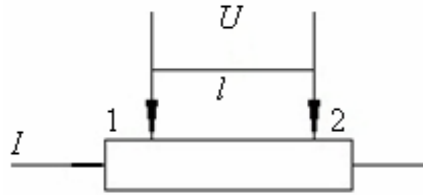


Рис. 81. Схема двухзондового метода измерения удельного электросопротивления

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

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

Если образец имеет форму прямоугольного параллелепипеда, то

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

где a и d – ширина и толщина образца.

При определении удельного электросопротивления необходимо проводить измерения U на зондах 1 и 2 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, т. е.

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

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

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

В настоящее время в экспериментальных исследованиях применяют различные методы определения коэффициента Холла: 1) метод постоянного магнитного поля и постоянного тока; 2) метод постоянного поля (тока) и переменного тока (поля); 3) метод 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:

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

Одной из причин возникновения поперечной эдс является расположение холловских контактов (контакты 1 и 2 на рис. 82) не на эквипотенциальной поверхности (эдс неэквипотенциальности). Это бывает из-за неточного геометрического расположения одного контакта против другого и из-за нарушения однородности исследуемого образца.

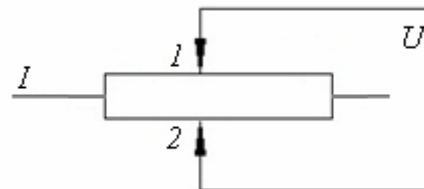


Рис. 82. Схема измерения коэффициента Холла

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 возникает 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. 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, приводят к возникновению поперечных эдс и поперечных градиентов температур, а следовательно, еще дополнительных эдс.

Дополнительные поперечные эдс зависят от величины и направления тока и магнитного поля. Поэтому для выделения холловского напряжения проводят 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 d – толщина образца; B – индукция магнитного поля; I – ток через образец.

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 проводят измерения при прямом (U_1) и обратном (U_2) направлении тока, пропускаемого через образец. Во втором случае выполняют четыре измерения: сначала два измерения (U_{1M} , U_{2M}) при одном направлении магнитного поля и двух направлениях тока, а затем еще два измерения (U_{3M} , U_{4M}) при другом направлении магнитного поля и двух направлениях тока. После выполнения усреднения измеренных напряжений рассчитываются

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

и с учетом (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 электросопротивления, магнетосопротивления и коэффициента Холла представлена на рис. 83. В ней можно выделить следующие элементы:

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

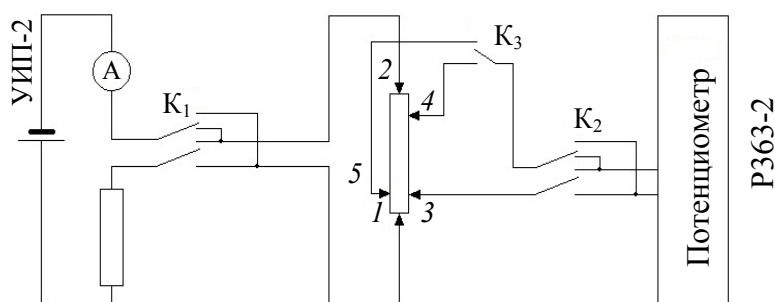


Рис. 83. Электрическая схема установки (без электромагнита) для измерения удельного электросопротивления, магнетосопротивления и коэффициента Холла

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 с входом потенциометра.

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

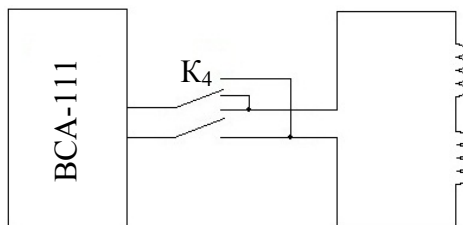


Рис. 84. Питание электромагнита установки

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.

4. Образец перед измерениями помещается в ячейку из текстолита, в которой находятся токовые зонды (1, 2) (рис. 85), потенциальные зонды (3, 4) и холловский зонд (5). Токовые зонды являются неподвижными и устанавливаются закручиванием винтов 1а и 2а. Потенциальные зонды крепятся в ползунке (6) и поджимаются к образцу пружиной (7). Холловский зонд поджимается снизу винтом 5а.

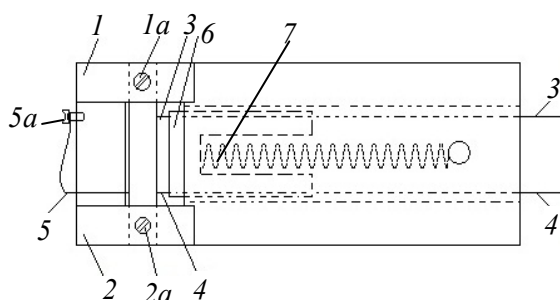


Рис. 85. Ячейка для измерения процессов переноса

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 (1, 2) и образцом включение ключа K_1 в любое крайнее положение вызывает ток в амперметре. Для проверки контактов (3, 4, 5) с образцом имеется проверочная цепь (на схеме (см. рис. 83) не указана), состоящая из ключа K_5 , лампочки Л, источника питания (выход $\sim 6,3$ В на УИП-2). Если контакт между образцом и зондами 3 и 4 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 зондами 4 и 5 (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 следующем 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_{1X} , U_{2X} , U_{3X} и U_{4X} и, используя выражение (106), рассчитывают коэффициент Холла. При усреднении четырех значений U_{iX} 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_{iX} после каждого измерения привел бы к значительной потере времени. Поэтому на практике составляют таблицу положений ключей K_1 , K_2 и K_3 и знака U_{iX} .

Задания

1. Изучить по инструкции работу потенциометра РЗ63-2 и подготовить его к выполнению измерений.

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

3. Выполнить измерения удельного электросопротивления, магнетосопротивления и коэффициента Холла образцов из висмута и сплавов висмут – сурьма. При измерении пропускать 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 выполняются микрометром. При расчете использовать соотношения (102), (106) и (108).

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

Контрольные вопросы

1. Определите подвижность носителей тока.
2. Объясните возникновение эффекта Холла при наличии электронов или дырок (или обоих типов носителей) в проводнике.
3. Объясните изменение удельного электросопротивления проводника при помещении его в магнитном 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. Объясните методику измерения коэффициента Холла на постоянном токе в постоянном магнитном поле.

Литература

Горбачев, В. В. Физика полупроводников и металлов / В. В. Горбачев. Л. Г. Спицина. М., 1976. С. 239–282.

Епифанов, Г. И. Физика твердого тела / Г. И. Епифанов. М., 1977. С. 144–162, 269–272.

Кучис, Е. В. Методы исследования эффекта Холла / Е. В. Кучис. М., 1974. С. 9–32, 141–155.

Лабораторная работа 22

ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

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

Оборудование: дилатометр, образцы различных материалов.

Тепловое расширение 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).

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. 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 этой частицы (линия $a_0a_1a_2$) смещается вправо, что соответствует увеличению расстояния между атомами. Это и вызывает расширение твердых тел при нагревании.

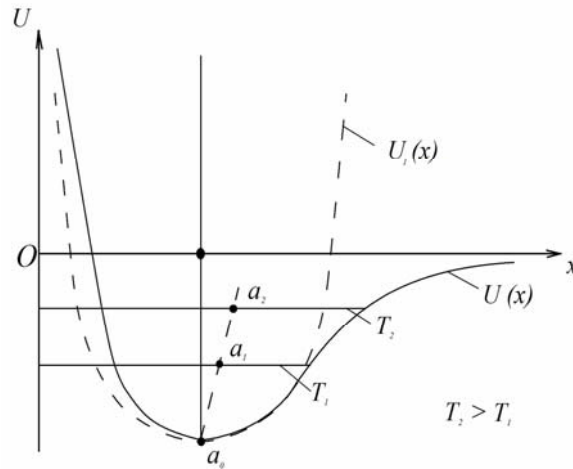


Рис. 86. График зависимости потенциальной энергии атомов от расстояния между ними

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 (1-е правило Грюнайзена). Грюнайзен также обнаружил одинаковую температурную зависимость коэффициента теплового расширения $\alpha(T)$ и атомной теплоемкости $C(T)$ твердых тел, т. е. $\alpha \sim C$ (2-е 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 (рис. 87) состоит из механической части, блока нагрева и блока питания и измерителя сигнала преобразователя Холла.

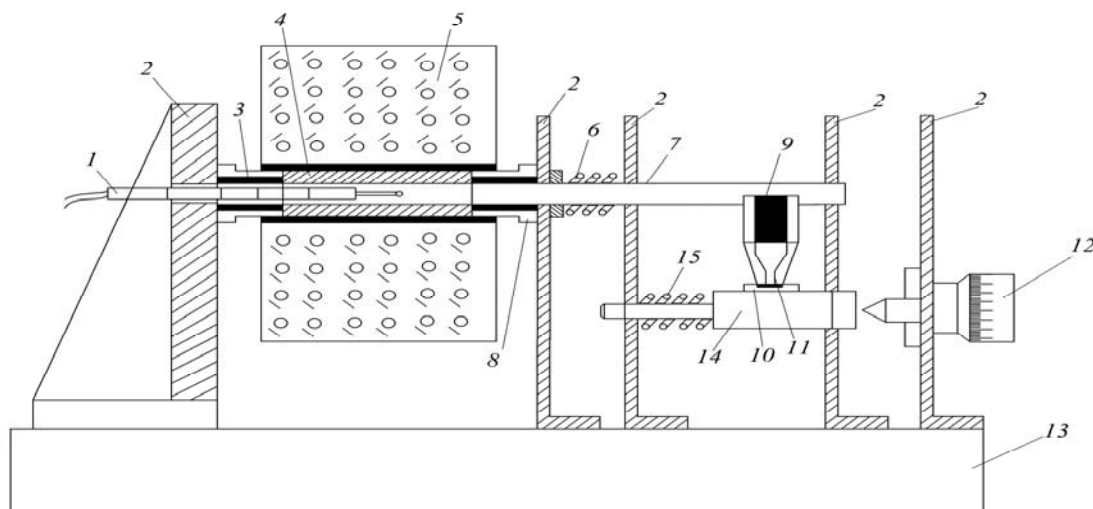


Рис. 87. Устройство дилатометра:

1 – термопара; 2 – стойки; 3, 8 – кварцевые трубки; 4 – образец; 5 – печь;
6, 15 – пружина; 7, 14 – стержни; 9 – магнитная система; 10 – концентратор;
11 – преобразователь Холла; 12 – микровинт; 13 – станина

На станине (13) дилатометра крепится пять стоек (2). Изучаемый образец (4) поддерживается на двух выступах, прикрепленных к стойкам. Образец одним концом упирается в кварцевую трубку (3), а та, в свою очередь, – в крайнюю стойку, в которой имеется отверстие для термопары. Шток, состоящий из жестко соединенных между собой кварцевой трубки (8) и латунного стержня (7), одним концом поджимается пружиной (6) к образцу. На латунном стержне крепится магнитная система (9), снизу которой расположен преобразователь Холла (11) на Ш-образном концентраторе (10). Ш-образный концентратор с преобразователем Холла крепятся на другом латунном стержне (14), способном перемещаться под действием микровинта (12) и пружины (15).

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 (5), подключенной к ЛАТР. Напряжение питания печи ≈ 70 В. Температура образца измеряется термопарой (1), подключенной к другому гальванометру М136. Градуировочная кривая термопары прилагается.

Порядок работы на дилатометре

1. Расположить образец в печи так, чтобы он плотно прилегал к кварцевым трубкам.
2. Расположить термопару в образце.
3. Включить питание преобразователя Холла. Схема питания дилатометра приведена на 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.

Задания

1. Ознакомиться с устройством и работой дилатометра.
2. Определить чувствительность S дилатометра, используя соотношение (111):
$$\bar{S} = \frac{\sum_i S_i}{i}, \Delta S = \frac{1}{i} \sum_i |\bar{S} - S_i|, S_i = \frac{\Delta U_{x_i}}{\Delta x_i}.$$
3. Получить зависимости изменения длины образцов из цинка, алюминия, меди, железа и кварца от температуры.
4. Рассчитать линейные коэффициенты теплового расширения цинка, алюминия, меди, железа и кварца по формуле (109).
5. Проверить выполнение соотношения $T_m \alpha = \text{const}$.

Контрольные вопросы

1. В чем состоит природа теплового расширения твердых тел?
2. Дайте определение коэффициентов теплового расширения твердых тел.
3. Сформулируйте первое и второе правила Грюнайзена.
4. Опишите устройство дилатометра.
5. Назовите материалы с низким значением коэффициента теплового расширения.

Литература

- Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. М., 1984. С. 94–104.
- Епифанов, Г. И. Физические основы конструирования и технологии РЭА и ЭВА / Г. И. Епифанов, Ю. А. Мома. М., 1979. С. 200–240.
- Мейер, К. Физико-химическая кристаллография / К. Мейер. М., 1972. С. 140–185.

ПРИЛОЖЕНИЕ

СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СТРУКТУРЫ

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 . Но 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 $\bar{a}$:

$$\bar{a} = \frac{a_1 + a_2 + a_3 + \dots + a_x}{x}. \quad (\text{П.1})$$

Показатель, характеризующий однородность измеряемого параметра структуры, – его среднее квадратичное отклонение $\sigma(a)$:

$$\sigma(a) = K \sqrt{\frac{a_1^2 + a_2^2 + a_3^2 + \dots + a_x^2}{x} - (\bar{a})^2}, \quad (\text{П.2})$$

где K – поправочный коэффициент, зависящий от объема выборки $\left(K = \sqrt{\frac{x}{x-1}} \right)$.

Степень однородности параметра структуры также может быть оценена его дисперсией $D(a)$:

$$D(a) = \sigma^2(a) \quad (\text{П.3})$$

или коэффициентом вариации

$$\delta(a) = \frac{\sigma(a)}{\bar{a}}. \quad (\text{П.4})$$

Разница между истинной средней величиной параметра a_0 структуры и средней арифметической выборкой $\bar{a}$ называется абсолютной статистической ошибкой ε :

$$\varepsilon = |a_0 - \bar{a}|. \quad (\text{П.5})$$

Но поскольку истинная средняя величина параметра неизвестна, то абсолютную ошибку определяют по формуле

$$\varepsilon = t\sigma(\bar{a}), \quad (\text{П.6})$$

где $\sigma(\bar{a})$ – среднее квадратичное отклонение средней арифметической выборки (или среднее квадратичное выборочной средней); t – нормированное отклонение.

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

$$\sigma(\bar{a}) = K \sqrt{\frac{\bar{a}_1^2 + \bar{a}_2^2 + \bar{a}_3^2 + \dots + \bar{a}_z^2}{z} - \bar{a}_0^2}, \quad (\text{П.7})$$

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.

$$\sigma(\bar{a}) = \frac{A}{\sqrt{x}}, \quad (\text{П.8})$$

где A – коэффициент, зависящий от характера структуры, определяемого параметра и методики исследования.

Из (П.6) и (П.8) следует выражение для вычисления абсолютной ошибки ε :

$$\varepsilon = \frac{At}{\sqrt{x}}. \quad (\text{П.9})$$

Нормированное отклонение t , входящее в выражение для абсолютной статистической ошибки, связано с доверительной вероятностью P полученного результата анализа следующей зависимостью:

$$P = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \int_0^t e^{-\frac{t^2}{2}} dt. \quad (\text{П.10})$$

Доверительная вероятность при абсолютной статистической ошибке ϵ показывает долю повторных выборок, результаты которых находились бы в пределах значений от $\bar{a} - \epsilon$ до $\bar{a} + \epsilon$. Поскольку интеграл (П.10) 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.6), (П.9) и (П.10) следует, что абсолютная ошибка ϵ может быть различной в зависимости от величины доверительной вероятности P .

Литература

- Салтыков, С. Л. Стереометрическая металлография / С. Л. Салтыков. М., 1976. С. 11–21.
- Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 4–37, 107–109, 239–251.

Учебное издание

Шепелевич Василий Григорьевич

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

**Лабораторный практикум
для студентов, обучающихся
по специальности 1-31 04 01-05
«Физика (ядерная физика и технологии)»**

Редактор *Е. В. Павлова*
Технический редактор *Т. К. Раманович*
Дизайн обложки *Т. А. Малько*
Компьютерная верстка *М. А. Подголиной*
Корректор *О. В. Леченкова*

Электронный ресурс 3,48 Мб
Режим доступа: <http://www.elib.bsu.by>, ограниченный
Белорусский государственный университет.
ЛИ № 02330/0494425 от 08.04.2009.
Пр. Независимости, 4, 220030, Минск.