

Министерство образования и науки Российской Федерации  
Тольяттинский государственный университет  
Институт машиностроения  
Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум



© ФГБОУ ВПО «Тольяттинский  
государственный университет», 2015

ISBN 978-5-8259-0837-3

УДК 621.7

ББК 30.6

Рецензенты:

д-р техн. наук, профессор Оренбургского государственного университета *В.М. Кушнарченко*;

д-р физ.-мат. наук, профессор Тольяттинского государственного университета *Д.Л. Мерсон*.

Составители:

Г.В. Клевцов, М.А. Выбойщик, Н.А. Клевцова, Л.И. Попова.

Материаловедение : лабораторный практикум / сост. Г.В. Клевцов [и др.]. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2015. – 1 электрон. опт. диск.

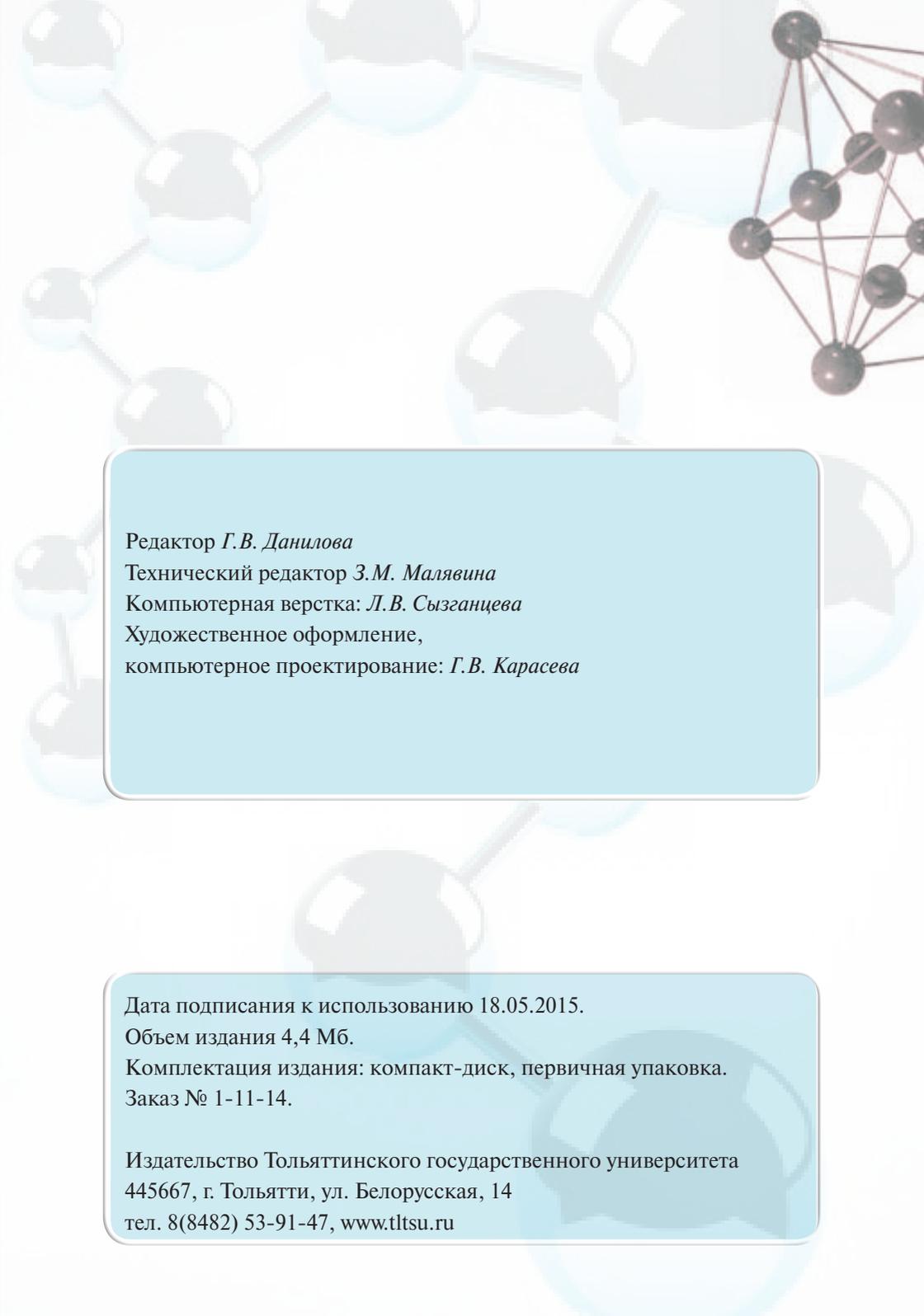
Лабораторный практикум включает лабораторные и учебно-исследовательские работы по курсу «Материаловедение».

Предназначен для технических направлений подготовки бакалавров.

Текстовое электронное издание.

Рекомендовано к изданию научно-методическим советом Тольяттинского государственного университета.

Минимальные системные требования: IBM PC-совместимый компьютер: Windows XP/Vista/7/8; ПIII 500 МГц или эквивалент; 128 Мб ОЗУ; SVGA; Adobe Acrobat Reader.



Редактор *Г.В. Данилова*

Технический редактор *З.М. Малявина*

Компьютерная верстка: *Л.В. Сызганцева*

Художественное оформление,

компьютерное проектирование: *Г.В. Карасева*

Дата подписания к использованию 18.05.2015.

Объем издания 4,4 Мб.

Комплектация издания: компакт-диск, первичная упаковка.

Заказ № 1-11-14.

Издательство Тольяттинского государственного университета

445667, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14

тел. 8(8482) 53-91-47, [www.tltsu.ru](http://www.tltsu.ru)

## Содержание

ВВЕДЕНИЕ.....	6
Лабораторная работа 1. АНАЛИЗ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ .....	7
Лабораторная работа 2. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО АНАЛИЗА (МАКРОАНАЛИЗА) .....	22
Лабораторная работа 3. АНАЛИЗ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ФРАКТОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ .....	27
Лабораторная работа 4. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ МИКРОСКОПИЧЕСКОГО АНАЛИЗА (МИКРОАНАЛИЗА) .....	35
Лабораторная работа 5. АНАЛИЗ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ .....	42
Лабораторная работа 6. ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ Рb–Sb МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ...	53
Лабораторная работа 7. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ МЕТОДОМ МИКРОАНАЛИЗА .....	57
Лабораторная работа 8. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ ЧУГУНОВ МЕТОДОМ МИКРОАНАЛИЗА .....	62
Лабораторная работа 9. ИСПЫТАНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА ТВЕРДОСТЬ ПО МЕТОДАМ БРИНЕЛЛЯ И РОКВЕЛЛА .....	68
Лабораторная работа 10. ИСПЫТАНИЕ ОБРАЗЦОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ .....	78
Лабораторная работа 11. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛА .....	89
Лабораторная работа 12. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛА .....	100
Лабораторная работа 13. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО НАГРЕВА НА ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛА ....	111
Лабораторная работа 14. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА НА ВЕЛИЧИНУ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ .....	118

Лабораторная работа 15. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ .....	122
Лабораторная работа 16. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОЛИЧЕСТВА УГЛЕРОДА НА ТВЕРДОСТЬ ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ .....	129
Лабораторная работа 17. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ .....	135
Лабораторная работа 18. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ МЕТОДОМ ТОРЦЕВОЙ ЗАКАЛКИ .....	141
Лабораторная работа 19. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА ТВЕРДОСТЬ ТЕРМООБРАБОТАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ .....	147
Лабораторная работа 20. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЦЕМЕНТАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ СТАЛИ .....	152
Лабораторная работа 21. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА .....	156
Библиографический список .....	162

## ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение — это наука, изучающая взаимосвязь между составом, строением и свойствами материалов и закономерности их изменения под воздействием внешних факторов: тепловых, химических, механических, электромагнитных и радиоактивных.

Студенты, изучившие курс материаловедения, должны в соответствии с видами профессиональной деятельности уметь решать такие профессиональные задачи, как выбор материалов, оценка их технологических и служебных качеств путем комплексного анализа их структуры и свойств, физико-механических, коррозионных и других испытаний. Поэтому они должны, в частности, обладать следующими профессиональными компетенциями:

- владеть навыками использования принципов и методик комплексных исследований, испытаний и диагностики материалов, изделий и процессов их производства, обработки и модификации, включая стандартные и сертификационные испытания (ПК-6);
- уметь использовать на практике современные представления о материалах, о влиянии микро- и наномасштаба на свойства материалов, взаимодействии материалов с окружающей средой, электромагнитным излучением и потоками частиц (ПК-7).

Целью лабораторного практикума по дисциплине «Материаловедение» является закрепление теоретических знаний, полученных из лекционного курса, а также получение практических знаний, умений и навыков, которыми должны обладать студенты направления подготовки бакалавров в ходе изучения вышеуказанной дисциплины.

## Лабораторная работа 1

### АНАЛИЗ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

**Цель работы** – ознакомиться с типами кристаллических решеток металлов и сплавов, дефектами кристаллического строения и видами твердых растворов.

#### Приборы, материалы и инструмент

Модели основных типов кристаллических решеток металлов и твердых растворов.

#### Краткие теоретические сведения

*Атомно-кристаллическая структура металлов.* Металлы при нормальных условиях имеют кристаллическую структуру, отличительной особенностью которой является определенное взаимное периодическое расположение атомов, распространяющееся на сколь угодно большие расстояния, которое принято называть дальним порядком. Таким образом, под атомно-кристаллической структурой понимают взаимное расположение атомов (ионов), существующее в реальном кристалле. Для описания атомно-кристаллической структуры используют понятие пространственной или кристаллической решетки. Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), между которыми движутся свободные электроны. Электростатические силы притяжения между ионами и электронами уравновешивают силы отталкивания между ионами. Положения атомов таковы, что обеспечивается минимальная энергия взаимодействия между ними, а следовательно, устойчивость всего агрегата.

Минимальный объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла во всем объеме, называют *элементарной кристаллической ячейкой*. Ниже указаны виды кристаллической решетки чистых металлов: объемноцентрированная (ОЦК), гранецентрированная (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГПУ) (рис. 1.1).

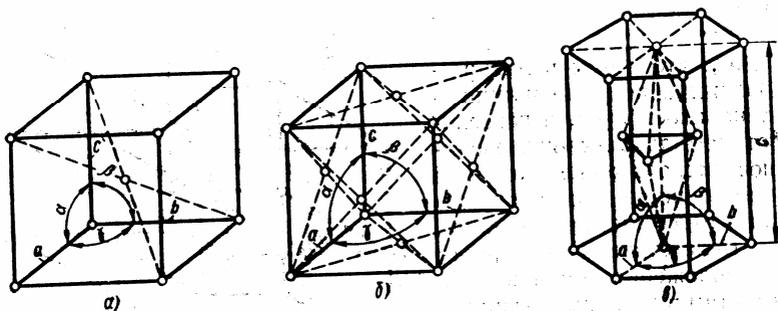


Рис. 1.1. Основные типы элементарных ячеек решеток Бравэ, характерные для металлов: *a* – объемноцентрированная кубическая; *б* – гранецентрированная кубическая; *в* – гексагональная плотноупакованная

ОЦК-решетку имеют, например,  $\alpha$ -железо, литий, ванадий, вольфрам, молибден, хром, тантал; ГЦК-решетку – алюминий,  $\gamma$ -железо, медь, золото, никель, платина, свинец, серебро; гексагональную плотноупакованную решетку – магний, цинк, бериллий, кадмий, кобальт,  $\alpha$ -титан.

**Координатные направления (кристаллографические оси).** В системе кристаллографических осей форма элементарной ячейки пространственной решетки может быть описана с помощью трех координатных углов  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$  между кристаллографическими осями и трех параметров решетки  $a$ ,  $b$ ,  $c$ .

Для элементарных ячеек кубических решеток ОЦК (рис. 1.1, *a*) и ГЦК (рис. 1.1, *б*) характерно равенство углов  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$  и равенство параметров решетки  $a = b = c$ . Для ГПУ-решетки (рис. 1.1, *в*) характерны значения углов  $\alpha = \beta = 90^\circ$  и  $\gamma = 120^\circ$  и равенство двух параметров решетки  $a = b \neq c$ .

Для описания атомных плоскостей и направлений в кристалле используют кристаллографические символы. Для определения символов плоскостей пользуются методом индцирования плоскости по отрезкам. Для этого выбирают систему координат таким образом, чтобы координатные оси I, II, III были параллельны трем пересекающимся ребрам кристалла (рис. 1.2). Как правило, первая кристаллографическая ось направлена к наблюдателю, вторая – горизонтально, третья ориентируется вверх. Плоскость  $A_1B_1C_1$  отсека-

ет на координатных осях отрезки, равные по величине параметрам решетки  $OA_1 = a$ ,  $OB_1 = b$ ,  $OC_1 = c$ . Плоскость  $A_1B_1C_1$  называют единичной. Параметры решетки  $a$ ,  $b$ ,  $c$  принимают за осевые единицы.

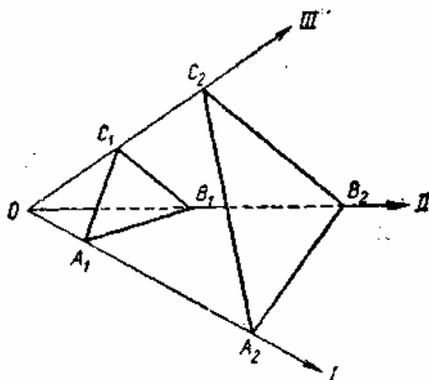


Рис. 1.2. Схема к определению символа атомной плоскости в кристалле

Чтобы определить кристаллографические индексы плоскости  $A_2B_2C_2$ , необходимо:

- найти параметры заданной плоскости, т. е. отрезки в осевых единицах, отсекаемые данной плоскостью на координатных осях;
- записать отношение трех дробей, числителями которых являются параметры единичной плоскости  $A_1B_1C_1$ , а знаменателями – параметры заданной плоскости  $A_2B_2C_2$ , т. е.  $1/OA_2$ ,  $1/OB_2$ ,  $1/OC_2$ ;
- привести полученное соотношение к отношению трех целых взаимно простых чисел, т. е. привести дроби к общему знаменателю, сократить, если можно, на общий множитель и знаменатель отбросить.

Полученные три целых и взаимно простых числа, обозначаемые  $h$ ,  $k$ ,  $l$ , называются индексами атомной плоскости. Совокупность индексов называется символом атомной плоскости, который принято заключать в круглые скобки и записывать  $(hkl)$ . Если плоскость пересекает координатные оси в отрицательной четверти, то над индексом сверху ставится знак «–». Если рассматриваемая плоскость параллельна одной из кристаллографических осей, то индекс, соответствующий этой оси, равен нулю. На рис. 1.3 приве-

дены примеры индцирования плоскостей в кубической элементарной ячейке Бравэ.

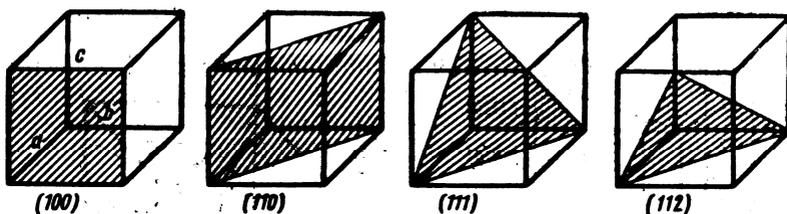


Рис. 1.3. Примеры символов атомных плоскостей в кубическом кристалле

Символы следует читать по цифрам, например, (100) как 1, 0, 0. Символы параллельных плоскостей совпадают. Следовательно, символ плоскости описывает бесконечно большое семейство параллельных атомных плоскостей, являющихся структурно эквивалентными. Атомные плоскости одного семейства располагаются друг от друга на равном межплоскостном расстоянии  $d$ .

Атомные плоскости разных семейств могут быть непараллельными, но идентичными по расположению атомов и межплоскостному расстоянию  $d$ . Такие плоскости объединяют в совокупность и обозначают символом  $\{hkl\}$ . Так, в кубических кристаллах в одну совокупность входят семейства плоскостей, индексы которых различаются лишь знаками и местоположением в символе. Например, в совокупность атомных плоскостей  $\{100\}$  входят шесть семейств: (100),  $(\bar{1}00)$ , (010),  $(0\bar{1}0)$ , (001),  $(00\bar{1})$ .

Символ кристаллографического направления определяют с помощью трех взаимно простых чисел (индексов)  $u$ ,  $v$ ,  $w$ , которые пропорциональны координатам радиуса-вектора  $R$ , соединяющего начало координат (начальный узел) с ближайшим узлом кристаллической решетки в заданном направлении. Индексы заключают в квадратные скобки и записывают  $[uvw]$ . Если направление не проходит через начало координат (начальный узел), то его необходимо мысленно перенести параллельно самому себе или переместить начало координат и координатные оси так, чтобы направление проходило через начало координат.

На рис. 1.4 приведены примеры индирования кристаллографических направлений в кубическом кристалле.

Поместим начало координат в точке  $o$ . Тогда, например, точка  $c$  имеет координаты  $0, 0, 1$ ; символ направления  $oc$  –  $[001]$ . Читается раздельно – «направление ноль – ноль – один». Точка  $e$  имеет координаты  $\frac{1}{2}; \frac{1}{2}; 1$ ; символ направления  $oe$  –  $[112]$ .

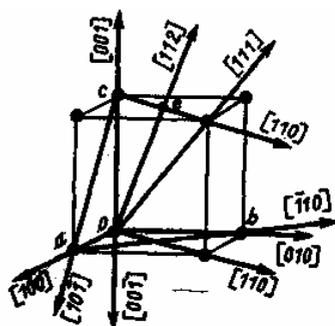


Рис. 1.4. Примеры индирования кристаллографических направлений в кубическом кристалле

Чтобы определить символ направления  $av$ , мысленно перенесем его параллельно самому себе в точку  $o$ ; тогда координаты точки  $v$  –  $\bar{1}, 1, 0$ ; символ направления –  $[\bar{1}10]$ . При изменении направления на обратное знаки индексов изменяются на противоположные, например  $[001]$  и  $[00\bar{1}]$  (рис. 1.5).

Параллельные направления имеют одинаковые символы и объединяются в семейства. Семейства идентичных, но непараллельных направлений образуют совокупность, которую обозначают  $\langle uvw \rangle$ , к примеру, в совокупность направлений  $\langle 100 \rangle$  входят направления  $[100], [\bar{1}00], [001], [00\bar{1}], [010], [0\bar{1}0]$ .

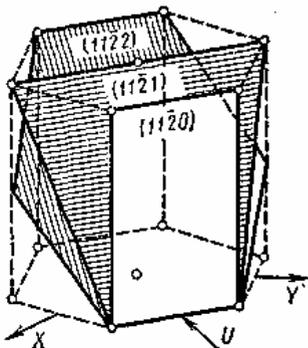


Рис. 1.5. Примеры индирования плоскостей в гексагональном кристалле

В гексагональных кристаллах для индирования плоскостей используют в основном четырехосную систему координат. Примеры индирования плоскостей в гексагональном кристалле показаны на рис. 1.5.

Четвертая координатная ось  $OU$  лежит в горизонтальной плоскости и располагается по биссектрисе между отрицательными полуосями  $(-OX)$  и  $(-OY)$ . Символ плоскости состоит из четырех индексов и записывается  $(hkil)$ . Три из них ( $h, k$  и  $l$ ) рассчитываются по обратным величинам отрезков, отсекаемых рассматриваемой

плоскостью на трех кристаллографических осях (OX), (OY), (OZ), а четвертый индекс  $i$  рассчитывается по соотношению

$$h + k + i = 0. \quad (1.1)$$

Если  $h = 1; k = 1, l = 0$ , то, используя соотношение (1.1), можно найти четвертый индекс:  $i = -(h + k) = -(1 + 1) = -2$ . Символ плоскости записывается как  $(11\bar{2}0)$ . На рис. 1.6 это ближайшая к нам плоскость. Четвертый индекс  $i$  используют, когда необходимо обозначить идентичные плоскости, и не используют при расчете межплоскостных расстояний, углов между плоскостями и направлениями. Поэтому вместо полной записи символа плоскости, например  $(11\bar{2}0)$ , иногда используют  $(11.0)$ , т. е. вместо индекса  $i$  ставят точку. Семейства и совокупности идентичных плоскостей определяются аналогично семействам и совокупностям в кубических кристаллах.

Для описания кристаллографических направлений в гексагональных кристаллах используют как трехосные  $[uvw]$ , так и четырехосные символы  $[r_1 r_2 r_3 r_4]$ . Трехосные символы определяют по координатам заданного радиуса-вектора (как и в кубических кристаллах).

Между четырехосными индексами направлений существует соотношение

$$r_1 + r_2 + r_3 = 0. \quad (1.2)$$

Для перехода от трехосных символов  $[uvw]$  к четырехосным используют соотношения:

$$r_1 = 2u - v; r_2 = 2v - u; r_3 = -u - v; r_4 = 3w. \quad (1.3)$$

Примеры индцирования кристаллографических направлений в гексагональном кристалле приведены на рис. 1.6.

Кроме геометрических характеристик кристалла, в физическом материаловедении используют понятия: число атомов на ячейку  $n_{я}$ , координационное число (КЧ) и коэффициент заполнения  $\eta$ .

Под числом атомов на ячейку  $n_{я}$  понимают число атомных объемов, приходящихся на одну элементарную ячейку Бравэ. Примем объем одного атома за единицу. Для примера рассмотрим объемноцентрированную ячейку, которая образована 9 атомами, 8 из которых расположены в вершинах куба, а 1 – в центре куба. Каждый атом в вершине принадлежит одновременно восьми соседним ячейкам, следовательно, одной ячейке принадлежит  $1/8$  часть каждого

из 8 атомов:  $1/8 \times 8 = 1$ ; атом в центре куба полностью принадлежит ячейке. Таким образом, объемноцентрированная ячейка образована двумя атомными объемами, т. е. на ячейку приходится два атома.

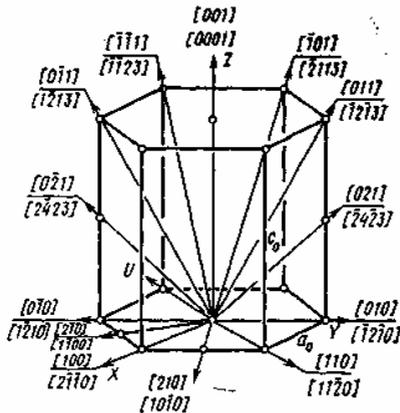


Рис. 1.6. Примеры индирования направлений в гексагональном кристалле

Под координационным числом (КЧ) понимают число атомов, находящихся на равном и наименьшем расстоянии от данного атома. Чем выше координационное число, тем больше плотность упаковки атомов. Так, в объемноцентрированной кубической решетке КЧ = 8; в гранецентрированной и гексагональной решетках КЧ = 12.

Коэффициентом заполнения  $\eta$  называют выраженное в процентах отношение объема  $V_a$ , занятого атомами в ячейке, к объему всей ячейки  $V_j$ :

$$\eta = (V_a / V_j) \times 100 \%$$

Координационное число (КЧ) и коэффициент заполнения  $\eta$  характеризуют плотность упаковки атомов в элементарной ячейке металлического кристалла. Наиболее плотная упаковка атомов реализуется в гранецентрированной и гексагональной ячейках Бравэ.

**Дефекты кристаллического строения.** Реальные кристаллы отличаются от идеальных наличием в них дефектов кристаллического строения, которые оказывают влияние, часто решающее, на мак-

роскопические свойства кристаллических тел. По геометрическим признакам дефекты подразделяют на три группы:

- 1) точечные (нульмерные);
- 2) линейные (одномерные);
- 3) поверхностные (двумерные).

*Точечные дефекты* имеют размеры по всем направлениям от одного до четырех атомных диаметров. Подразделяются на собственные и примесные.

К собственным точечным дефектам относятся вакансии, образующиеся при удалении атома (иона) из его нормального положения в узле кристаллической решетки, и межузельные атомы – атомы основного металла, расположенные в межузлиях кристаллической решетки. К примесным относятся атомы другого (или других) элементов, растворенные в основной решетке по принципу замещения или внедрения.

На рис. 1.7 представлены в двухмерной модели кристалла вакансии (1), собственный межузельный атом (2), примесный атом замещения (3) и внедрения (4).

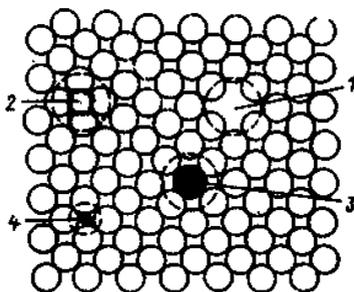


Рис. 1.7. Вакансия (1), собственный межузельный атом (2), примесный атом замещения (3) и внедрения (4) в двухмерной модели кристалла

Наиболее распространенными являются вакансии. Известны два механизма возникновения вакансий: механизм Шоттки – при выходе атома на внешнюю поверхность или поверхность поры или трещины внутри кристалла под действием тепловых флуктуаций и механизм Френкеля – при образовании внутри кристаллической решетки пары «собственный межузельный атом – вакансия» при

деформации, облучении металлов ионизирующими излучениями: быстрыми электронами,  $\gamma$ -лучами. В реальных кристаллах вакансии постоянно образуются и исчезают под действием тепловых флуктуаций. Энергия активации образования вакансии составляет примерно 1 эв; межузельного атома – от 3 до 10 эв.

С повышением температуры равновесная концентрация точечных дефектов в кристалле увеличивается. При пластической деформации, облучении, закалке количество точечных дефектов резко возрастает, что приводит к нарушению их равновесной концентрации на несколько порядков.

Примесные атомы замещения мигрируют так же, как и основные атомы – по вакансионному механизму. Примесные атомы внедрения имеют малые размеры и поэтому, в отличие от больших собственных межузельных атомов, могут мигрировать по пустотам между атомами кристаллической решетки.

Точечные дефекты оказывают большое влияние на механизм и кинетику процессов ползучести, длительного разрушения, образования диффузионной пористости, обезуглероживания, графитизации и других процессов, связанных с переносом атомов в объеме вещества, а также на физические свойства: электросопротивление, плотность.

*Линейные дефекты* малы (несколько атомных диаметров) в двух направлениях и имеют большую протяженность, сравнимую с длиной кристалла, в третьем. К линейным дефектам относятся дислокации, цепочки вакансий и межузельных атомов.

Дислокации подразделяются на два основных вида: краевые и винтовые.

Краевую дислокацию можно представить, если мысленно по вертикали частично расщепить совершенный кристалл, скажем с кубической примитивной решеткой, и вставить в него лишний короткий атомный слой, называемый экстраплоскостью. Экстраплоскость можно получить также сдвигом одной части кристалла относительно другой. Экстраплоскость, действуя как клин, изгибает решетку вокруг своего нижнего края внутри кристалла (рис. 1.8).

Область несовершенства вокруг края экстраплоскости называется краевой дислокацией. Сильные искажения кристаллической решетки заключены как бы внутри «жгута» диаметром от двух до

десяти атомных диаметров, осью которого является край экстраплоскости. Вдоль линии экстраплоскости несовершенства имеют макроскопический характер, а в двух других направлениях (по диаметру «трубы») очень малы. Если экстраплоскость расположена в верхней части кристалла, то связанную с ней дислокацию называют положительной и обозначают ( $\perp$ ); если экстраплоскость расположена в нижней части, то дислокацию называют отрицательной и обозначают ( $\nabla$ ).

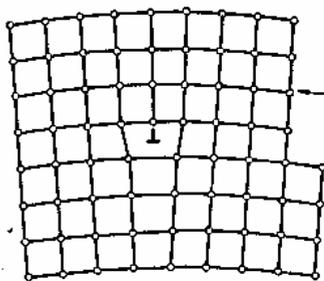


Рис. 1.8. Модель краевой дислокации в примитивной кубической решетке. Стрелка — вектор сдвига

Под действием внешнего приложенного напряжения краевая дислокация может перемещаться скольжением по определенным кристаллографическим плоскостям. Преимущественное скольжение происходит по плотноупакованным плоскостям. Совокупность плоскости скольжения и направления скольжения называется системой скольжения. Для каждого типа кристаллической решетки характерны свои системы скольжения. Так, в кристаллах с гранцентрированной кубической решеткой это плоскости совокупности  $\{111\}$ , с объемноцентрированной решеткой —  $\{110\}$ , с гексагональной плотноупакованной —  $\{0001\}$ . Напряжение, необходимое для сдвига, называют критическим сдвиговым или скалывающим. Причем в каждый момент времени в смещении по обе стороны от плоскости скольжения участвует лишь небольшая группа атомов. На рис. 1.9 показана схема скольжения краевой дислокации через кристалл.

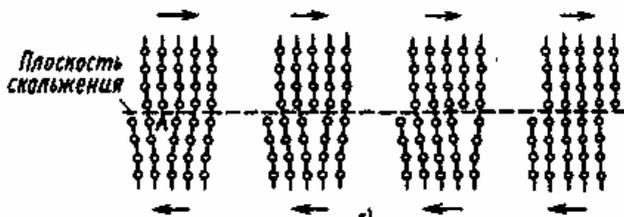


Рис. 1.9. Схема скольжения краевой дислокации

Заключительным этапом скольжения является выход краевой дислокации (экстраплоскости) на поверхность кристалла. При этом верхняя часть кристалла сдвигается относительно нижней на одно межатомное расстояние в направлении сдвига. Такое перемещение есть элементарный акт пластической деформации. Скольжение — консервативное движение, не связанное с переносом массы вещества. Направление и величина сдвига при перемещении краевой дислокации характеризуются вектором Бюргерса  $\mathbf{b}$ , причем направление перемещения краевой дислокации параллельно вектору Бюргерса.

Кроме скольжения, краевая дислокация может перемещаться переползанием, которое осуществляется диффузионным путем и является термически активируемым процессом. Положительное переползание осуществляется, когда цепочка атомов с края экстраплоскости перемещается в соседние вакансии или междоузлия, т. е. экстраплоскость укорачивается на одно межатомное расстояние и краевая дислокация переходит в верхнюю плоскость скольжения, параллельную первой. Отрицательное переползание происходит, когда край экстраплоскости достраивается атомным рядом за счет присоединения межузельных или соседних атомов, и краевая дислокация переходит в нижнюю плоскость скольжения. Переползание — неконсервативное движение, т. е. происходит с переносом массы. Скорость переползания зависит как от температуры, так и от концентрации точечных дефектов.

Винтовую дислокацию, как и краевую, можно создать с помощью сдвига. Представим кристалл в виде стопки горизонтальных параллельных атомных плоскостей. Мысленно сделаем в кристалле несквозной надрез (рис. 1.10, *a*) и сдвинем, например, правую часть вниз (вдоль плоскости ABCD) на одно межплоскостное расстояние (рис. 1.10, *b*).

Винтовые дислокации подразделяют на правые (рис. 1.10, *b*), когда при движении от верхней плоскости к нижней линию дислокации нужно обходить по часовой стрелке, и левые, когда при движении от верхней плоскости к нижней линию дислокации нужно обходить против часовой стрелки (если относительно плоскости ABCD сдвинуть вниз левую часть кристалла). Линия винтовой дислокации всегда параллельна вектору Бюргерса (рис. 1.11).

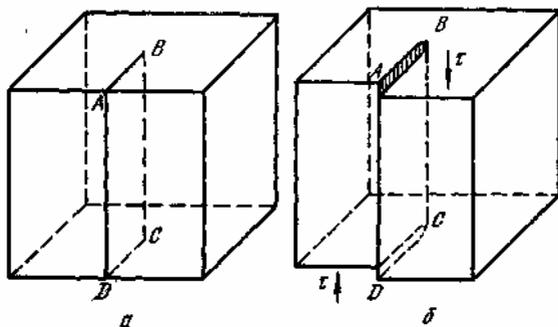


Рис. 1.10. Винтовая дислокация BC, созданная сдвигом:  
*a, б* – кристалл до и после сдвига по плоскости ABCD соответственно;  
 $\tau$  – напряжение сдвига

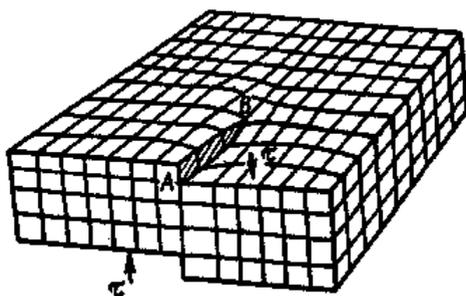


Рис. 1.11. Кристалл с винтовой дислокацией

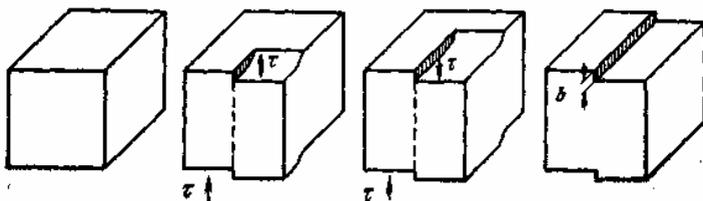


Рис. 1.12. Схема скольжения винтовой дислокации

Винтовая дислокация, в отличие от краевой, не связана с определенной плоскостью сдвига, поэтому может перемещаться скольжением в любой кристаллографической плоскости, содержащей линию дислокации и вектор сдвига (рис. 1.12). Направление перемещения винтовой дислокации всегда перпендикулярно вектору Бюргера. В результате скольжения как краевой, так и винтовой дислокации на поверхности кристалла образуется ступенька высотой, равной по модулю вектору Бюргера  $\mathbf{b}$  (рис. 1.12).

Дислокации присутствуют во всех кристаллах. Так, в недеформированных металлах плотность дислокаций составляет  $10^6$ – $10^8$  см<sup>-2</sup>; в гомеоплярных кристаллах –  $10^4$  см<sup>-2</sup>. При внешнем напряжении, равном критическому скальвающему  $\tau_{кр} = 10^{-5}G$ , где  $G$  – модуль упругости материала, дислокации приходят в движение, т. е. начинается пластическая деформация. В процессе пластической деформации плотность дислокаций увеличивается. Например, в деформированных металлах плотность дислокаций составляет  $10^{10}$ – $10^{12}$  см<sup>-2</sup>; в гомеоплярных кристаллах – до  $10^8$  см<sup>-2</sup>. Препятствиями для движущихся дислокаций служат различного рода барьеры (частицы второй фазы, точечные дефекты, границы зерен и др.). Кроме того, по мере роста числа дислокаций они начинают скапливаться, запутываются в клубки и мешают другим движущимся дислокациям. По мере увеличения степени деформации  $\tau_{кр}$  возрастает, т. е. для продолжения процесса деформации требуется увеличение внешнего напряжения, что в известной мере определяет упрочнение материала.

*Поверхностные дефекты.* К поверхностным дефектам относятся границы зерен (субзерен) (рис. 1.13). Поверхностные дефекты двумерны, т. е. имеют макроскопические размеры в двух направлениях и атомные в третьем направлении. Границы называют малоугловыми, если разориентация кристаллических решеток соседних зерен не превышает  $10^\circ$ , и высокоугловыми (большеугловыми) при большей разориентации.

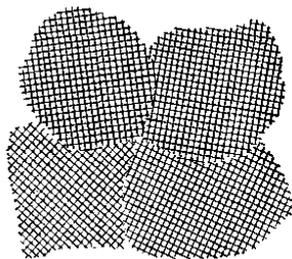


Рис. 1.13. Схема, иллюстрирующая поверхностный дефект

Малоугловые границы могут быть образованы системами как краевых, так и винтовых дислокаций разной ориентации и с разными векторами Бюргерса. Малоугловые границы возникают при росте кристаллов из расплава, при пластической деформации и др. Дислокации малоугловой границы притягивают к себе точечные дефекты вследствие упругого взаимодействия с ними. Миграция малоугловой границы осуществляется только диффузионным путем. Поэтому точечные дефекты, сконцентрированные в приграничной зоне в несколько межатомных расстояний, тормозят этот процесс и стабилизируют субструктуру.

Высокоугловые границы обнаружены намного раньше малоугловых и являются «старейшим» видом дефектов кристаллического строения. Считают, что высокоугловая граница представляет собой слой толщиной в 2–3 атомных диаметра, в котором атомы занимают некоторые промежуточные положения по отношению к правильным положениям узлов решеток соседних зерен. Такое положение атомов обеспечивает минимальную потенциальную энергию в пограничном слое, поэтому достаточно стабильно.

Природа и поведение как малоугловых, так высокоугловых границ при силовом и температурном воздействиях влияют на механические свойства материала.

### Задание

1. Плоскость в кубическом кристалле отсекает на координатных осях отрезки, равные  $a$ ;  $2a$ ;  $c$ . Определить кристаллографические индексы плоскости ( $hkl$ ).
2. Построить пространственное изображение плоскостей (на примере куба), имеющих кристаллографические индексы  $(110)$ ;  $(111)$ ;  $(112)$ ;  $(321)$ ;  $(1\bar{1}0)$ ;  $(\bar{1}11)$ ;  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ .
3. Определить символ направления, проходящего через точки  $(0, a/3, c/3)$ .
4. Построить пространственное изображение следующих направлений в кубе:  $[100]$ ;  $[010]$ ;  $[001]$ ;  $[\bar{1}00]$ ;  $[0\bar{1}0]$ ;  $[00\bar{1}]$ ;  $[110]$ ;  $[101]$ ;  $[011]$ ;  $[111]$ ;  $[\bar{1}11]$ ;  $[1\bar{1}1]$ ;  $[11\bar{1}]$ ;  $[\bar{1}\bar{1}1]$ ;  $[\bar{1}1\bar{1}]$ ;  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ ;  $[211]$ ;  $[311]$ .
5. Подсчитать число атомов в ячейке и координационное число для ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-решеток.

### Контрольные вопросы

1. Сколько типов элементарных ячеек Бравэ известно сегодня? Какие из них наиболее характерны для металлов?
2. Что такое кристаллографические символы? Опишите схему определения символа атомной плоскости в кристалле.
3. Какие виды точечных дефектов существуют в кристаллах? На какие расстояния распространяется искажение, вызванное точечным дефектом?
4. Как изменяется концентрация вакансий при повышении температуры?
5. Почему дислокации называются линейными дефектами?
6. По какому признаку дислокации подразделяют на краевые и винтовые?
7. Что такое вектор Бюргерса? Что такое мощность вектора Бюргерса?
8. Как направлен вектор Бюргерса по отношению к линии краевой и винтовой дислокации?
9. Что такое поверхностные дефекты?
10. На какие физические свойства кристаллических твердых тел влияют дефекты кристаллической структуры?

## Лабораторная работа 2

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО АНАЛИЗА (МАКРОАНАЛИЗА)

#### Цели работы

1. Ознакомиться с методом макроанализа. Изучить характерные макродефекты и виды макроструктур на образцах металлов и сплавов.
2. Выявить и исследовать макродефекты в изделиях. Сделать заключение о влиянии их на прочность исследуемых изделий.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Образцы материалов и изделий с макродефектами.
2. Бинокулярный микроскоп или лупа.
3. Шлифовальная шкурка различной зернистости, деревянные бруски.
4. Фарфоровая ванна, резиновый валик, лупа, вата, фильтровальная бумага, глянцевая бромосеребряная фотобумага.
5. Спирт, реактивы для выявления макроструктуры.

#### Краткие теоретические сведения

При макроанализе исследуют макроструктуру, т. е. строение металла, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении (до 10...30 раз) с помощью лупы.

Макроанализ применяют для выявления в металле трещин, несплошностей: газовых пузырей, усадочной рыхлости, раковин и т. д., тлена, шлаковых включений, дендритного строения, структурной неоднородности, расположения волокон в поковках и штамповках, ликвации серы и фосфора, качества сварного соединения.

Макроструктура может быть исследована непосредственно на поверхности заготовки или детали, в изломе или на вырезанном образце (темплете) после его шлифования и травления специальным реактивом. Образец для макроанализа вырезают из определенного

места в отливке, поковке или детали в зависимости от задачи исследования. Образец (темплет) металла, поверхность которого подготовлена для макроанализа, называется макрошлифом.

**Приготовление макрошлифа.** Поверхность образца, предназначенную для макроанализа, обрабатывают на фрезерном, строгальном или плоскошлифовальном станке. Для получения более гладкой поверхности образец шлифуют с помощью шлифовальной шкурки на вращающемся круге или вручную. В последнем случае по поверхности образца водят шлифовальной шкуркой, обернутой вокруг деревянного бруска. Шлифование начинают шкуркой с наиболее грубым абразивным зерном, затем постепенно переходят на шлифование шкуркой с более мелким зерном. При переходе с одного номера шкурки на другой направление шлифования меняют на  $90^\circ$ . После шлифования образец протирают ватой и подвергают травлению.

**Выявление дефектов, нарушающих сплошность металла.** Для выявления в стали трещин, пор, раковин и т. д. проводят глубокое травление отшлифованного образца водным раствором соляной кислоты ( $50 \text{ см}^3 \text{ HCl}$ ,  $50 \text{ см}^3$  воды).

Работу выполняют в следующей последовательности.

1. Отшлифованную поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом.
2. В водяную баню, установленную в вытяжном шкафу, помещают фарфоровую ванну, наливают в нее реактив и нагревают до температуры  $60\text{--}70^\circ \text{C}$ .
3. Образец при помощи щипцов погружают в горячий реактив, выдерживают в нем  $10\text{--}45$  мин, затем вынимают из реактива.
4. Образец промывают водой, затем  $10\text{--}15\%$ -ным водным раствором азотной кислоты и просушивают.

При глубоком травлении раствором кислоты высокой концентрации происходит растравливание дефектов, нарушающих сплошность металла. Дефекты становятся видимыми невооруженным глазом.

**Выявление строения литой стали.** Строеие литой стали (дендритную структуру) выявляют травлением отшлифованного образца в  $15\%$ -ном водном растворе персульфата аммония.

Работу выполняют в следующей последовательности.

1. Отшлифованную поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом.
2. В водяную баню помещают фарфоровую ванну, наливают в нее реактив и нагревают до 80–90 °С.
3. Образец при помощи щипцов погружают в горячий реактив и выдерживают в нем 5–10 мин, затем вынимают из реактива.
4. Образец промывают водой и просушивают.

**Выявление волокнистой структуры.** Выявление волокнистости стали производят путем травления отшлифованного образца в реактивах следующего состава:

- 1) 85 г хлорной меди, 53 г хлористого аммония в 1000 см<sup>3</sup> воды;
- 2) 50 см<sup>3</sup> HCl, 50 см<sup>3</sup> воды.

Травление производят по методике выявления дефектов, нарушающих сплошность металла.

**Выявление неоднородности распределения (ликвации) серы.** Для выявления в стали ликвации серы применяют метод Баумана, заключающийся в следующем.

1. Макрошлиф протирают ватой, смоченной спиртом, и кладут на стол шлифованной поверхностью вверх.

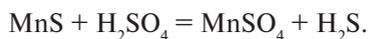
2. Лист глянцевой бромосеребряной фотобумаги вымачивают на свету в течение 5–10 мин в 5 %-ном водном растворе серной кислоты, слегка просушивают для удаления избытка раствора и накладывают эмульсионной стороной на макрошлиф. Приглаживают сверху резиновым валиком, чтобы удалить образовавшиеся пузырьки, и выдерживают на макрошлифе в течение 2–3 мин, затем осторожно снимают.

3. Полученный отпечаток промывают в воде, фиксируют в 25 %-ном водном растворе гипосульфита, снова промывают в воде и просушивают.

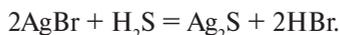
Полученные на фотобумаге участки коричневого цвета указывают на места, обогащенные серой (скопления сульфидов). Если фотобумага имеет равномерную окраску, следовательно, сера распределена равномерно.

Появление темных участков в местах, обогащенных серой, объясняется тем, что сначала между серной кислотой, впитанной в фо-

тобумагу, и включениями MnS, в виде которых сера находится в стали, происходит следующая реакция:



Образующийся сероводород действует на бромистое серебро эмульсионного слоя, в результате получается сернистое серебро, имеющее темно-коричневый цвет:



***Выявление неоднородности распределения (ликвации) фосфора.***

Ликвацию фосфора в стали выявляют травлением отшлифованного образца в реактиве: 85 г хлорной меди, 53 г хлористого аммония в 1000 см<sup>3</sup> воды. С этой целью:

- 1) отшлифованную поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом;
- 2) образец погружают в указанный реактив и выдерживают в нем 1–2 мин. При выдержке образца в реактиве железо растворяется и вытесняет медь, которая осаждается на поверхности образца;
- 3) после выдержки образец вынимают из реактива: вся поверхность образца должна быть покрыта медью;
- 4) струей воды смывают с поверхности слой меди, протирают макрошлиф мокрой ватой и просушивают.

**Задание**

1. Выявить на поверхности изделий дефекты, нарушающие сплошность металла. Зарисовать выявленные дефекты.
2. Приготовить макрошлиф.
3. Выявить на макрошлифе дефекты, нарушающие сплошность металла, ликвацию серы и фосфора, строение литой стали, волокнистую структуру и т. д. и зарисовать их.
4. Охарактеризовать выявленные дефекты с позиции прочности материала.
5. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–4.

### **Контрольные вопросы**

1. Назначение макроанализа. Что является объектом макроанализа?
2. Что называют макрошлифом? Как приготовить макрошлиф?
3. Каковы методики выявления на поверхности макрошлифа несплошности металла, строения литой стали, волокнистости стали?
4. Какова технология выявления неоднородности распределения (ликвации) серы и фосфора?
5. Почему сера и фосфор являются вредными примесями в сталях?

## Лабораторная работа 3

### АНАЛИЗ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ФРАКТОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

#### Цели работы

1. Изучить строение вязких, хрупких, вязко-хрупких и усталостных изломов.
2. Установить характер и возможные причины разрушения представленных изделий.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Набор изломов металлических материалов, включающий вязкие, хрупкие, вязко-хрупкие, усталостные изломы.
2. Излом разрушенной конструкции или детали.
3. Лупа или увеличительное стекло.
4. Штангенциркуль.
5. Атлас микрофрактограмм.

#### Краткие теоретические сведения

Фрактография – это наука, изучающая строение изломов. Изломом называется поверхность, образующаяся в результате разрушения твердых тел. Изучение строения изломов невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30–50 раз) относят к области макрофрактографии; изучение изломов при больших увеличениях (как правило, в электронных микроскопах) к микрофрактографии. Поскольку вид излома в определенной мере представляет собой своеобразную фотографию процессов, которые происходили при разрушении исследуемого объекта, фрактография является одним из основных источников информации о причинах и характере разрушения, о качестве металла и способности сопротивляться приложенным нагрузкам.

Различают три основных вида разрушения металлических материалов: вязкое, хрупкое, усталостное. Соответствующим образом классифицируют и полученные изломы: вязкие, хрупкие и усталос-

тные. Каждому виду разрушения соответствует определенный механизм (механизмы) разрушения.

**Вязкое разрушение.** Вязкое разрушение всегда сопровождается большой пластической деформацией материала на стадии зарождения и распространения трещины. Поэтому вязкие изломы имеют большую шероховатость, темный матовый цвет и волокнистое строение (рис. 3.1, *а*). Вблизи поверхности изломов имеется утяжка (сужение или «шейка») вследствие протекания макроскопической деформации образца или детали. Как правило, вязко разрушаются материалы с ГЦК-решеткой, а также, в определенных условиях, материалы с ОЦК-решеткой, например, мягкие стали при комнатной и повышенных температурах.

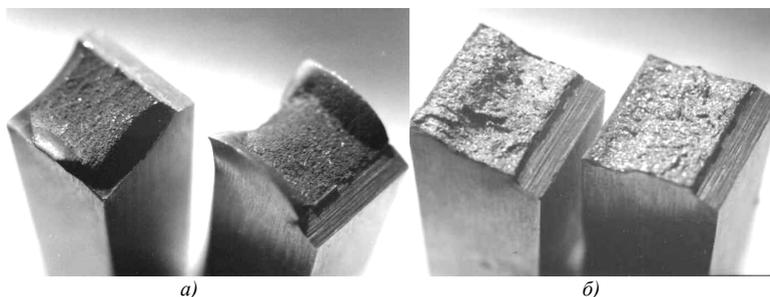


Рис. 3.1. Общий вид вязких (*а*) и хрупких (*б*) изломов

Вязкое разрушение начинается с образования пор, которые при дальнейшем увеличении нагрузки соединяются (рис. 3.2, *а*), образуя характерный ямочный микрорельеф, наблюдаемый на поверхности вязких изломов в электронном микроскопе (рис. 3.2, *б*).

Вязкое разрушение относится к энергоемкому разрушению, так как большая часть энергии затрачивается на пластическую деформацию материала. Поэтому вязкий излом свидетельствует о высоком уровне нагрузки, предшествующей разрушению, и о хорошем сопротивлении материала развитию трещины.

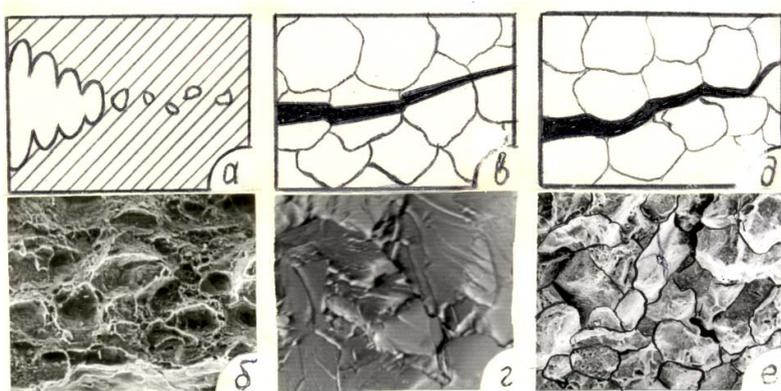


Рис. 3.2. Механизм разрушения и соответствующий макрорельеф вязкого (*а, б*) и хрупких (*в–е*) изломов: *а, б* – ямочное разрушение; *в, г* – скол (транскристаллитное хрупкое разрушение); *д, е* – межзеренное (интеркристаллитное хрупкое разрушение)

**Хрупкое разрушение.** Хрупкое разрушение относят к одному из самых опасных видов разрушения. Оно происходит при небольших нагрузках с очень высокой скоростью. Скорость хрупкой трещины составляет примерно 0,4 от скорости распространения звука в металле. Сопротивление макропластической деформации практически отсутствует. Поэтому хрупкие изломы имеют небольшую шероховатость, светлый цвет, кристаллическое строение с металлическим блеском (рис. 3.1, *б*). Утяжка вблизи поверхности изломов практически отсутствует (величина относительного сужения не превышает 1,5 %).

При хрупком разрушении металл из-за потери пластичности плохо сопротивляется распространению трещины, поэтому ненадежен в эксплуатации. Основные причины, вызывающие охрупчивание металлических материалов: низкие температуры эксплуатации (в основном для материалов с ОЦК- и ГПУ-решеткой, испытывающих хладноломкость); высокие скорости нагружения (удар, взрыв и т. д.); наличие в образце или детали концентраторов напряжения (острых надрезов, трещин и т. д.); большая толщина детали (масштабный фактор); структурное состояние материала (например, отпускная хрупкость, наличие примесей по границам зерен). Все перечисленные факторы (кроме некоторых случаев структурного состояния)

создают жесткое напряженное состояние материала, затрудняющее пластическую деформацию и охрупчивающее материал.

Хрупкое разрушение подразделяют на транскристаллитное (по телу зерна) по механизму скола (рис. 3.2, в) и интеркристаллитное (межзеренное) по границам зерен (рис. 3.2, д). Транскристаллитный скол происходит путем отрыва; на поверхности излома при большом увеличении видны фасетки скола (рис. 3.2, з). Межзеренное хрупкое разрушение наблюдается в тех случаях, когда границы зерен ослаблены вследствие расположенных на них выделений или загрязнений; под микроскопом видны границы зерен (рис. 3.2, е).

**Разрушение в интервале вязко-хрупкого перехода (вязко-хрупкое разрушение).** При понижении температуры испытания многие материалы с ОЦК-решеткой испытывают хладноломкость, т. е. переходят из пластичного состояния в хрупкое. Для большинства материалов такой переход наблюдается в некотором интервале температур, называемом интервалом вязко-хрупкого перехода. В этом интервале температур характеристики сопротивления материала развитию трещины (ударная вязкость КСУ и процентное содержание вязкой составляющей в изломе В) изменяются S-образно (рис. 3.3).

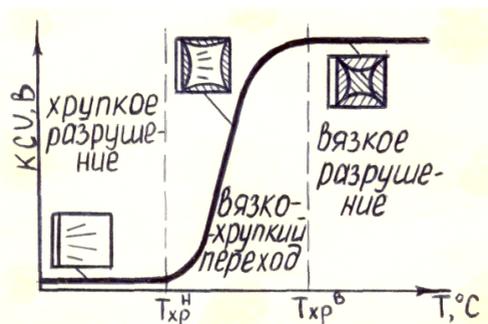


Рис. 3.3. Схема вязко-хрупкого перехода

Изломы, полученные в интервале вязко-хрупкого перехода, называют вязко-хрупкими. Они содержат одновременно как хрупкую, так и вязкую составляющие. В зависимости от структуры испытуемого металла вязко-хрупкие изломы могут содержать сосредото-

ченные области вязкого и хрупкого разрушения (сосредоточенное разрушение) или рассредоточенные области (рассредоточенное разрушение) (рис. 3.4).

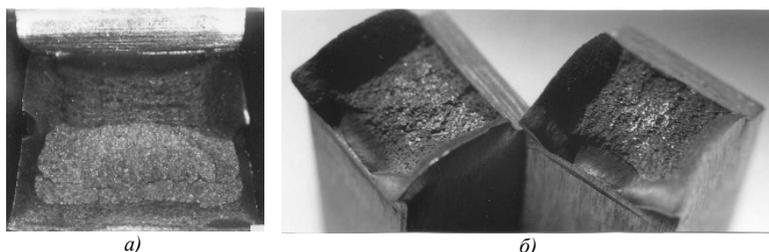


Рис. 3.4. Общий вид сосредоточенного (а) и рассредоточенного (б) вязко-хрупких изломов стальных образцов

Различают нижнюю ( $T_{\text{хр}}^{\text{н}}$ ) и верхнюю ( $T_{\text{хр}}^{\text{в}}$ ) критические температуры хрупкости (рис. 3.3). За  $T_{\text{хр}}^{\text{н}}$  принимают температуру, при которой на поверхности изломов образуются первые участки вязкой составляющей; за  $T_{\text{хр}}^{\text{в}}$  — температуру, при которой вся поверхность излома становится вязкой. Верхняя и нижняя критические температуры хрупкости играют большую роль при оценке работоспособности материала в интервале вязко-хрупкого перехода.

Следует заметить, что вязко-хрупкое разрушение не следует относить к особому виду разрушения. Оно представляет собой лишь переходное (промежуточное) состояние от вязкого к хрупкому.

**Усталостное разрушение.** Усталостное разрушение развивается в конструкциях, подвергающихся действию знакопеременных (циклических) нагрузок, величина которых может быть значительно ниже предела текучести материала. Зарождение усталостной трещины происходит, как правило, вблизи поверхности образца или детали. Хотя усталостные трещины могут зарождаться и на совершенно гладкой поверхности, их возникновение в сильной степени облегчается при наличии концентраторов напряжения. Дальнейшее распространение усталостной трещины вглубь образца происходит на небольшое расстояние (от долей микрона до нескольких десятков микрон) за каждый цикл нагружения. При этом на поверхности разрушения остается ряд последовательных полосок, называемых

*усталостными бороздками*, которые отражают положение фронта трещины за каждый цикл нагружения. Усталостные бороздки на поверхности усталостных изломов можно наблюдать в электронном микроскопе (рис. 3.5).



Рис. 3.5. Усталостные бороздки на поверхности излома стали

По мере увеличения длины усталостной трещины рабочее сечение детали уменьшается, пока действующая нагрузка не приведет к окончательному ее разрушению (долому). Стадийность усталостного разрушения отражается на строении усталостных изломов. Характерной особенностью строения усталостных изломов является наличие на их поверхности от двух до трех усталостных зон, отличающихся цветом, шероховатостью и, самое главное, механизмом разрушения (рис. 3.6).

Первая зона, непосредственно прилегающая к очагу разрушения, называется зоной стабильного (медленного) роста трещины (рис. 3.6, *а*). Она имеет очень маленькую шероховатость поверхности. Скорость роста трещины в данной зоне низкая (рис. 3.6, *б*). За зоной стабильного роста трещины следует зона ускоренного развития (рис. 3.6, *а*), отличающаяся большой шероховатостью поверхности и более темным цветом. Скорость роста трещины в пределах данной зоны резко возрастает (рис. 3.6, *б*). Микрорельеф ее состоит из участков, характерных как для усталостного, так и статического разрушения. Зона долома (рис. 3.6, *а*) образуется при однократном разрушении детали, сечение которой ослаблено

(уменьшено) усталостной трещиной. Микрорельеф в зоне долома может быть вязким или хрупким.

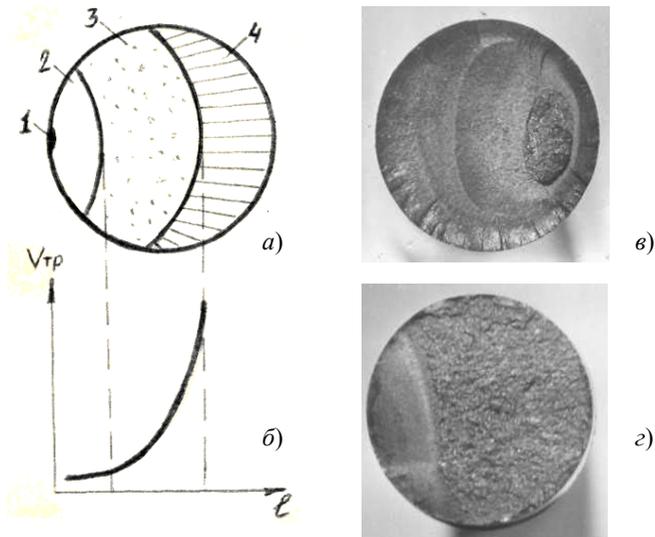


Рис. 3.6. Схемы строения усталостного излома (а), изменения скорости распространения усталостной трещины (б) и общий вид усталостных изломов (в, з): 1 – очаг разрушения; 2 – зона стабильного роста трещины; 3 – зона ускоренного развития; 4 – зона долома

Если уровень циклической нагрузки невысокий, то на поверхности изломов можно наблюдать все три вышеуказанные зоны (рис. 3.6, а, в); если высокий – то только две зоны: ускоренного развития и долома (рис. 3.6, з).

### Задание

1. Ознакомиться с макро- и микрофрактографией вязкого, хрупкого, вязко-хрупкого и усталостного разрушения.
2. Провести идентификацию изломов (установить вид изломов) из набора изломов металлических материалов. Рассортировать изломы по видам.
3. Замерить относительное сужение образцов у поверхности хрупких и вязких изломов.

4. Замерить длину усталостных зон на поверхности усталостных изломов. Зарисовать излом и обозначить зоны на чертеже.
5. Установить характер и возможные причины разрушения представленных изделий по строению изломов.
6. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 2–5 задания.

### **Контрольные вопросы**

1. Что изучает фрактография? Какие основные виды разрушения вы знаете?
2. Как происходит вязкое разрушение? Каковы макро- и микрофрактографические признаки вязких изломов?
3. Какие материалы разрушаются вязко? В каких условиях?
4. Каковы макро- и микрофрактографические признаки хрупких изломов? Какие механизмы хрупкого разрушения вы знаете?
5. Перечислите причины охрупчивания металлических материалов.
6. Что такое вязко-хрупкий переход?
7. Что такое хладноломкость металлов? Какие материалы подвержены хладноломкости?
8. Перечислите факторы, влияющие на положение порога хладноломкости.
9. Как меняются свойства материала и вид изломов в интервале вязко-хрупкого перехода?
10. Что является причиной усталостного разрушения? Где зарождается и как растет усталостная трещина?
11. Какое макро- и микрофрактографическое строение имеют усталостные изломы?
12. О чем свидетельствует наличие вязкого, хрупкого, усталостного излома разрушенной детали (вид и примерный уровень приложенной нагрузки)?

## Лабораторная работа 4

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ МИКРОСКОПИЧЕСКОГО АНАЛИЗА (МИКРОАНАЛИЗА)

#### Цели работы

1. Освоить метод и приборы микроанализа.
2. Исследовать микроструктуру предложенного материала методом микроанализа.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Металлографический микроскоп.
2. Плакат со схемой оптической системы микроскопа.
3. Образцы стали или чугуна для микроанализа.
4. Наждачное точило, шлифовальная шкурка различных номеров зернистости, толстые стекла.
5. Полировальный станок, полировальная паста ГОИ.
6. Реактивы для травления, спирт, фильтровальная бумага, вата.

#### Краткие теоретические сведения

Под микроанализом понимают изучение строения металлов и сплавов с помощью металлографического микроскопа при увеличении в 50–2000 раз. Внутреннее строение, изучаемое при помощи микроскопа, называют микроструктурой или структурой.

При помощи микроанализа определяют:

- 1) форму и размер кристаллических зерен, из которых состоят металлы и сплавы;
- 2) изменение внутреннего строения сплава, происходящее под влиянием различных режимов термической и химической обработки, а также после внешних механических воздействий на сплав;
- 3) микродефекты металла: микротрещины, раковины и т. д.;
- 4) неметаллические включения: сульфиды, окислы и др. Микроанализ предполагает приготовление микрошлифов и исследование их с помощью металлографического микроскопа.

**Методика приготовления микрошлифов.** Микрошлифом называют образец металла или сплава, поверхность которого подготовлена для микроанализа.

При исследовании микроструктуры крупногабаритной детали из нее вырезают образец. Место вырезки образца зависит от цели исследования и формы детали.

Удобными являются цилиндрические образцы с диаметром и высотой по 10–12 мм (рис. 4.1, *а, б*) или прямоугольные примерно тех же размеров. Образцы небольшого сечения (проволока, листы и др.) монтируют заливкой в специальные оправки или закрепляют в зажимах (рис. 4.1, *в, г*).

Поверхность образца, предназначенную для микроанализа, сначала выравнивают с помощью, например, наждачного точила, затем шлифуют и полируют.

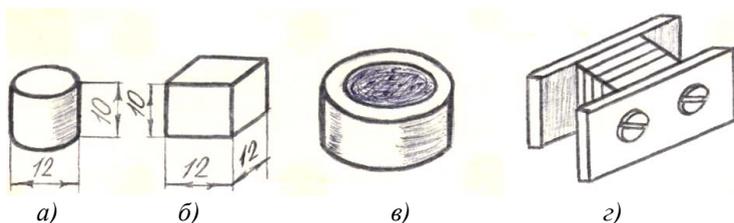


Рис. 4.1. Металлографические образцы (*а, б*) и приспособления для монтирования образцов малого размера (*в, г*)

**Шлифование поверхности образца.** Шлифование поверхности образца производят на шлифовальной (наждачной) шкурке с зернами различных размеров (номеров) вручную на толстом стекле или с помощью специальных шлифовальных машин. Шлифование начинают на шкурке с более крупным абразивным зерном, затем постепенно переходят на шкурку с более мелким. Каждый раз при переходе к шкурке с более мелким зерном поверхность образца протирают ватой (или промывают), образец поворачивают на  $90^\circ$ , чтобы риски от предыдущего шлифования располагались перпендикулярно, и шлифуют до полного исчезновения рисок, полученных от предыдущего шлифования. Нельзя переходить с крупнозернистой шлифовальной шкурки сразу на мелкозернистую, а также сильно нажимать на об-

разец для ускорения работы. Это не позволит получить шлиф хорошего качества и вызовет заметный нагрев шлифуемой поверхности, а также внедрение абразивных зерен в металл.

***Полирование поверхности образца.*** Полирование проводят механическим (химико-механическим) и электролитическим способами. Цель полирования – удалить риски после шлифования и получить блестящую зеркальную поверхность образца.

Механическое полирование производят на специальном полировальном станке с вращающимся кругом, обтянутым сукном или фетром. При отсутствии полировочного станка полирование производят на толстом стекле, также обтянутом сукном или фетром. На сукно наносят тонкий слой пасты ГОИ; иногда сукно смачивают. Кроме пасты ГОИ возможно использование различных полировальных составов. К вращающемуся кругу с сукном прижимают отшлифованную поверхность образца и в процессе полирования образец поворачивают. Полируют до полного исчезновения рисок и получения зеркальной поверхности. Контролируют качество поверхности путем просмотра ее в металлографический микроскоп при небольшом (50–100 раз) увеличении.

После полирования образец промывают водой; полированную поверхность протирают ватой, смоченной спиртом, а затем просушивают прикладыванием фильтровальной бумаги.

***Травление поверхности образца.*** По зеркальной поверхности образца после полирования нельзя судить о строении сплава. Только неметаллические включения (сульфиды, окислы, графит и т. д.), вследствие их окрашенности в различные цвета, резко выделяются на светлом фоне полированного микрошлифа. В связи с этим для выявления микроструктуры полированную поверхность образца подвергают травлению, т. е. действию растворов кислот, щелочей, солей. При травлении неоднородные участки металла или сплава становятся видимыми под микроскопом.

Сущность процесса выявления структуры металлов и сплавов травлением заключается в различной степени растворения или окрашивания отдельных структурных составляющих: зерен, твердых растворов, химических соединений.

Травление шлифа производят либо путем смачивания его травителем с помощью пипетки или ватки, смоченной в травителе, либо путем погружения полированной поверхности в травитель, налитый в фарфоровую чашечку. Продолжительность травления обычно составляет несколько секунд.

Признаком протравливания является потускнение поверхности. После травления микрошлиф промывают водой, протирают ватой, смоченной спиртом, а затем просушивают, прикладывая фильтровальную бумагу или слегка протирая сухой ватой. Качество травления контролируют с помощью микроскопа. Если структура недостаточно выявлена, а следовательно, микрошлиф недотравлен, его травят повторно. Если структура получается слишком темная и разъеденная, то шлиф перетравлен; тогда его нужно снова полировать и травить.

Состав травителя зависит от материала образца и задачи исследования. В табл. 4.1 представлены некоторые травители, применяемые при микроанализе углеродистых сталей и чугунов.

Таблица 4.1

Травители, применяемые при микроанализе углеродистых сталей и чугунов

№ п/п	Состав реактива	Назначение
1.	Раствор НМО (1–5 мл) в этиловом спирте (100 мл)	Для выявления перлита границ зерен феррита, структуры мартенсита и троостита
2.	Раствор HCl (3 мл) в пикриновой кислоте (4 г) в воде (100 мл)	Для выявления границы зерен в закаленной стали
3.	Раствор пикриновой кислоты (4 г) в этиловом спирте (100 мл)	Для выявления азотированного и цементированного слоя

#### ***Работа на металлографических микроскопах МИМ-7 и МИМ-8.***

Прежде чем приступить к работе на микроскопе, необходимо сначала ознакомиться с его оптической системой (по плакату) и конструкцией.

***Конструкция микроскопа МИМ-7.*** Микроскоп МИМ-7 состоит из осветителя, корпуса и верхней части (рис. 4.2). Осветитель содержит фонарь 1, внутри кожуха которого находится лампа и центровочные винты 2, служащие для совмещения центра нити лампы с оптической осью коллектора.

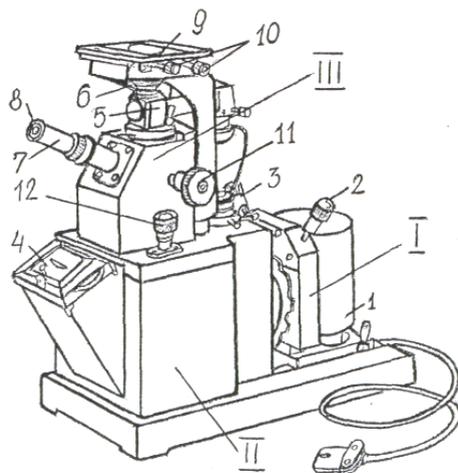


Рис. 4.2. Металлографический микроскоп МИМ-7

Корпус микроскопа содержит узел апертурной диафрагмы, укрепленной под оправой осветительной лупы 3, и систему, позволяющую производить фотографирование микроструктуры на фотопластинку, помещенную в посадочное устройство 4. Верхняя часть микроскопа включает иллюминаторный тубус 5, в верхней части которого устанавливается объектив 6; визуальный тубус 7, в отверстие которого вставляется окуляр 8. Предметный столик 9 можно перемещать при помощи винтов 10 в двух взаимно перпендикулярных направлениях. В центре предметного столика имеется отверстие для наблюдения микрошлифа. Макрометрический винт 11 служит для перемещения предметного столика 9 в вертикальном направлении и этим производится грубая наводка на фокус. Положение предметного столика, исключающее самопроизвольное его опускание, фиксируется специальным зажимным винтом, расположенным на левой верхней части микроскопа (на рис. 4.2 не показано). Микроскопический винт 12 служит для перемещения объектива в вертикальном направлении и точной наводки на фокус.

*Микроскоп МИМ-8* имеет аналогичное строение, однако системы подсветки и фотографирования у него расположены горизонтально.

### *Визуальное наблюдение микроструктуры*

1. Выбрать увеличение микроскопа (объектив и окуляр), пользуясь данными табл. 4.2. Начинать надо с меньших увеличений, переходя к большим.

2. В отверстие визуального тубуса 7 (рис. 4.2) вставить окуляр 8.

3. Вращением макрометрического винта 11 поднять предметный столик 9 и вставить объектив 6 в посадочное отверстие, расположенное в верхней части иллюминаторного тубуса 5. Предметный столик опустить.

4. При помощи винтов 10 установить предметный столик 9 в таком положении, чтобы объектив был в центре отверстия предметного столика.

5. Поместить шлиф полированной и протравленной поверхностью вниз на предметный столик 9 над объективом 6 (шлиф должен быть просушен).

6. Наблюдая в окуляр 8, вращением макрометрического винта 11 произвести грубую наводку на фокус. Закрепить предметный столик в установленном положении зажимным винтом.

7. Наблюдая в окуляр 8, вращением макрометрического винта 12 произвести точную наводку на фокус.

8. Наблюдая в окуляр 8, при помощи винтов 10 передвигать предметный столик 9 и просматривать структуру в разных местах шлифа (водить шлифом по предметному столику нельзя).

Таблица 4.2

Таблица увеличений микроскопов МИМ-7 и МИМ-8

Объективы		Окуляры			
		7	10	15	20
8,6	(F = 23,20 A = 0,17)	60	90	130	170
14,4	(F = 13,89 A = 0,30)	100	140	200	300
24,5	(F = 8,16 A = 0,37)	170	240	360	500
32,5	(F = 6,16 A = 0,65)	250	320	500	650

### **Задание**

1. Изучить устройство и принцип работы металлографического микроскопа МИМ-7.
2. Кратко описать методику приготовления микрошлифа.
3. Исследовать микроструктуру стали или чугуна до и после травления.
4. Зарисовать наблюдаемую микроструктуру стали или чугуна.
5. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 2, 4.

### **Контрольные вопросы**

1. Что является объектом микроанализа?
2. Что называют микроанализом, микроструктурой, микрошлифом?
3. Каково назначение микроанализа?
4. Какова методика приготовления микрошлифа?
5. Для чего производят травление микрошлифа?
6. Какие травители используют для выявления микроструктуры углеродистых сталей и чугунов?
7. Объясните устройство металлографического микроскопа МИМ-7 (МИМ-8).
8. Как установить на микроскопе требуемое увеличение?
9. Дайте определение разрешающей способности микроскопа.

## Лабораторная работа 5

### АНАЛИЗ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМ

#### Цели работы

1. Изучить основные типы диаграмм состояния двухкомпонентных систем.
2. Провести количественный анализ диаграмм состояния.

#### Приборы, материалы и инструмент

Мерительная линейка, угольник, измеритель.

#### Краткие теоретические сведения

Диаграмма состояния представляет собой графическое изображение фазового состава сплава в равновесном состоянии в зависимости от температуры и концентрации. Под сплавом понимают вещество, полученное сплавлением двух и более химических элементов. Сплав, состоящий преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называют металлическим сплавом. Химические элементы, образующие сплав, называются компонентами.

Фазой называют однородную часть системы, имеющую одинаковый состав, кристаллическое строение и свойства, одно и то же агрегатное состояние и отделенную от остальных частей поверхностью раздела, при переходе через которую вышеуказанные свойства изменяются скачкообразно.

Совокупность фаз, находящихся в равновесии, называют системой.

В сплавах, в зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов, могут образовываться следующие фазы: жидкие растворы (далее не рассматриваются), твердые растворы, химические соединения, механическая смесь нескольких фаз.

Твердыми растворами называют фазы, в которых один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы

другого (или других) компонента располагаются в решетке первого компонента, изменяя ее размеры (период). Твердые растворы подразделяются на твердые растворы замещения и внедрения.

Твердый раствор замещения образуется путем замены атомов основного элемента (растворителя) атомами другого компонента (растворяемого). Эти растворы могут быть с неограниченной растворимостью, когда компоненты обладают полной растворимостью друг в друге, и с ограниченной растворимостью, когда компоненты только частично растворяются друг в друге. Условия существования неограниченной растворимости: близкие температуры плавления компонентов, близкие размеры атомов, одинаковый тип решеток.

Твердые растворы внедрения образуются путем внедрения атомов растворенного элемента в кристаллическую решетку растворителя и размещения их между атомами растворителя. Эти растворы могут иметь только ограниченную растворимость компонентов. Причем количество растворенного вещества зависит от температуры; с понижением температуры растворимость уменьшается, что приводит к выделению вторичных фаз из твердых растворов.

Если два или несколько компонентов вступают в химическую реакцию, то образующееся вещество называется химическим соединением. Химическое соединение имеет свою собственную кристаллическую решетку, отличную от решеток компонентов, собственные связи и обладает собственными новыми свойствами. Между компонентами в химическом соединении сохраняется строгое стехиометрическое соотношение, его можно записать химической формулой, и поэтому химическое соединение является фазой постоянного состава.

Механические смеси могут состоять из чистых компонентов, твердых растворов, химических соединений и т. д., при этом кристаллические решетки не меняются. Различают простую, эвтектическую и эвтектоидную механические смеси.

Процессы, протекающие в металлах и сплавах при их фазовых превращениях, в том числе и при кристаллизации, подчиняются правилу фаз:

$$C = K + 1 - \Phi,$$

где  $C$  – число степеней свободы, т. е. количество независимых переменных (например, концентрация компонентов, температура и давление), изменение которых не приводит к изменению состояния равновесия системы, т. е. к изменению числа фаз, находящихся в равновесии;  $K$  – число компонентов, образующих систему;  $\Phi$  – число фаз, находящихся в равновесии; 1 – число внешних факторов (температура).

**Типы диаграмм состояния.** Диаграмму состояния строят в координатах «температура – концентрация». Таким образом, каждая точка диаграммы отвечает определенному составу сплава при определенной температуре в условиях равновесия. Тип диаграмм состояния зависит от характера взаимодействия компонентов, т. е. от того, какие фазы в твердом состоянии образуют компоненты друг с другом.

*Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы.* Два компонента А и В с температурами плавления соответственно  $T_A$  и  $T_B$  в жидком и твердом состоянии полностью растворяются друг в друге.

Линию  $T_A a T_B$  (рис. 5.1, а) называют линией ликвидус. Линия ликвидус – это геометрическое место точек (температур) начала кристаллизации сплавов. Выше линии ликвидус сплав находится в жидком состоянии (Ж).

Линию  $T_A b T_B$  называют линией солидус. Линия солидус – это геометрическое место точек (температур) конца кристаллизации сплавов. Ниже линии солидус все сплавы находятся в твердом состоянии ( $\alpha$ -твердый раствор). Между линиями ликвидус и солидус сплавы состоят из двух фаз: жидкой и твердой.

Для определения количества жидкой и твердой фаз и их химического состава (концентрации) при любой температуре, лежащей между линиями ликвидус и солидус, используют правило «отрезков».

Пусть требуется определить объемное содержание и химический состав (концентрацию) жидкой и твердой фаз в точке 0 (при температуре  $T_0$  и концентрации II) (рис. 5.1, а). С этой целью через точку 0 проводят горизонтальную линию, параллельную оси концентрации, называемую конодой, до пересечения с линиями ликвидус и солидус (линия аов). Точка пересечения коноды с линией ликвидус (точка а), спроецированная на ось концентрации, покажет химичес-

кий состав жидкой фазы ( $n_{ж}$ ) при температуре  $t_0$  (рис. 5.1, а). Точка пересечения коноды с линией солидус (линия в), спроецированная на ось концентрации, покажет химический состав твердой фазы ( $n_{\alpha}$ ) при той же температуре.

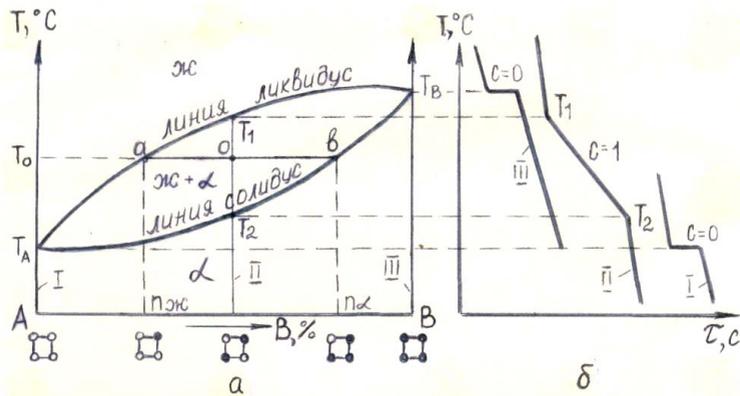


Рис. 5.1. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы (а) и кривые охлаждения (б)

Для определения количества жидкой или твердой фазы при температуре  $T_0$  (рис. 5.1, а) нужно взять отношение длины отрезков, расположенных противоположно составу фаз, к длине всей коноды. В нашем случае количество жидкой ( $V_{ж}$ ) и твердой ( $V_{\alpha}$ ) фаз будет равно соответственно:

$$V_{ж} = \frac{ob}{ab} \cdot 100\%; \quad V_{\alpha} = \frac{ao}{ab} \cdot 100\%.$$

Рассмотрим кривые охлаждения чистых компонентов и сплавов (рис. 5.1, б). Температура охлаждаемого чистого компонента равномерно понижается ( $C = 1 + 1 - 1 = 1$ ) (моновариантная система) до температуры  $T_A$ , при которой компонент А переходит в твердое состояние. Процесс кристаллизации компонента А происходит при постоянной температуре (горизонтальное плато на кривой охлаждения) (рис. 5.1, б, кривая 1), так как согласно правилу фаз две фазы – твердая и жидкая – могут находиться в равновесном состоянии только при строго постоянной температуре ( $C = 1 + 1 - 2 = 0$ ) (инвариантное состояние). После кристаллизации компонента А температура

снова будет равномерно понижаться. Аналогично может быть рассмотрена кристаллизация компонента В (рис. 5.1, б, кривая III).

При охлаждении сплава II температура понижается до  $T_1$  (рис. 5.1, б). При температуре  $T_2$  начинается процесс кристаллизации сплава и на кривой отмечается перегиб (критическая точка). Процесс кристаллизации сплава протекает в интервале температур, так как согласно правилу фаз число степеней свободы будет равно  $C = 1$  ( $C = 2 + 1 - 2 = 1$ ).

При достижении температуры  $T_2$  сплав полностью кристаллизуется и при более низких температурах наблюдается процесс охлаждения только  $\alpha$ -твердого раствора. Аналогично кристаллизируются и другие сплавы этой системы.

*Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов.* Два компонента А и В с температурами плавления соответственно  $T_A$  и  $T_B$  в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии нерастворимы.

Линия  $T_ACT_B$  является линией ликвидус, линия  $T_3CD$  – линией солидус (рис. 5.2, а). При охлаждении сплава на линии  $T_ACT_B$  начинают выделяться кристаллы компонента А, а на линии  $CT_B$  – кристаллы компонента В. На линии  $T_3CD$  (при температуре  $T_3$ ) из жидкости концентрации  $C$  одновременно выделяются кристаллы А и В. Образующаяся механическая смесь называется эвтектикой. Эвтектическое превращение – это превращение, при котором жидкость определенного состава при постоянной и самой низкой для данной системы температуре кристаллизуется одновременно в смесь нескольких фаз.

Кривая охлаждения *эвтектического* сплава концентрацией (I) показана на рис. 5.2, б (кривая I). При температуре  $T_3$  она имеет горизонтальное плато, свидетельствующее о том, что кристаллизация эвтектики происходит при постоянной температуре

$$(C = 2 + 1 - 3 = 0).$$

Сплавы, расположенные слева от эвтектического сплава, называются *доэвтектическими*; расположенные справа – *заэвтектическими*.

Кривая охлаждения сплава II, отличного от эвтектического, показана на рис. 5.2, б (кривая II).

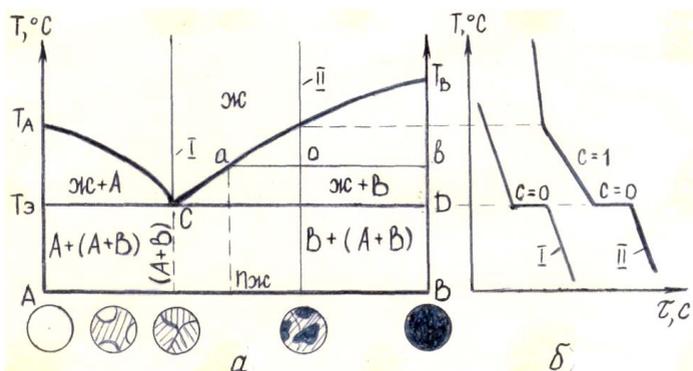


Рис. 5.2. Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов (а) и кривые охлаждения (б)

Для определения количества жидкой и твердой фаз и их химического состава (концентрации) при температурах, лежащих между линиями ликвидус и солидус, используют вышерассмотренное правило отрезков. Отличие заключается лишь в том, что коноду проводят до пересечения одной из осей концентрации (рис. 5.2, а). Это свидетельствует о том, что твердая фаза кристаллизуется в виде чистого компонента В (рис. 5.2, а) или А (в доэвтектическом сплаве).

*Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии.* Два компонента А и В с температурами плавления  $T_A$  и  $T_B$  неограниченно растворимы в жидком состоянии и ограничено в твердом. Твердый раствор атомов компонента В в кристаллической решетке компонента А называется  $\alpha$ -раствором; твердый раствор А в В –  $\beta$ -раствором. В зависимости от того, какая реакция протекает в условиях существования трех фаз (ж,  $\alpha$ ,  $\beta$ ), в инвариантном состоянии могут быть два вида диаграмм: с эвтектикой и перитектикой.

*Диаграмма с эвтектикой.* Линия  $T_A C T_B$  является линией ликвидус; линия  $T_A D E T_B$  – линией солидус (рис. 5.3, а). При концентрации компонентов в пределах отрезка DE сплав испытывает эвтектическое превращение при температуре  $TЭ$ , которое протекает при постоянной температуре (рис. 5.3, б, кривая I).

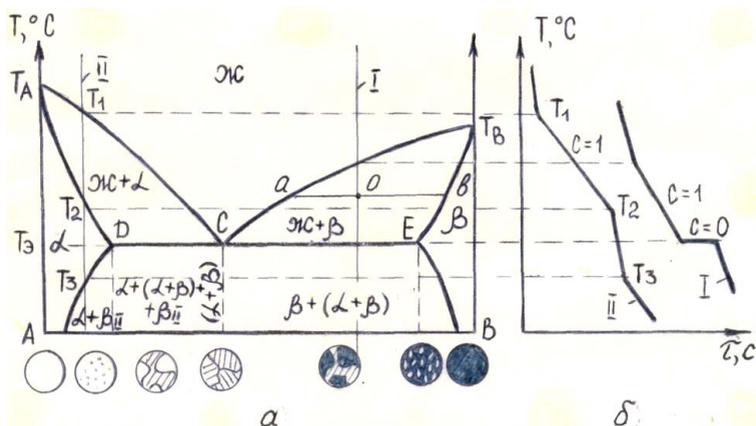


Рис. 5.3. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой) (а) и кривые охлаждения (б)

При охлаждении сплава II выделение твердого  $\alpha$ -раствора начинается при температуре  $T_1$  (рис. 5.3, а). При температуре  $T_2$  кристаллизация заканчивается. Полученные кристаллы  $\alpha$ -раствора не претерпевают изменения до температуры  $T_3$ . Ниже этой температуры твердый  $\alpha$ -раствор является пересыщенным и выделяет избыточные кристаллы  $\beta$ -твердого раствора (рис. 5.3, а). Кривая охлаждения этого сплава представлена на рис. 5.3, б (кривая II).

Кристаллы  $\beta$ , выделившиеся из твердого раствора в результате ограничения растворимости, называются вторичными кристаллами и обозначаются ( $\beta_{II}$ ) в отличие от первичных кристаллов, выделяющихся из жидкости.

Для определения количества жидкой и твердой фаз и их химического состава при температурах, лежащих между линиями ликвидус и солидус, используют вышерассмотренное правило отрезков (рис. 5.3, а).

*Диаграмма с перитектикой.* При перитектическом превращении жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образует новый вид кристаллов.

Линия  $T_A C T_B$  является линией ликвидус; линия  $T_A E D T_B$  — линией солидус (рис. 5.4, а), При концентрации компонентов в пределах отрезка  $CB$  сплав испытывает перитектическое превращение при

постоянной температуре  $T_n$ . Кривые охлаждения при перитектическом превращении сплавов представлены на рис. 5.4, б.

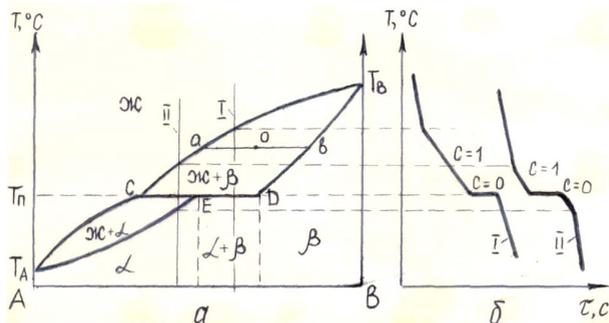


Рис. 5.4. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с перитектикой) (а) и кривые охлаждения (б)

Объемное содержание жидкой и твердой фаз и их химический состав определяются так же, как и в предыдущих случаях.

*Диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение.* Химическое соединение характеризуется определенным соотношением компонентов ( $A_nB_m$ ). Это отражается на диаграмме вертикальной линией, проходящей на оси абсцисс через точку, отвечающую соотношению компонентов в химическом соединении (рис. 5.5). Твердые фазы такой системы – компоненты А, В и химическое соединение  $A_nB_m$  с температурой плавления  $L$ . Линия  $T_A E_1 L E_2 T_B$  является линией ликвидус; линия  $CDFK$  – линией солидус. На диаграмме имеются две эвтектические точки  $E_1$  и  $E_2$  (рис. 5.5).

Так как химическое соединение плавится при постоянной температуре, его можно рассматривать как однокомпонентную систему. В этом случае диаграмму, представленную на рис. 5.5, можно рассматривать как две диаграммы состояния сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов, приставленные друг к другу. Отличие состоит лишь в том, что кроме выделения кристаллов чистых компонентов А и В на линиях  $E_1L$  и  $LE_2$  происходит еще образование кристаллов химического соединения  $A_nB_m$  (рис. 5.5). Построение кривых охлаждения, а также расчет объемного содержания жидкой и твердой фаз и их химического состава про-

водят так же, как для диаграмм сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов.

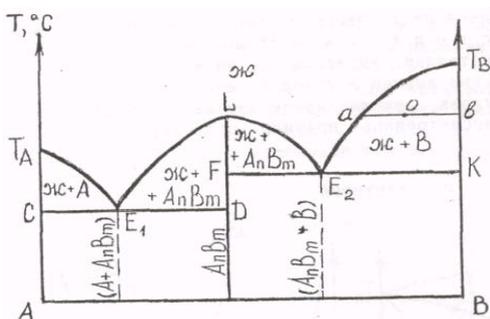


Рис. 5.5. Диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение

### Задание

1. Ознакомиться с вышерассмотренными типами диаграмм состояния двухкомпонентных систем.

2. Освоить методику построения кривых охлаждения; расчет объемного содержания жидкой и твердой фаз и их химического состава в интервале температур, лежащем между линиями ликвидус и солидус.

3. Вычертить диаграммы состояния, представленные на рис. 5.6, 5.7, 5.8 и 5.9.

Для каждой диаграммы:

- указать линии ликвидус и солидус;
- указать фазы, образующиеся во всех частях диаграммы;
- построить кривые охлаждения для концентраций, указанных преподавателем;
- рассчитать объем жидкой и твердой фаз и их химический состав для точек (температур), указанных преподавателем.

4. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 1–3.

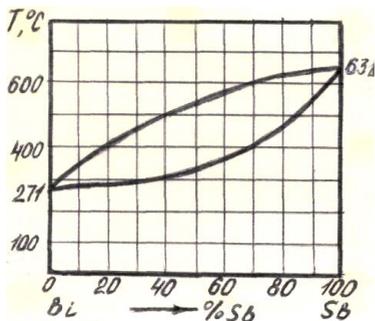


Рис. 5.6. Диаграмма состояния системы Bi-Sb

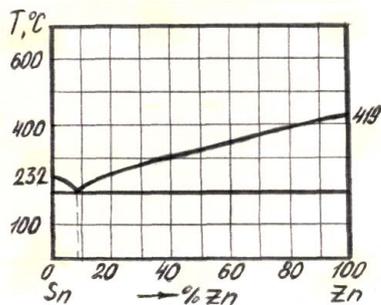


Рис. 5.7. Диаграмма состояния системы Sn-Zn

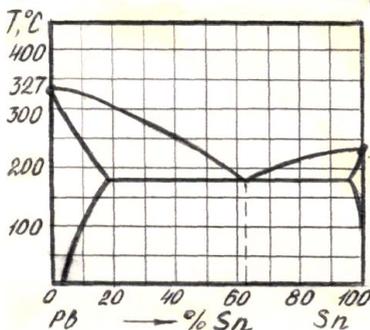


Рис. 5.8. Диаграмма состояния системы Pb-Zn

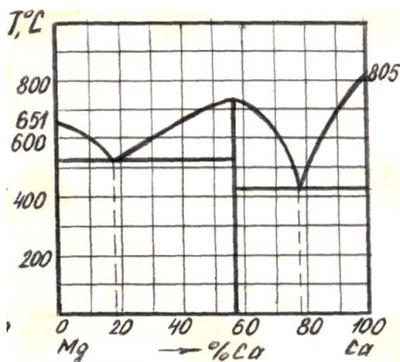


Рис. 5.9. Диаграмма состояния системы Mg-Ca

### Контрольные вопросы

1. Что понимают под сплавом, компонентом, фазой, микро- и макроструктурой?
2. Что называется твердым раствором? Виды твердых растворов.
3. Что представляет собой химическое соединение? Чем они отличаются от твердых растворов?
4. Из чего могут состоять механические смеси? Виды механической смеси.
5. Что представляет собой диаграмма состояния? В каких координатах она строится? Что она показывает?
6. От чего зависит тип (вид) диаграммы состояния?

7. Что определяет правило фаз? Что понимают под степенью свободы системы?
8. Что называют линиями ликвидус и солидус?
9. Что такое кривые охлаждения?
10. Как рассчитать объем жидкой и твердой фаз и их химический состав для температур, расположенных между линиями ликвидус и солидус?
11. Как изменяются свойства твердых растворов с увеличением концентрации растворенного компонента?
12. Как изменяются свойства сплавов при образовании химических соединений?
13. Каковы закономерности изменения свойств сплавов при изменении концентрации компонентов для различных типов диаграмм состояния (правила Курнакова)?
14. Что означает ограниченная и неограниченная растворимость?

## Лабораторная работа 6

### ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ Pb–Sb МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

#### Цели работы

1. Ознакомиться с термическим методом построения диаграммы фазового равновесия двухкомпонентной системы.
2. Построить диаграмму состояния Pb-Sb.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Тигельные печи.
2. Термометры.
3. Металлы: свинец, сурьма и сплавы Pb–Sb с 5, 10, 13, 20, 40 и 80 % Sb.
4. Секундомер.
5. Мерительная линейка.

#### Краткие теоретические сведения

Термический анализ построен на фиксации тепловых эффектов превращений: переход из одного агрегатного состояния в другое, фазовое и полиморфное превращения происходят с выделением тепла при охлаждении и поглощением тепла при нагревании металлов и сплавов.

Вначале сплав заданного химического состава переводят в жидкое состояние (расплавляют в электропечи), а затем тигель с расплавом переносят на установку, вводят в защитный чехол горячий спай термопары и подвергают медленному охлаждению. Во время охлаждения расплава периодически через равные промежутки времени измеряют температуру. На основании полученных результатов строят термические кривые (кривые охлаждения) в координатах «температура (ось ординат) – время (ось абсцисс)». Тепловые эффекты фазовых превращений с течением времени отражаются на монотонности хода кривой охлаждения: на кривой появляется либо перегиб (точка перегиба), либо температурная остановка в охлаждении (горизонтальная площадка).

Спроецировав точки перегибов и температурных остановок на ось ординат, определяют температуры начала и конца всех фазовых превращений, которые происходят в исследуемом сплаве.

### **Компоненты сплава Pb–Sb**

**Свинец (Pb)** – химический элемент 14-й группы, шестого периода периодической системы химических элементов Д.И. Менделеева. Свинец – ковкий, сравнительно легкоплавкий металл серого цвета.

Температура плавления: 327,5 °С.

Атомный номер: 82.

**Сурьма (Sb)** – химический элемент 15-й группы, пятого периода периодической системы химических элементов Д.И. Менделеева. Сурьма – полуметалл серебристо-белого цвета с синеватым оттенком, грубозернистого строения.

Температура плавления: 630,8 °С.

Атомный номер: 51.

### **Определение температур кристаллизации Pb, Sb и сплавов Pb–Sb.**

Температуру кристаллизации металлов и сплавов определяют на установке, схема которой изображена на рис. 6.1.

Последовательность определения температуры кристаллизации следующая.

1. Подготовленное количество (150–200 г) чистого металла или сплава определенного состава помещают в тигель 1 (рис. 6.1), установленный в тигельную электропечь 2.

2. Включают печи и расплавляют в тигле металл или сплав.

3. Закрывают тигель крышкой 3, через отверстие крышки в расплавленный металл (сплав) помещают термометр 4.

4. Печи выключают и через каждые 20 с записывают показания термометра 4; запись прекращают через 15 мин после полного затвердевания металла (сплава).

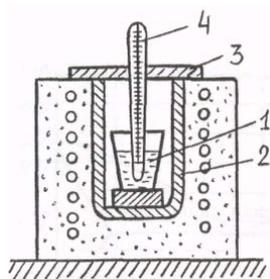


Рис. 6.1. Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов

5. По полученным критическим точкам для металла и каждого сплава строят кривую охлаждения в координатах «температура – время охлаждения».

6. На построенных кривых охлаждения определяют температуру кристаллизации, которая соответствует горизонтальному участку кривой (для чистых металлов и сплава эвтектического состава) или точкам перегиба кривой (для всех сплавов, кроме эвтектического). В последнем случае определяют две температуры начала и конца затвердевания.

**Методика построения диаграммы состояния сплавов Pb–Sb**  
(рис. 6.2)

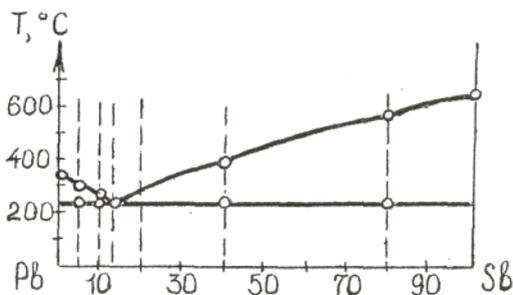


Рис. 6.2. Построение диаграммы Pb–Sb

1. Начертить сетку в координатах «температура – химический состав».

2. На оси абсцисс отметить точки, соответствующие исследуемым сплавам с 5, 10, 13, 20, 40 и 80 % Sb, и в каждой из этих точек восстановить перпендикуляр к оси абсцисс (провести линии сплавов).

3. На каждой линии сплавов отметить точками температуры начала и конца кристаллизации, полученные экспериментально. На осях ординат нанести точками температуру плавления чистых металлов (Pb, Sb) (рис. 6.2).

4. Соединить плавными линиями точки, характеризующие начало кристаллизации сплавов; продлить их до точек кристаллизации чистых металлов. Соединить прямой линией точки, характеризующие конец кристаллизации сплавов; продлить ее до правой и левой ординат.

### Задание

1. Изучить методику определения температур кристаллизации Pb, Sb и сплавов Pb–Sb (с построением кривых охлаждения) и методику построения диаграммы состояния Pb–Sb.
2. Провести наблюдение за процессом охлаждения Pb, Sb и сплавов Pb–Sb. Результаты наблюдения занести в протокол испытания (табл. 6.1).
3. Построить кривые охлаждения данных металлов и сплавов.
4. Построить диаграмму состояния Pb–Sb.
5. Написать отчет о работе в соответствии с п. 2–4.

Таблица 6.1

#### Протокол испытания

100 % Pb	5 % Sb	13 % Sb	20 % Sb	40 % Sb	80 % Sb	100 % Sb

#### Контрольные вопросы

1. В чем сущность определения температур кристаллизации металлов и сплавов термическим методом?
2. Опишите установку и последовательность определения температур кристаллизации Pb, Sb и сплавов Pb–Sb.
3. Опишите методику построения диаграммы состояния Pb–Sb.
4. Какой тип диаграммы состояния образует сплав Pb–Sb?
5. Почему с момента начала кристаллизации (перегиб на кривой) скорость охлаждения сплава замедляется (ход кривой становится более пологим)?
6. Почему в сплавах некоторых систем на кривых охлаждения (нагревания) наблюдаются температурные остановки (горизонтальные площадки)?
7. Какой вид имеют кривые охлаждения (нагревания) при затвердевании чистых компонентов, сплавов из компонентов, образующих и жидкий, и твердый растворы; сплавов с наличием эвтектических превращений?
8. Определите структуру и фазовый состав исследуемых сплавов при комнатной температуре.

## Лабораторная работа 7

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ МЕТОДОМ МИКРОАНАЛИЗА

#### Цели работы

1. Изучить микроструктуру углеродистой стали с различным содержанием углерода.
2. Установить связь между содержанием углерода и структурой сталей.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Металлографический микроскоп.
2. Набор микрошлифов технического железа и углеродистых сталей с различным содержанием углерода в равновесном состоянии.
3. Атлас микроструктур.

#### Краткие теоретические сведения

Микроструктура технического железа и углеродистых сталей в равновесном состоянии характеризуется нижней левой частью диаграммы состояния Fe–C (рис. 7.1). Сплавы с содержанием до 0,02 % C называются техническим железом, от 0,02 до 0,8 % C – доэвтектоидными сталями. Сплав с содержанием 0,8 % C называется эвтектоидной сталью; с содержанием от 0,8 до 2,14 % C – заэвтектоидными сталями.

Железо и углерод образуют в сталях следующие структуры (фазы).

1. *Аустенит* – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -Fe (железо имеет ГЦК-решетку). Растворимость углерода в ГЦК-решетке железа зависит от температуры и составляет при 727 °C – 0,8 %, а при 1147 °C – 2,14 %. Аустенит имеет низкую твердость, которая зависит от температуры и содержания углерода, и высокую пластичность ( $\delta = 50$  %).

2. *Феррит* – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -Fe (железо имеет ОЦК-решетку). Предельная растворимость углерода в ОЦК-решетке железа составляет при 20 °C – 0,006 %, а при 727 °C

– 0,02 %. Феррит имеет низкую твердость (НВ 80...90) и высокую пластичность ( $\delta = 50 \%$ ). При просмотре в микроскоп ферритные зерна выглядят светлыми, разделенными темной сеткой границ зерен.

3. *Цементит* – химическое соединение углерода с железом  $\text{Fe}_3\text{C}$  (карбид железа). Концентрация углерода в цементите всегда постоянна и составляет 6,67 %. Цементит обладает высокой твердостью (НВ 809) и низкой пластичностью, он плохо травится в химических растворах и при просмотре в микроскоп наблюдается в виде светлых включений.

4. *Перлит* – механическая смесь (эвтектоид) феррита и цементита, получающаяся в результате распада аустенита с 0,8 % С. Феррит и цементит располагаются в виде чередующихся пластинок. Твердость перлита составляет НВ 210, пластичность  $\delta = 15 \%$ . Травленный перлит в микроскопе выглядит более темным по сравнению с ферритом. При больших увеличениях можно наблюдать перлит как чередующиеся темные (цементит) и светлые (феррит) пластинки.

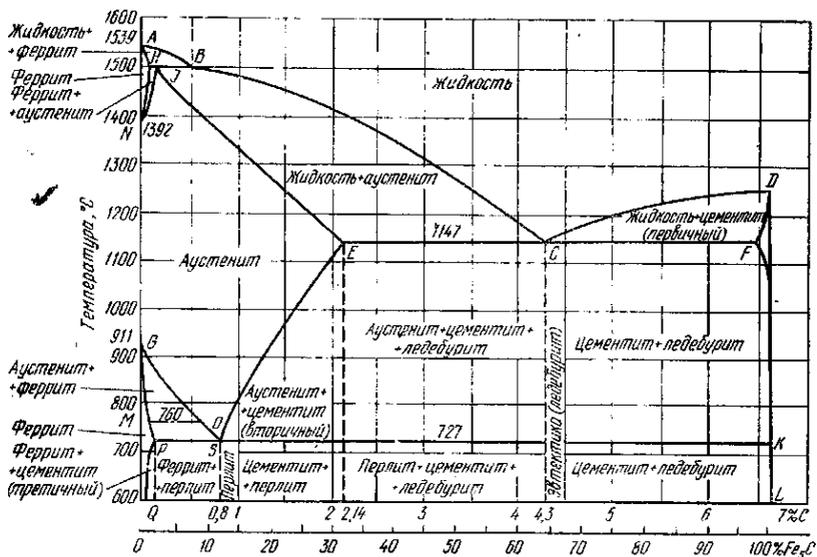


Рис. 7.1. Диаграмма состояния Fe–C

**Микроструктура технического железа.** Растворимость углерода в  $\alpha$ -Fe зависит от температуры и изменяется по линии PQ (рис. 7.1). С понижением температуры она уменьшается от 0,02 % С (при 727 °С) до 0,006 % С (при 20 °С). В связи с этим сплавы железа с содержанием до 0,006 % С имеют структуру только феррита (рис. 7.2, а).

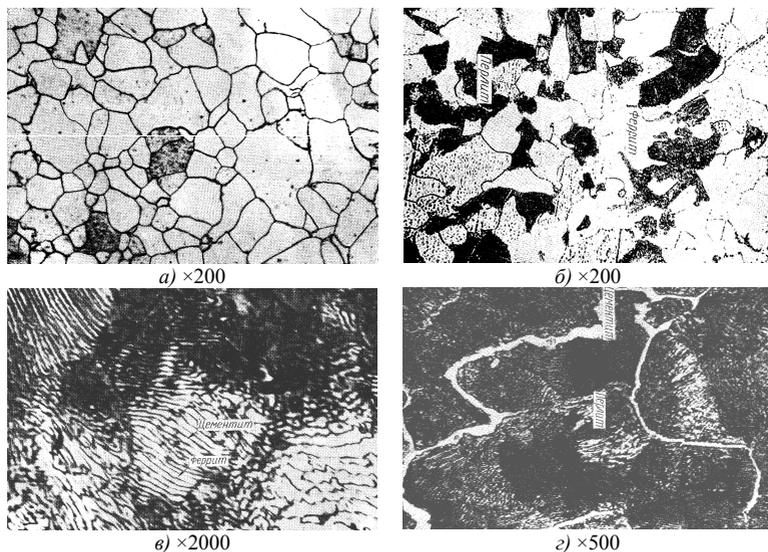


Рис. 7.2. Микроструктура технического железа (а), доэвтектоидной (б), эвтектоидной (в) и заэвтектоидной (г) сталей

В сплавах с содержанием от 0,006 % С в связи с понижением растворимости углерода в  $\alpha$ -Fe при понижении температуры из феррита выделяется цементит, называемый третичным ( $\text{Ц}_{III}$ ). Третичный цементит выделяется по границам зерен феррита.

**Микроструктура доэвтектоидной и эвтектоидной стали.** Микроструктура доэвтектоидной стали (до 0,8 % С) состоит из феррита и перлита. После травления феррит выявляется в виде светлых полей, а перлит в виде полей полосчатого строения (рис. 7.2, б).

Количество перлита и феррита в доэвтектоидной стали зависит от содержания углерода. С увеличением содержания углерода количество феррита уменьшается, а количество перлита увеличивается (атлас микроструктур).

По структуре доэвтектоидной стали можно приблизительно определить содержание в ней углерода, для чего нужно ориентировочно установить площадь (в процентах), занимаемую ферритом и перлитом. Так как в феррите растворено очень небольшое количество углерода, практически можно считать, что в доэвтектоидной стали весь углерод находится в перлите. Тогда содержание углерода  $C$  в стали можно определить по формуле

$$C = \frac{F_{\Pi} \cdot 0,8}{100} \%,$$

где  $F_{\Pi}$  — площадь, занимаемая перлитом.

Предположим, что 30 % всей площади занято ферритом, 70 % перлитом. Содержание углерода в такой стали будет

$$C = \frac{70 \cdot 0,8}{100} \% = 0,56 \%.$$

Микроструктура эвтектоидной стали (0,8 % C) состоит из одного перлита (рис. 7.2, в). В зависимости от скорости охлаждения пластины цементита в перлите могут быть длиннее или короче, толще или тоньше (см. атлас микроструктур).

**Микроструктура заэвтектоидной стали.** Сталь с содержанием углерода от 0,8 до 2,14 % называется заэвтектоидной и имеет структуру, состоящую из перлита и вторичного цементита (рис. 7.2, г). Вторичный цементит ( $\Pi_{II}$ ) выделяется из аустенита при охлаждении от температуры  $A_{c1}$  (линия SE) до температуры  $A_{c1}$  (линия PSK) (рис. 7.1).

При медленном охлаждении вторичный цементит выделяется в виде сетки по границам зерен аустенита. При достижении температуры  $A_{c1}$  аустенит превращается в перлит. Образуется структура: вторичный цементит в виде сетки и зерна пластинчатого перлита. Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем более массивной (толстой) получается цементитная сетка (см. атлас микроструктур).

### Задание

1. Изучить по атласу микроструктуры технического железа, доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей в равновесном состоянии.
2. Изучить микроструктуру технического железа и сталей с помощью оптического микроскопа и набора микрошлифов.

3. Зарисовать наиболее характерные микроструктуры, наблюдаемые в микроскоп.
4. Рассчитать количество углерода в доэвтектоидной стали по площадям, занимаемым перлитом. Для этого установить на микроскопе увеличение 100 крат. Ориентировочно определить площадь (в процентах), занимаемую перлитом ( $F_{\text{п}}$ ), и по формуле высчитать содержание углерода (С) в стали.
5. Начертить нижнюю левую часть диаграммы состояния Fe–C, провести на ней линии, соответствующие рассматриваемым сплавам, и дать описание процессов, происходящих при охлаждении сплавов, используя известные соотношения.
6. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 2–5 задания.

### Контрольные вопросы

1. Какая область диаграммы состояния Fe–C охватывает стали?
2. Как подразделяются железоуглеродистые сплавы в зависимости от содержания углерода в рассматриваемой области?
3. Какие фазы и какие структуры образуются в сталях в зависимости от содержания углерода? Охарактеризуйте их.
4. Какую микроструктуру имеют техническое железо, доэвтектоидная, эвтектоидная и заэвтектоидная стали в равновесном состоянии?
5. Каковы максимальная и минимальная растворимости углерода в  $\alpha$ -Fe и  $\gamma$ -Fe?
6. Объясните причину выделения вторичного цементита из аустенита при охлаждении заэвтектоидных сплавов.
7. Для каких сталей и как можно металлографически определить количество углерода?
8. Почему с увеличением содержания углерода в сталях твердость растет, а пластичность снижается?
9. Сколько фаз в равновесии находится на линии эвтектоидного превращения?
10. Чем отличаются твердые растворы феррита и аустенита?

## Лабораторная работа 8

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ ЧУГУНОВ МЕТОДОМ МИКРОАНАЛИЗА

#### Цели работы

1. Изучить микроструктуру белых, ковких, серых и высокопрочных чугунов (с различным содержанием углерода).
2. Установить связь между составом, условиями получения и структурой исследуемых чугунов.

#### Приборы, материалы и инструменты

1. Металлографический микроскоп.
2. Набор микрошлифов белого, ковкого, серого и высокопрочного чугунов в нетравленном и травленном состояниях.
3. Атлас микроструктур.

#### Краткие теоретические сведения

Чугуны – это железоуглеродистые сплавы, содержащие свыше 2,14 % С. Кроме железа и углерода в чугунах присутствуют другие элементы – примеси (Mn, Si, P, S). Железо и углерод образуют в чугунах следующие структуры: аустенит, феррит, цементит, перлит, ледебурит и графит. Первые четыре структуры мы рассмотрели при изучении сталей.

*Ледебурит* – механическая смесь (эвтектика), состоящая из зерен аустенита или перлита с цементитом, образующаяся непосредственно из жидкой фазы при ее охлаждении до температуры 1147 °С. При температурах выше 727 °С структура ледебурита представляет механическую смесь аустенита и цементита, при температурах ниже 727 °С – смесь перлита и цементита. Ледебурит очень твердая (НВ 700) и хрупкая структура, так как в ее составе много цементита. После травления ледебурит в микроскопе представлен в виде светлых участков цементита с темными пятнами перлита.

*Графит* – химически чистый углерод. Он имеет гексагональную решетку и низкие механические свойства, поэтому с точки зрения

прочности в металлических структурах чугунов графитные включения можно рассматривать как пустоты.

Вместе с тем графитные включения в чугунах играют и определенную положительную роль. Например, улучшают обрабатываемость чугуна резанием, его износостойкость и антифрикционность, выполняя роль своеобразной «сухой смазки». Кроме того, графитовые включения повышают демпфирующую способность сплава, т. е. способствуют гашению вибраций.

**Микроструктура белых чугунов.** В белых чугунах весь углерод находится в связанном состоянии, т. е. в виде цементита ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Белый чугун в зависимости от содержания углерода разделяется на доэвтектический (от 2,14 до 4,3 % C), эвтектический (4,3 % C) и заэвтектический (от 4,3 до 6,67 % C).

Микроструктура доэвтектического белого чугуна после полного охлаждения (рис. 8.1) имеет структуру: ледебурит + перлит + вторичный цементит.

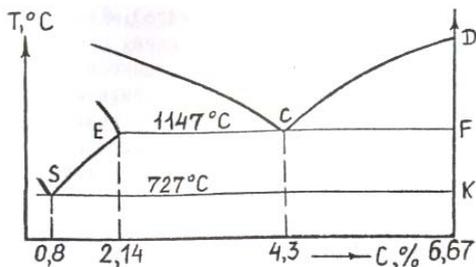


Рис. 8.1. Правая часть диаграммы состояния Fe—C

Вторичный цементит выделяется из аустенита, содержащего при 1147 °C 2,14 % C. В белых чугунах с низким содержанием углерода (близким к 2,14 %) вторичный цементит выявляется достаточно четко, так как в них мало ледебурита. С увеличением содержания углерода вторичный цементит в структуре сливается с цементитом ледебурита. Можно считать, что структура таких доэвтектических белых чугунов состоит из ледебурита и перлита (рис. 8.2, а).

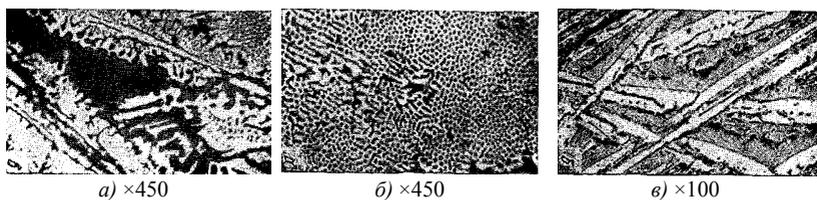


Рис. 8.2. Микроструктура доэвтектического (а), эвтектического (б) и заэвтектического (в) чугунов

Микроструктура эвтектического белого чугуна состоит только из одного ледебурита, образующегося при 1147 °С при эвтектической кристаллизации жидкого сплава с содержанием 4,3 % С (рис. 8.1). При температурах выше 727 °С эвтектика состоит из цементита (эвтектического и вторичного) и аустенита с содержанием 0,8 % С. При температуре 727 °С аустенит превращается в перлит. Таким образом, после полного охлаждения ледебурит состоит из цементита и перлита (рис. 8.2, б).

Микроструктура заэвтектического белого чугуна (рис. 8.1) состоит из ледебурита и первичного цементита (рис. 8.2, в).

**Микроструктура серых чугунов.** Химический состав серых чугунов отличается повышенным содержанием кремния. При рассмотрении в микроскоп нетравленного микрошлифа серого чугуна хорошо видны включения пластинчатого графита (рис. 8.3, а). На величину и расположение включений графита оказывают влияние химический состав чугуна, скорость охлаждения, температура и время выдержки расплавленного чугуна перед отливкой, другие факторы. Например, с увеличением скорости охлаждения расплавленного чугуна пластинки графита становятся более мелкими (см. атлас микроструктур).

Металлическая основа в серых чугунах в зависимости от связанного углерода может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной (рис. 8.4).

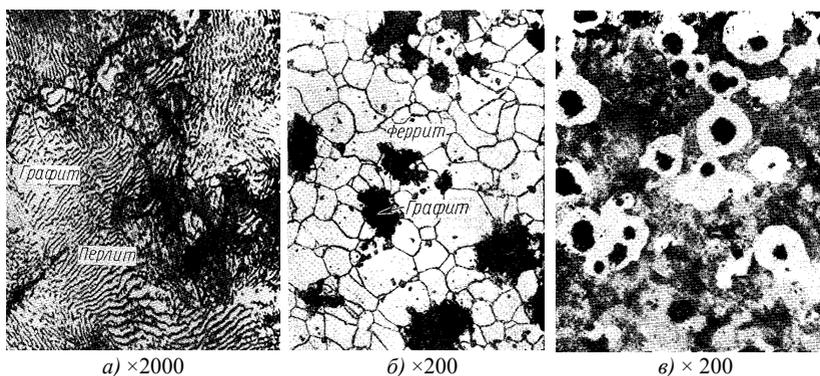


Рис. 8.3. Микроструктура серого перлитного (а), ковкого ферритного (б) и высокопрочного перлитного (в) чугунов

Металлическая основа	Форма графитных включений		
	Пластинчатая	Хлопьевидная	Шаровидная
Феррит			
Феррит + перлит			
Перлит			

Рис. 8.4. Форма графитовых включений и металлическая основа серого, ковкого и высокопрочного чугунов

**Микроструктура ковких чугунов.** Ковкий чугун получают из белого чугуна с помощью специального графитизирующего отжига при температурах 950–1000 °С. В результате такого отжига цементит ( $Fe_3C$ ) как метастабильная фаза распадается на аустенит и графит (углерод

отжига). Графит в ковком чугуна образуется в виде хлопьевидных включений, которые хорошо видны в микроскоп (рис. 8.3, а).

Металлическая основа ковкого чугуна может быть ферритной, феррито-перлитной, перлитной (рис. 8.4) в зависимости от режимов графитизирующего отжига. В соответствии с этим различают ковкий чугун ферритный, феррито-перлитный и перлитный (см. атлас микроструктур). В процессе графитизирующего отжига белого чугуна изменяются и механические свойства. Ковкий чугун по сравнению с белым обладает большей пластичностью и прочностью.

**Микроструктура высокопрочных чугунов.** Придание графитным включениям округлой (шаровидной) формы (рис. 8.3, в) снижает концентрацию напряжений перед включениями, способствует повышению прочности чугуна. Такой формы графита добиваются путем модифицирования – введения в расплавленный чугун пыли магния (0,03–0,7 % от веса чугуна).

Металлическая основа высокопрочных чугунов включает те же типы структур, что и в случае ковких и серых чугунов (рис. 8.4). Соответственно и названия: ферритный, феррито-перлитный и перлитный высокопрочные чугуны (см. атлас микроструктур).

### **Задание**

1. Изучить по атласу микроструктуры доэвтектического, эвтектического и заэвтектического белых чугунов в равновесном состоянии.
2. Изучить по атласу микроструктуры ковкого, серого и высокопрочного чугунов до и после травления.
3. Изучить микроструктуру вышеуказанных чугунов с помощью оптического микроскопа и набора микрошлифов и зарисовать наиболее характерные микроструктуры, наблюдаемые в микроскоп.
4. Начертить правую часть диаграммы состояния Fe–C, провести на ней линии, соответствующие доэвтектическому, эвтектическому и заэвтектическому белым чугунам, и дать описание процессов и формирования структуры при охлаждении сплавов.
5. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 1–4 задания.

### Контрольные вопросы

1. Какие сплавы называют чугунами и какую область диаграммы состояния Fe—C охватывают чугуны?
2. Как подразделяются белые чугуны в равновесном состоянии в зависимости от содержания в них углерода?
3. Какую структуру имеют доэвтектический, эвтектический и заэвтектический белые чугуны при высоких и при комнатной температурах?
4. Как получают ковкий чугун? Какую он имеет форму графитовых включений? Какова может быть металлическая основа?
5. Какую форму графитовых включений и металлическую основу имеет серый чугун?
6. Как получают высокопрочный чугун? Чем обусловлены его более высокие (по сравнению с другими чугунами) механические свойства? Какую металлическую основу может иметь высокопрочный чугун?
7. Перечислите преимущества чугунов по сравнению со сталями.

## Лабораторная работа 9

### ИСПЫТАНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА ТВЕРДОСТЬ ПО МЕТОДАМ БРИНЕЛЛЯ И РОКВЕЛЛА

#### Цели работы

1. Ознакомиться с определением твердости металлов по методам Бринелля и Роквелла.
2. Ознакомиться с методикой перевода значений твердости, определенных различными методами.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Автоматический пресс Бринелля.
2. Прибор Роквелла.
3. Лупа для измерения диаметра отпечатка.
4. Таблица определения чисел твердости по Бринеллю и перевода значений твердости, установленных различными методами.
5. Образцы из нетермообработанной стали, закаленной стали и сплава цветного металла различной толщины.
6. Наждачное точило, напильник, наждачная шкурка.

#### Краткие теоретические сведения

Измерение твердости — самый доступный и распространенный метод статических испытаний материалов, который широко используется как в исследовательских целях, так и как средство контроля качества металла во многих областях промышленности. Существуют различные методы определения твердости металла: вдавливания индентора, отскакивания бойка, царапания и т. д. Самым распространенным из них является метод вдавливания индентора. При этом под твердостью понимается свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при контактном воздействии в поверхностном слое со стороны другого, более твердого тела (называемого индентором).

В настоящей работе предлагается ознакомиться с методами испытания металлов на твердость по Бринеллю и Роквеллу.

**Испытание на твердость по Бринеллю** производится вдавливанием в испытуемый образец стального закаленного шарика диаметром  $D$  под действием заданной нагрузки  $P$  в течение определенного времени. После снятия нагрузки на поверхности образца получается отпечаток (лунка) диаметром  $d$  и глубиной  $h$  (рис. 9.1).

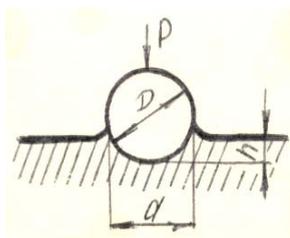


Рис. 9.1. Схема определения твердости по Бринеллю

Число твердости по Бринеллю (НВ) определяют как отношение нагрузки  $P$  к поверхности полученного отпечатка (шарового сегмента)  $P = \pi Dh$ :

$$HB = \frac{P}{F}$$

имеет размерность напряжения (МПа). Однако, в соответствии со стандартом, оно не пишется.

Так как глубину отпечатка  $h$  измерить трудно, а гораздо проще измерить диаметр отпечатка  $d$ , то целесообразно величину  $h$  выразить через диаметр шарика  $D$  и отпечатка  $d$ , т. е.  $h = (D - \sqrt{D^2 - d^2}) / 2$ . Тогда число твердости по Бринеллю будет определяться по формуле

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

**Автоматический рычажный пресс Бринелля** (рис. 9.2) состоит из станины 1, в верхней части которой имеется шпindelь 2, в который вставляется наконечник с шариком 3. Столик 4 служит для установки на нем испытуемого образца 5. Вращением по часовой стрелке диска 6 приводят в движение винт 7, который, перемещаясь вверх, поднимает столик 4, и образец 5 прижимается к закаленному шарик 3.

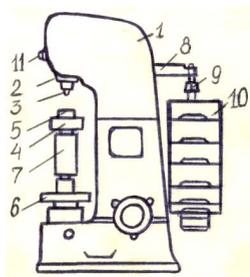


Рис. 9.2. Схема пресса Бринелля

Электродвигатель включается нажатием кнопки, расположенной сбоку пресса. При этом рычаг 8 с подвеской 9 и грузами 10 опускается, создавая нагрузку на шарик 3, который вдавливаются в образец 5. Через определенное время рычаг 8 и подвеска 9 с груза-

ми 10 поднимется, снимая нагрузку с шарика 3. В момент вращения электродвигателя загорается сигнальная лампочка 11. Когда рычаг и подвеска с грузами достигают исходного положения, электродвигатель автоматически останавливается, и лампочка 11 гаснет. Вращением диска 6 против часовой стрелки опускается столик 4.

*Выбор диаметра закаленного шарика и нагрузки.* При определении твердости по Бринеллю используют шарики одного из трех диаметров ( $D = 10; 5$  и  $2,5$  мм). Диаметр шарика выбирают в зависимости от толщины испытуемого образца. Чем меньше толщина образца, тем меньший диаметр шарика используют. Нагрузку  $P$  выбирают в зависимости от твердости испытуемого материала по формуле

$$P = KD^2,$$

где  $K$  – коэффициент, зависящий от твердости испытуемого материала.

В первом приближении можно принять: для стали и чугуна  $K = 30$ ; для меди и медных сплавов  $K = 10$ ; для мягких металлов (алюминий, магний, олово, свинец и сплавы на их основе)  $K = 2,5$ .

Для более точного выбора диаметра шарика и нагрузки в зависимости от твердости и толщины испытуемого образца следует пользоваться табл. 9.1.

Таблица 9.1

Выбор диаметра шарика и нагрузки

Материал	Предел измерения (НВ)	Минимальная толщина образца, мм	$P = kD$	$D$ , мм	$P$ , Н	Время выдержки под нагрузкой
Черные металлы	140–450	6–3	$P = 300D$	10,0	30000	10
		4–2		5,0	7500	
<2		2,5		1875		
Черные металлы	<140	>6	$P = 100D$	10,0	10000	10
		6–3		5,0	2500	
<3		2,5		625		
Цветные металлы	>1300	6–3	$P = 300D$	10,0	30000	30
		4–2		5,0	7500	
<2		2,5		1875		
Цветные металлы	350–1300	9–3	$P = 100D$	10,0	10000	30
		6–3		5,0	2500	
		<3		2,5	625	

Материал	Предел измерения (НВ)	Минимальная толщина образца, мм	$P = kD$	$D$ , мм	$P$ , Н	Время выдержки под нагрузкой
	80–350	>6 6–3 <3	$P = 25D$	10,0 5,0 2,5	2500 625 156	60

Во избежание остаточной деформации закаленных шариков необходимо, чтобы твердость испытуемого материала не превышала НВ 450.

*Подготовка образца.* Перед испытанием поверхность образца, в которую вдавливается шарик, обрабатывают наждачным камнем или напильником, чтобы она была ровной, гладкой и не было окалины или других дефектов. При обработке поверхности образец не должен нагреваться выше 100–150 °С.

Подготовка поверхности образца необходима для получения правильного отпечатка и чтобы края его были отчетливо видны для измерения.

#### ***Подготовка прессы Бринелля и проведение испытания***

1. Установить на подвеску 9 (рис. 9.2) грузы 10, соответствующие выбранной для испытания нагрузке.

2. Наконечник с шариком вставить в шпindel 2 и укрепить.

3. На столик 4 поместить испытуемый образец 5. Образец должен плотно лежать на столике. Центр отпечатка должен находиться от края образца на расстоянии не менее диаметра шарика, а при повторных испытаниях центр отпечатка должен быть от центра соседнего отпечатка на расстоянии не менее двух диаметров шарика.

4. Вращением диска 6 по часовой стрелке поднять столик и прижать образец 5 к шарик 3, продолжить вращать диск 6 до тех пор, пока пружина не сожмется и диск 6 перестанет вращаться.

5. Нажатием кнопки включить электродвигатель. При этом загорится сигнальная лампочка 11.

6. После автоматической остановки вращения электродвигателя и прекращения горения лампочки 11 вращением против часовой стрелки диска 6 опустить столик 4, снять с него образец 5 с полученным отпечатком.

7. Измерить диаметр полученного отпечатка.

8. Определить твердость материала образца.

*Измерение отпечатка и определение твердости.* Полученный отпечаток измеряют с помощью специальной лупы в двух взаимоперпендикулярных направлениях. Диаметр отпечатка определяется как среднее арифметическое из двух измерений. Лупа имеет шкалу с ценой деления 0,05 мм. Нижней частью опоры лупы плотно прижимают к испытуемой поверхности образца над отпечатком. Поворачивая окуляр, необходимо добиться, чтобы края отпечатка были резко очерчены. Затем, передвигая лупу, надо один край отпечатка совместить с началом шкалы (рис. 9.3). Прочитать деление шкалы, с которым совпадает противоположный край отпечатка. Данный отсчет и будет соответствовать размеру диаметра отпечатка.

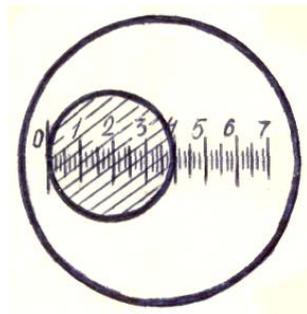


Рис. 9.3. Отсчет по шкале лупы

Чтобы не прибегать к длительным вычислениям твердости по приведенной выше формуле, на практике пользуются специальной таблицей, которая дает перевод диаметра отпечатка в число твердости (НВ) (табл. 9.2).

*Испытание на твердость по Роквеллу* проводят вдавливанием в испытуемый образец (деталь) алмазного (или из твердого сплава) конуса с углом  $120^\circ$  или стального закаленного шарика диаметром 1,588 мм. Шарик и конус вдавливают в испытуемый образец под действием двух последовательно приложенных нагрузок: предварительной  $P_0$  и основной  $P_1$ , т. е.  $P = P_0 + P_1$ . Предварительная нагрузка  $P_0$  во всех случаях равна 100 Н. Основная нагрузка  $P_1$  и общая  $P$ , а также вид индентора зависят от твердости исследуемого материала (табл. 9.3).

Таблица 9.2

Таблица определения чисел твердости по Бринеллю и перевода значений твердости, определенных различными методами

Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR по шкале			Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR по шкале		
	Диаметр отпечатка, мм	HB при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В		Диаметр отпечатка, мм	HB при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В
1234	2,20	780	72	84	—	228	4,00	229	20	61	100
1116	2,25	745	70	83	—	222	4,05	223	19	60	99
1022	2,30	712	68	82	—	217	4,10	—	17	60	98
941	2,35	682	66	81	—	213	4,15	212	15	59	97
868	2,40	673	64	80	—	208	4,20	207	14	59	95
804	2,45	627	62	79	—	201	4,25	201	13	58	94
746	2,50	601	60	78	—	197	4,30	197	12	58	93
694	2,55	578	58	78	—	192	4,35	192	11	57	92
650	2,60	555	56	77	—	186	4,40	187	9	57	92
606	2,65	534	54	76	—	183	4,45	183	8	56	90
587	2,70	514	52	75	—	178	4,50	179	7	56	90
551	2,75	495	50	74	—	174	4,55	174	6	55	89
534	2,80	477	49	74	—	171	4,60	170	4	55	88
502	2,85	461	48	73	—	166	4,65	167	3	54	87
474	2,90	444	46	73	—	162	4,70	163	2	53	86
460	2,95	429	45	72	—	159	4,75	159	1	53	85
435	3,00	415	43	72	—	155	4,80	156	—	—	84
423	3,05	401	42	71	—	152	4,85	152	—	—	83
401	3,10	388	41	71	—	149	4,90	149	—	—	82
390	3,15	375	40	70	—	148	4,95	146	—	—	81
386	3,20	363	39	70	—	143	5,00	143	—	—	80
361	3,25	352	38	69	—	140	5,05	140	—	—	79
344	3,30	341	36	68	—	138	5,10	137	—	—	78
334	3,35	331	35	67	—	134	5,15	134	—	—	77
320	3,40	321	33	67	—	131	5,20	131	—	—	76
311	3,45	311	32	66	—	129	5,25	128	—	—	75
303	3,50	302	31	66	—	127	5,30	126	—	—	74
292	3,55	293	30	65	—	123	5,35	123	—	—	73
285	3,60	285	29	65	—	121	5,40	121	—	—	72
278	3,65	277	28	64	—	118	5,45	118	—	—	71
270	3,70	269	27	64	—	116	5,50	116	—	—	70
261	3,75	262	26	63	—	115	5,55	114	—	—	68
255	3,80	255	25	63	—	113	5,60	111	—	—	67
249	3,85	248	24	62	102	110	5,65	110	—	—	66
240	3,90	241	23	62	101	109	5,70	109	—	—	65
235	3,95	235	21	61	—	108	5,75	107	—	—	64

Выбор нагрузки и индентора для испытаний

Материалы	Вид индентора	$P_0$ , Н	$P_1$ , Н	$P$ , Н	Шкала	Обозначение твердости	Предел измерений
Твердые материалы (сплавы)	Алмазный конус	100	500	600	А	HRA	70–85
Мягкая сталь, цветные металлы	Стальной шарик	100	900	1000	В	HRB	25–100
Термообработанные стали	Алмазный конус	100	1400	1500	С	HRC	20–67

Число твердости по Роквеллу – число отвлеченное и выражается в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению индентора на 0,002 мм. Число твердости по Роквеллу HR определяется по формулам: при измерении по шкале В HRB = 130 –  $e$ , при измерении по шкале С HRC = 100 –  $e$  и А HRA = 100 –  $e$ .

Величина  $e$  рассчитывается по следующей формуле:

$$e = \frac{h - h_0}{0,002},$$

где  $h$  – глубина внедрения индентора в испытуемый материал под действием общей нагрузки  $P$ , измеренная после снятия основной нагрузки  $P_1$  с оставлением предварительной нагрузки  $P_0$ ;  $h_0$  под действием предварительной нагрузки  $P_0$  (рис. 9.4).

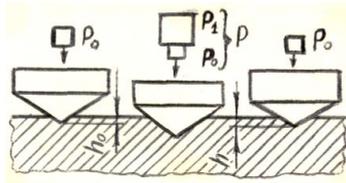


Рис. 9.4. Схема определения твердости вдавливанием алмазного конуса на приборе Роквелла

Метод Роквелла имеет широкое применение, так как дает возможность испытывать мягкие, твердые, а также тонкие материалы. Отпечатки от конуса или шарика очень малы, что позволяет испы-

тывать готовые детали без их порчи; испытание легко выполняется и занимает мало времени; число твердости читается прямо по шкале.

Значения твердости по Роквеллу могут быть переведены в значения твердости по Бринеллю и наоборот. С этой целью используют специальные таблицы (табл. 9.2).

*Прибор Роквелла* (рис. 9.5) состоит из станины 1, в верхней передней части которой расположен шпиндель 2, в который с помощью винта закрепляется индентор 3. Стол 4 служит для установки на нем испытуемого образца 5. При вращении по часовой стрелке маховика 6 приводится во вращение винт 7, который, перемещаясь вверх, перемещает стол 4 и образец 5, подводя его к индентору 3. При дальнейшем вращении маховика 6 индентор 3 (шарик или алмазный конус) начинает внедряться в исследуемый образец 5, а маленькая и большая стрелки поворачиваются по шкале индикатора 8. Маховик вращают до тех пор, пока малая стрелка на циферблате индикатора 8 не совпадет с красной точкой (или рисккой). Это свидетельствует о том, что создана предварительная нагрузка  $P = 100 \text{ Н}$ .

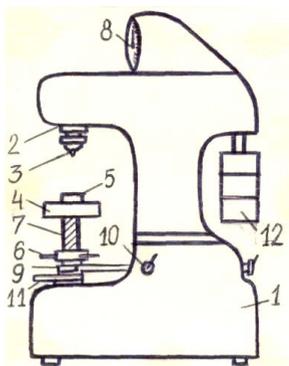


Рис. 9.5. Схема прибора Роквелла

Установку шкалы индикатора 8 на нуль производят вращением полукольца 9. Циферблат индикатора 8 имеет две шкалы: черную (С и А совмещены) и красную (В). В исходном состоянии большая стрелка индикатора должна совпадать с нулевым делением шкалы С.

Приведение в действие основной нагрузки осуществляется путем поворота тумблера 10 (включается электродвигатель) и нажатием клавиши 11 (приводится в действие кулачковый механизм привода электродвигателя). При этом подвеска с грузами 12 опускается и этим обеспечивается действие основной нагрузки. Создается общая нагрузка (предварительная + основная). Под действием основной нагрузки алмазный конус или шарик еще глубже проникает в испытуемый образец, при этом большая стрелка индикатора 8 поворачивается против часовой стрелки. После окончания вдавлива-

ния основная нагрузка автоматически снимается и остается только предварительная нагрузка. Большая стрелка индикатора 8 при этом перемещается по часовой стрелке и указывает на соответствующей шкале индикатора число твердости по Роквеллу. После испытания вращением маховика 6 против часовой стрелки стол 4 опускают и образец 5 освобождают от действия предварительной нагрузки.

*Подготовка образца к исследованию.* Испытуемая поверхность образца не должна иметь таких дефектов, как окалина, забоины, грязь, различные покрытия. Все дефекты должны быть удалены наждачным кругом, напильником или наждачной бумагой. При обработке поверхность образца не должна нагреваться выше 100–150 °С.

### ***Подготовка прибора Роквелла к работе и проведение испытания***

1. Закрепить оправку с алмазным конусом или шариком и установить необходимую нагрузку.
2. Установить испытуемый образец 5 на стол 4 прибора.
3. Вращением маховика 6 по часовой стрелке стол осторожно поднимать до тех пор, пока малая стрелка индикатора не встанет против красной точки (или риски) на шкале индикатора 8.
4. Вращением полукольца 9 установить нуль шкалы С (черного цвета) против конца большой стрелки индикатора.
5. Включить тумблер 10.
6. Плавным нажатием руки на клавишу 11 включить в работу привод механизма нагружения.
7. После окончания цикла нагружения произвести отсчет по шкале индикатора.
8. Вращением маховика 6 против часовой стрелки опустить стол, образец передвинуть и повторить испытание в другом месте образца. На каждом образце должно быть проведено не менее трех испытаний. Расстояние центра отпечатка от края образца или от центра другого отпечатка должно быть не менее 3 мм.
9. Выключить тумблер 10.

### **Задание**

1. Изучить схемы и устройство прессы Бринелля и прибора Роквелла, выбрать индентор и нагрузки, подготовить образцы и приборы к работе.

2. Определить твердость по Бринеллю мягкой стали или цветных сплавов и твердость по Роквеллу термообработанной стали. Результаты испытаний оформить в виде протокола (табл. 9.4 и 9.5).

3. Выбрать материал и провести испытания на твердость данного материала по методам Бринелля и Роквелла. Сравнить полученные результаты с таблицей перевода значений твердости (табл. 9.2).

4. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–3.

Таблица 9.4

Протокол испытания на твердость по Бринеллю

№ п/п	Материал	D, мм	Р, Н	Диаметр отпечатка, мм			Твердость, НВ				Твердость по Роквеллу (перевод)
				1	2	3	1	2	3	НВ <sub>ср</sub>	

Таблица 9.5

Протокол испытания на твердость по Роквеллу

№ п/п	Материал	Шкала	Твердость, НР				Твердость по Бринеллю (перевод)
			1	2	3	среднее	

**Контрольные вопросы**

1. Что понимают под твердостью материала при определении ее методом вдавливания?
2. От чего зависит выбор диаметра шарика индентора и нагрузки при испытании на твердость по Бринеллю?
3. Для каких материалов применим метод измерения твердости по Бринеллю и почему?
4. Какие инденторы и нагрузки используют при испытании материала по Роквеллу? Для испытания каких материалов они предназначены?
5. Как устанавливается предварительная нагрузка в приборе Роквелла? По какимшкалам определяется твердость по Роквеллу, как она обозначается?
6. Возможен ли перевод твердости по Роквеллу в твердость по Бринеллю и наоборот?

## Лабораторная работа 10

### ИСПЫТАНИЕ ОБРАЗЦОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ

#### Цели работы

1. Освоить методику испытания образцов на растяжение.
2. Научиться анализировать диаграмму растяжения.
3. Научиться определять характеристики прочности и пластичности материалов.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Установка для растяжения образцов с записью диаграммы растяжения.
2. Образцы из стали на растяжение.
3. Штангенциркуль, линейка.

#### Краткие теоретические сведения

*Испытания на растяжение и характерные точки диаграммы растяжения.* В большинстве случаев металлические материалы в конструкциях работают под статическими нагрузками. Поэтому статические испытания широко распространены и проводятся с использованием разных схем напряженного состояния в образце. К основным разновидностям статических испытаний относятся испытания на растяжение, сжатие, изгиб и кручение.

Испытания на одноосное растяжение – наиболее распространенный вид испытаний для оценки механических свойств металлов. Методы испытания на растяжение стандартизированы. Помимо основной рабочей части большинство образцов (рис. 10.1) имеют головки различной конфигурации для крепления в захватах.

Механические свойства при растяжении могут быть разделены на две группы: прочностные и пластические.

*Прочностные свойства* – это характеристики сопротивления материала образца деформации или разрушению. Большинство стандартных прочностных характеристик рассчитывают по положению определенных точек на диаграмме растяжения в виде условных рас-

тягивающих напряжений. На практике механические свойства определяют по первичным кривым растяжения в координатах «нагрузка – абсолютное удлинение», которые автоматически записываются на диаграммной ленте испытательной машины.

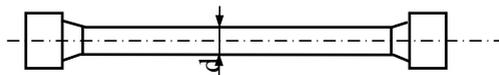


Рис. 10.1. Схема и общий вид образцов для испытаний на растяжение

*Пластические свойства* – определяются в результате сравнения размеров образцов до деформирования и после разрушения.

Для поликристаллов различных металлов все многообразие кривых растяжения можно свести к трем типам (рис. 10.2).

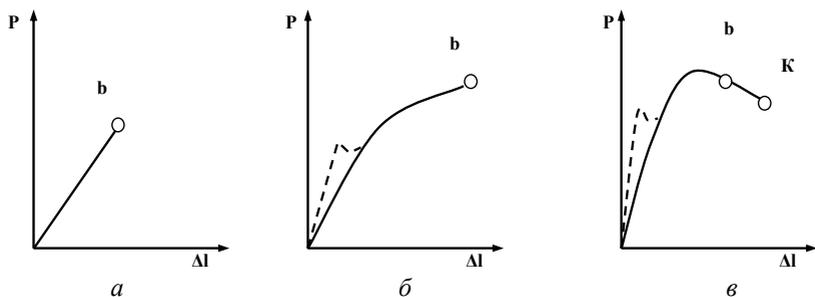


Рис. 10.2. Разновидности первичных диаграмм растяжения:  
*a* – хрупкое разрушение; *б* – разрушение после равномерной деформации;  
*в* – разрушение после образования шейки

В зависимости от типа диаграммы меняется набор характеристик, которые по ней можно рассчитать, а также их физический смысл. На рис. 10.3 нанесены характерные точки, по ординатам которых рассчитывают прочностные характеристики ( $\sigma_i = P_i / F_0$ ).

Как видно, на диаграммах других двух типов могут быть нанесены не все эти точки.

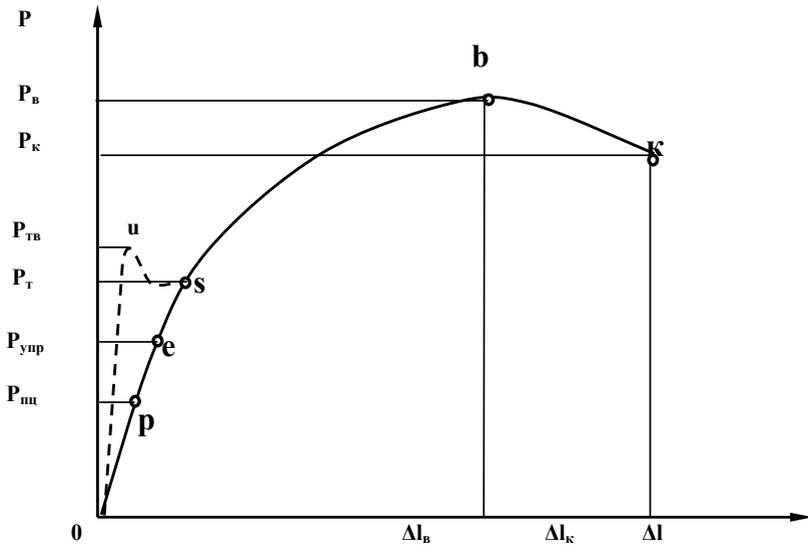


Рис. 10.3. Обобщенная диаграмма растяжения

*Пределом пропорциональности* называется наибольшее напряжение, до которого деформация прямо пропорциональна нагрузке:

$$\sigma_{пц} = \frac{P_{пц}}{F_0},$$

где  $P_{пц}$  – нагрузка, соответствующая линейному участку машинной диаграммы;  $F_0$  – исходная площадь поперечного сечения образца.

*Пределом упругости* называется напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,05 % (иногда 0,005 %) от расчетной длины образца:

$$\sigma_{упр} = \frac{P_{упр}}{F_0},$$

где  $P_{упр}$  – нагрузка, соответствующая точке  $p$ , находящейся в непосредственной близости от точки  $e$  (рис. 10.3).

*Физическим пределом текучести* называется напряжение, при котором образец деформируется без заметного увеличения нагрузки:

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0},$$

где  $P_T$  – нагрузка, соответствующая горизонтальному участку диаграммы напряжения.

*Условным пределом текучести* называется напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,2 % от расчетной длины образца:

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}.$$

*Пределом прочности* называется отношение максимальной за время испытания нагрузки ( $P_B$ ) к первоначальной площади поперечного сечения образца ( $F_0$ ):

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0}.$$

*Условным сопротивлением разрыву* называется отношение нагрузки в момент разрушения  $P_K$  к первоначальной площади поперечного сечения образца:

$$\sigma_K = \frac{P_K}{F_0}.$$

Кроме условного сопротивления разрыву существует *истинное сопротивление разрыву*, которое определяется отношением нагрузки в момент разрушения к площади поперечного сечения в шейке образца после разрыва  $F_K$ :

$$\sigma_K = \frac{P_K}{F_K}.$$

Единицей измерения прочности свойств в системе СИ является МПа = МН/м<sup>2</sup>, в технической системе единиц – кг/мм<sup>2</sup>.

*Относительным удлинением* образца называется отношение приращения расчетной длины образца после разрыва ( $I_K$ ) к первоначальной расчетной длине ( $I_0$ ), выраженное в процентах:

$$\delta = \frac{I_K - I_0}{I_0} \cdot 100 \% .$$

*Относительным сужением* образца называется отношение уменьшения площади поперечного сечения образца к первоначальной площади, выраженное в процентах:

$$\Psi = \frac{F_0 - F_K}{F_0} \cdot 100\%,$$

где  $F_0, F_K$  – площадь поперечного сечения образца до и после разрыва соответственно.

Поскольку для реальных поликристаллических материалов определение  $\sigma_{\text{пл}}$  и  $\sigma_{\text{упр}}$  представляет значительные методические трудности из-за очень малых деформаций, соответствующих этим характеристикам, на практике ограничиваются измерением условного и физического пределов текучести, предела прочности и сопротивления разрыву.

**Закон Гука и константы упругих свойств.** Стадию упругой деформации образцы проходят при всех без исключения видах механических испытаний.

Поведение металлов при упругой деформации описывается законом Гука, который определяет прямую пропорциональность между напряжением и упругой деформацией. На рис. 10.4 показаны начальные (упругие) участки кривых «напряжение – деформация» при одноосном растяжении, кручении и гидростатическом сжатии.

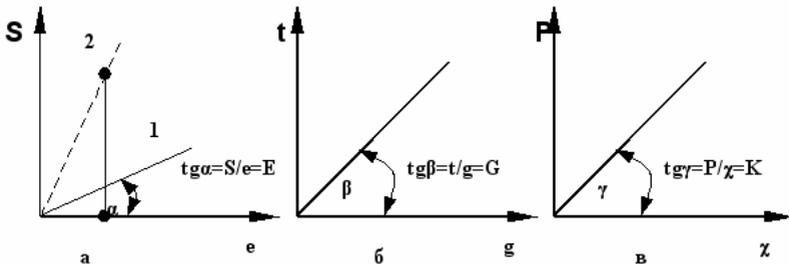


Рис. 10.4. Упругие участки кривых «напряжение – деформация»: а – одноосное растяжение; б – кручение; в – гидростатическое сжатие

Наклон каждой из этих трех кривых, т. е. коэффициент пропорциональности, связывающий напряжения и деформацию, характеризует модуль упругости:

$$E = S/e; \quad G = t/g; \quad K = P/\chi.$$

Модуль  $E$ , определяемый при растяжении, называется модулем нормальной упругости или модулем Юнга.

*Модуль  $G$*  – модуль сдвига (касательной упругости).

*K-модуль* объемной упругости ( $P$  – гидростатическое давление,  $\chi$  – уменьшение объема). Модули упругости определяют жесткость материала, т. е. интенсивность увеличения напряжения по мере упругой деформации.

Механизм упругой деформации металлов состоит в обратимых смещениях атомов из положения равновесия в кристаллической решетке. Чем больше величина смещения каждого атома, тем больше упругая макродеформация всего образца. Величина этой упругой деформации металлов не может быть большой (относительное удлинение в упругой области обычно меньше одного процента), так как атомы кристаллической решетки способны упруго смещаться лишь на небольшую долю межатомного расстояния. Физический смысл модулей упругости как раз и состоит в том, что они характеризуют сопротивляемость металлов упругой деформации, т. е. смещению атомов из положений равновесия в решетке. Если сравнивать два металла, например, с разными  $e$  (рис. 10.4, *a*, прямые 1, 2), то для одинакового смещения атомов (равной упругой деформации) при большем  $e$  потребуются большее напряжение (прямая 2). При сложных схемах напряженного состояния деформация может не совпадать по направлению с напряжением. Для изотропного тела закон Гука, устанавливающий линейную связь между напряжениями и деформациями в любых направлениях:

$$e_x = 1/E [S_x - \nu (S_y + S_z)];$$

$$e_y = 1/E [S_y - \nu (S_x + S_z)];$$

$$e_z = 1/E [S_z - \nu (S_x + S_y)];$$

$$g_{xy} = t_{xy}/G;$$

$$g_{xz} = t_{xz}/G;$$

$$g_{yz} = t_{yz}/G,$$

где  $\nu$  – коэффициент Пуассона при одноосном растяжении (сжатии), характеризующий отношение поперечной относительной деформации к продольной.

Коэффициент Пуассона  $\nu$  – четвертая важнейшая константа упругих свойств после модулей упругости. Эти четыре константы связаны между собой:

$$E = 2G(1 + \nu);$$

$$E = 3K(1 - 2 \cdot \nu).$$

Зная две из них, можно рассчитать остальные.

Обобщенный закон Гука записывается относительно просто для изотропного тела. Металлы имеют кристаллическую структуру и являются телами анизотропными. Чем меньше расстояние между соседними атомами, тем больше в данном направлении должен быть модуль упругости. Для анизотропного тела закон Гука существенно усложняется: он отражает прямую пропорциональность между каждым компонентом тензора деформации и всеми шестью независимыми компонентами тензора напряжений.

Модули упругости являются важнейшими характеристиками прочности межатомной связи. Их величина зависит от всех факторов, определяющих силы межатомного взаимодействия. С повышением температуры модули упругости снижаются. При легировании металлов элементами, образующими твердые растворы, модули упругости меняются линейно, причем могут увеличиваться и уменьшаться.

### **Задание**

1. Определить механические характеристики прочности материала по диаграмме «напряжение – деформация».
2. Определить механические характеристики пластичности материала по результатам измерения размеров образцов до деформирования и после разрушения.
3. Установить модуль упругости материала по диаграмме «напряжение – деформация».

### **Порядок выполнения работы**

1. Получить у преподавателя образец, указать его материал и вид термической обработки в протоколе.

2. Измерить размеры поперечного сечения рабочей части: диаметр  $d_0$  (для цилиндрического образца) или ширину  $a_0$  и толщину  $b_0$  (для плоского образца). Измерения следует производить не менее чем в трех местах рабочей части образца (в середине и по краям). Из трех измерений выбрать наименьшие размеры, по которым вы-

числить площадь поперечного сечения  $F_0$ . Результаты измерений и расчета занести в протокол испытаний № 1 (табл. 10.1).

3. Отметить на поверхности образца начальную расчетную длину  $l_0$ , ограничив ее метками с помощью карандаша или чернил или неглубокими рисками (только для пластичных материалов). Занести значение  $l_0$  в протокол.

4. Поместить образец в захваты испытательной машины, на рабочую часть образца установить экстензометр.

5. Задать значение скорости перемещения подвижной траверсы и записать его в протокол. Включить двигатель испытательной машины и растягивать образец до разрыва. Записать диаграмму растяжения «нагрузка (P) – деформация (e).

6. После разрыва образца остановить машину, снять экстензометр и вынуть части образца из захватов.

#### *Определение пластических свойств материала*

1. Измерить поперечные размеры образцов в месте разрыва. Для цилиндрического образца установить минимальный диаметр шейки  $d_k$  в двух взаимоперпендикулярных направлениях и занести среднее арифметическое значение в протокол. Для плоского образца измерить в месте разрыва наибольшую ширину образца  $a_k$  и наименьшую толщину в средней части  $b_k$  (рис. 10.5) и занести значения размеров в протокол.

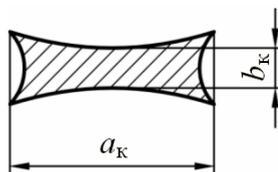


Рис. 10.5. Сечение плоского образца после растяжения

2. По измеренным поперечным размерам образца в месте разрыва вычислить площадь сечения в шейке  $F_k$  и занести в протокол.

3. Определить величину расчетной длины образца после разрыва  $l_k$ . Для этого плотно сложить части разрушенного образца по шейке так, чтобы их оси образовали прямую линию. Измерить штангенциркулем расстояние между метками, ограничивающими расчетную длину. Результат измерения занести в протокол испытаний № 1 (табл. 10.1).

4. По результатам измерения образцов до и после испытания определить относительное удлинение ( $\delta$ ) и относительное сужение

( $\Psi$ ) образцов. Результаты расчета занести в протокол испытаний № 2 (табл. 10.2).

Таблица 10.1

Протокол испытаний № 1

Материал	Термическая обработка	$d_0 (a_0, b_0)$ , м	$F_0$ , М <sup>2</sup>	$l_0$ , мм	$V_{пер.}$ , мм/мин	$P$ , н	$e$ , %	$d_k (a_k, b_k)$ , м	$F_k$ , М <sup>2</sup>	$l_k$ , мм

Таблица 10.2

Протокол испытаний № 2

Материал	Термическая обработка	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$\sigma_{пц}$ , МПа	$\sigma_t (\sigma_{0,2})$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$E$ , ГПа

**Определение механических характеристик прочностных и упругих свойств материала**

Построить диаграмму растяжения в координатах «напряжение ( $\sigma$ ) – деформация ( $\epsilon$ )».

1. *Определить величину предела пропорциональности ( $\sigma_{пц}$ )*. Провести прямую ОА, совпадающую с прямолинейным участком кривой растяжения (рис. 10.6). Первоначальным криволинейным участком при этом необходимо пренебречь. Через точку О пересечения прямой ОА с осью  $\epsilon$  провести ось координат О $\sigma$ . Затем на произвольной высоте, но в пределах участка упругости, провести прямую ВС, параллельную оси абсцисс. На прямой ВС отложить отрезок DE, равный половине отрезка DF. Через точку Е и начало координат провести прямую ОМ. Предел пропорциональности  $\sigma_{пц}$  определить как напряжение, соответствующее точке касания к кривой растяжения прямой НJ, проведенной параллельно прямой ОМ. Результаты расчета занести в протокол испытаний № 2 (табл. 10.2).

2. *Определить предел текучести материала*. Если на диаграмме растяжения присутствует площадка текучести (рис. 10.6), то найти физический предел текучести  $\sigma_t$  – наименьшее напряжение на площадке текучести.

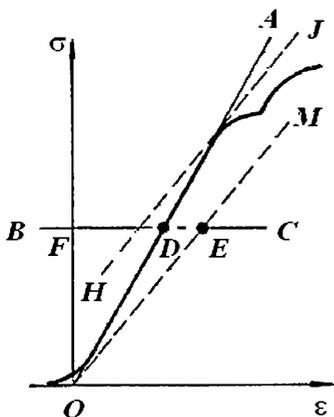


Рис. 10.6. Определение величины предела пропорциональности

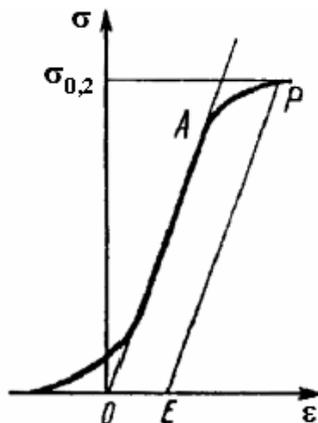


Рис. 10.7. Определение величины условного предела текучести

При отсутствии площадки текучести (рис. 10.7) определить условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ . Для этого из начала координат  $O$  по оси деформации отложить отрезок  $OE$ , соответствующий величине деформации 0,2 %. Из точки  $E$  провести прямую  $EP$ , параллельную  $OA$ . Точка пересечения прямой  $EP$  с диаграммой соответствует напряжению условного предела текучести. Результаты расчета занести в протокол испытаний № 2 (табл. 10.2).

3. *Определить предел прочности  $\sigma_b$  материала как наибольшее условное напряжение, которое выдерживает образец. Результаты расчета занести в протокол испытаний № 2 (табл. 10.2).*

4. *Определить модуль Юнга ( $E = \sigma/\epsilon$ ) как тангенс угла наклона участка упругости на диаграмме к оси деформации.*

### Контрольные вопросы

1. Какие характерные области имеют диаграммы растяжения?
2. В чем заключается разница между условной и истинной диаграммой растяжения?
3. Какими характеристиками оценивается прочность материала? Как они определяются?
4. В чем заключается разница между физическим и условным пределом текучести?

5. В чем заключается разница между пределом прочности и истинным сопротивлением разрыву?
6. Какими характеристиками оценивается пластичность материала? Как они определяются?
7. Каков смысл наклонной прямой, используемой при определении  $\sigma_{0,02}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ?
8. Что такое модуль Юнга? На чем основан статический метод определения модуля Юнга?
9. Какая механическая характеристика определяет начало развитой пластической деформации?

## Лабораторная работа 11

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛА

#### Цели работы

1. Приобрести навыки определения ударной вязкости материала при испытании образцов на ударный изгиб.
2. Определить нижнюю и верхнюю критические температуры хрупкости углеродистой стали.
3. Исследовать влияние отпускной хрупкости на ударную вязкость легированной стали.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Маятниковый копер.
2. Образцы для ударных испытаний из углеродистой и легированной стали.
3. Штангенциркуль.
4. Печь для нагрева образцов и камера для их охлаждения.

#### Краткие теоретические сведения

Среди многочисленных методов ударных испытаний наиболее широкое практическое применение нашел метод испытания на ударный изгиб с измерением величины ударной вязкости. Эта характеристика механических свойств играет огромную роль при оценке служебных свойств конструкционных, а также инструментальных сталей.

В процессе эксплуатации деталей могут возникнуть внешние факторы, под воздействием которых материал становится хрупким:

- увеличение скорости деформирования (возникновение ударных нагрузок);
- понижение температуры;
- возникновение двухосного и трехосного напряженных состояний;
- образование концентраторов напряжений – надрезов, трещин и т. д.

Склонность стали к хрупкому разрушению возрастает также при повышенном содержании фосфора, концентрирующегося по границам зерен, при крупнозернистой структуре, при наличии карбидов по границам зерен, полосчатости, т. е. под влиянием целого ряда внутренних структурных факторов.

Определение ударной вязкости при динамических испытаниях на ударный изгиб является основным практическим методом оценки склонности стали к хрупкому разрушению.

Испытание на ударный изгиб основано на разрушении образца с концентратором напряжений посередине одним ударом маятничкового копра. Концы образца располагают на опорах (рис. 11.1). В результате испытания определяют полную работу, затраченную при ударе, и рассчитывают ударную вязкость. Роль концентратора сводится к следующему. При испытаниях стальных образцов на ударный изгиб напряжения и деформации локализуются в ограниченном объеме металла вокруг надреза. Именно здесь поглощается практически вся работа удара. Чем глубже и острее надрез и больше ширина сечения образца, тем больше величина продольных и поперечных нормальных напряжений в районе вершины надреза и тем меньше работа удара. ГОСТ 9454–78 предполагает три вида (формы) концентраторов: *U*-образный с радиусом в вершине  $R = 1$  мм, *V*-образный с  $R = 0,25$  мм и *T*-образный с усталостной трещиной. В соответствии с этим при записи ударной вязкости (*KC*) в ее обозначение вводится третья буква, указывающая вид надреза, – *KCU*, *KCV*, *KCT*.

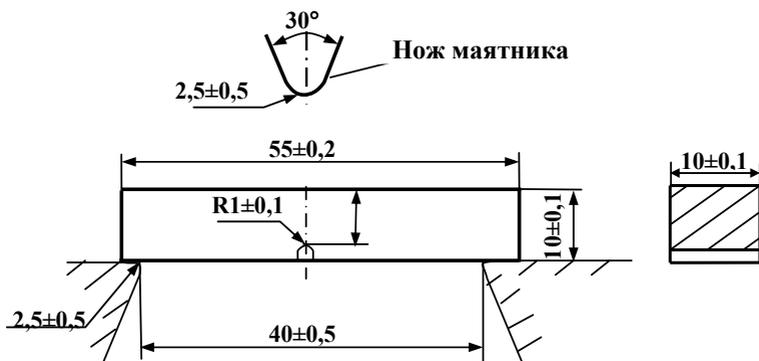


Рис. 11.1. Форма и размеры образца для испытаний на ударную вязкость

Испытания образцов на ударный изгиб проводятся на маятниковых копрах типа МК (например, МК-30). Разрушение осуществляется маятником, свободно качающимся на горизонтальной оси, укрепленной в шарикоподшипниках на стойках копра. Образец устанавливают на нижних опорах копра симметрично относительно опор и так, чтобы надрез был обращен в сторону, противоположную направлению удара (рис. 11.2).

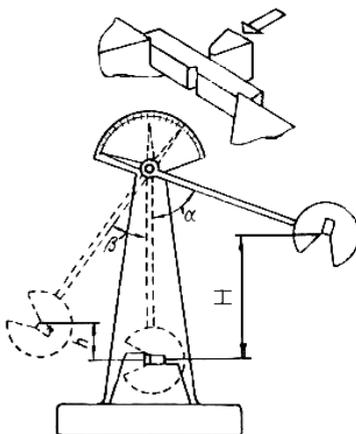


Рис. 11.2. Схема ударного изгиба на маятниковом копре

При динамических испытаниях не соблюдается принцип подобия, поэтому они жестко унифицированы как по параметрам образцов, так и по условиям проведения экспериментов. Их проводят на маятниковых копрах (рис. 11.2) с использованием стандартных образцов. Копер состоит из тяжелого маятника, свободно качающегося на его оси, и специального шаблона, обеспечивающего установку надреза строго в середине пролета ножа маятника между опорами. При этом удар маятника производится со стороны, противоположной надрезу.

Величина  $K_{CU}$  характеризует ударную вязкость материала при отсутствии ярко выраженного концентратора напряжения. Величина  $K_{CV}$  характеризует ударную вязкость материала при наличии концентратора напряжения. Данный параметр используют, например, при оценке пригодности материалов для сосудов давления, трубопроводов и других конструкций повышенной надежности.

Известно, что работа разрушения ( $K$ ) состоит из работы зарождения трещины ( $K_z$ ) и работы распространения трещины ( $K_p$ ). Величина  $K_{CT}$  характеризует работу распространения трещины при ударном изгибе и оценивает способность материала тормозить начавшееся разрушение. Он учитывается при выборе металлов и сплавов для конструкций особо ответственного назначения (летательные аппараты, роторы турбин и т. п.).

Разрушение образца осуществляется за счет потенциальной энергии падающего маятника при отключении его из положения равновесия на угол  $\alpha$  или высоту  $H$  (рис. 11.4). Общий запас энергии расходуется на изгиб и разрушение образца, а также последующий взлет маятника на высоту  $h$ , соответствующую углу отклонения  $\beta$ . Величина работы, затраченная на разрушение образца  $K$ , определяется из разности энергии маятника в положении его до и после удара:

$$K = P \cdot (H - h),$$

где  $P$  – вес маятника (н);  $H$  – первоначальная высота подъема маятника (м);  $h$  – высота взлета маятника после удара (м).

Если длина маятника  $L$ , то

$$h = L \cdot (1 - \cos\beta), \quad H = L \cdot (1 - \cos\alpha).$$

Отсюда

$$K = P \cdot L \cdot (\cos\beta - \cos\alpha),$$

где  $P$  и  $L$  для данного копра – величины постоянные.

Углы  $\alpha$  и  $\beta$  определяются по шкале прибора, однако на практике для каждого угла  $\beta$  величина работы определяется по специальным таблицам или шкала копра может быть проградуирована в единицах работы, если угол подъема маятника  $\alpha$  фиксирован. Обычно он равен  $150^\circ$ .

Зная полную работу разрушения образца  $K$ , можно рассчитать основную характеристику динамических испытаний – ударную вязкость  $KCU$ ,  $KCV$  или  $KCT$ . Ударная вязкость – это работа, израсходованная на ударный излом образца, отнесенная к площади его поперечного сечения в месте надреза:

$$KCU = \frac{K}{F} \left( \text{МДж/м}^2 \right),$$

где  $F$  – площадь сечения в месте надреза,  $\text{м}^2$ .

Испытания на ударную вязкость проводятся для оценки надежности и работоспособности материалов в условиях динамического нагружения и их склонности к хрупкому разрушению, которые, в свою очередь, зависят от скорости изменения нагрузки и «мягкости» напряженного состояния. Поскольку ударная вязкость является интегральной характеристикой материала, зависящей одновремен-

но от прочности и пластичности, она более резко реагирует на изменения структурного состояния материалов, чем другие свойства, что особенно ярко проявляется при пониженных температурах.

**Определение критических температур хрупкости. Хладноломкость металлов.** Явление хладноломкости заключается в переходе металлов при понижении температуры из пластического состояния в хрупкое. Охрупчивание материалов связано с достижением критической температуры хрупкости (порога хладноломкости). К хладноломким относятся прежде всего материалы с ОЦК-решеткой. Материалы с ГЦК-решеткой не проявляют ярко выраженных признаков хладноломкости.

На практике подавляющее большинство материалов с ОЦК-решеткой теряют пластические свойства в интервале температур, называемом интервалом вязко-хрупкого перехода. Это проявляется в увеличении доли хрупкой составляющей на поверхности вязко-хрупких изломов при понижении температуры испытания. Поэтому вводят понятие верхней ( $T_{\text{хр}}^{\text{в}}$ ) и нижней ( $T_{\text{хр}}^{\text{н}}$ ) критических температур хрупкости. При этом  $T_{\text{хр}}^{\text{в}}$  характеризует начало охрупчивания материала при понижении температуры, а  $T_{\text{хр}}^{\text{н}}$  — переход материала в хрупкое состояние.

Среди известных методов оценки критических температур хрупкости материалов можно выделить две основные группы.

К первой группе относятся методы, основанные на изучении температурной зависимости механических характеристик исследуемых материалов при динамическом нагружении. Основоположниками данного метода можно считать Людвига и Иоффе. Давиденков предложил для определения критических температур хрупкости использовать температурную зависимость ударной вязкости стандартных образцов. Данная кривая в интервале вязко-хрупкого перехода имеет S-образный характер и позволяет определять как нижнюю ( $T_{\text{хр}}^{\text{н}}$ ), так и верхнюю ( $T_{\text{хр}}^{\text{в}}$ ) критические температуры хрупкости (рис. 11.3, а). В настоящее время это самый распространенный метод, применяемый для текущего контроля качества плавки стали.

Ко второй группе относятся фрактографические методы определения критической температуры хрупкости металлических материалов, основанные на макро- и микрофрактографическом анали-

зе изломов. Фрактографические методы основаны на определении доли вязкой составляющей ( $B$ ) в изломе (рис. 11.3, б) или длины стабильной вязкой зоны  $l_c$  (рис. 11.4) в очаге разрушения (рис. 11.3, в). При макрофрактографическом анализе под вязкой составляющей в изломе понимают участки поверхности разрушения, характеризующиеся при визуальном наблюдении волокнистым строением, а при микрофрактографическом исследовании — ямочным микрорельефом. Поэтому данные методы определения критических температур хрупкости применимы как для сосредоточенных, так и рассредоточенных изломов (рис. 3.4).

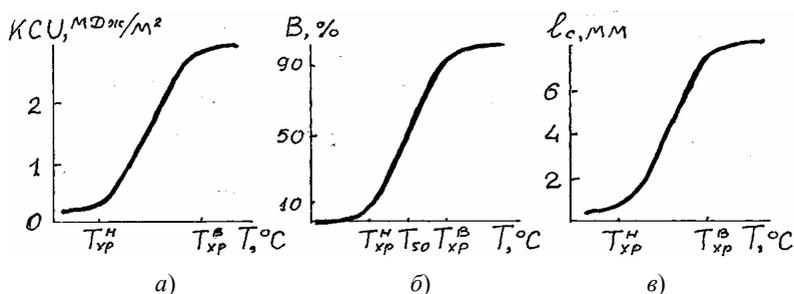


Рис. 11.3. Температурные зависимости ударной вязкости (КСУ) (а), вязкой составляющей в изломе ( $B$ ) (б) и длины вязкой зоны ( $l_c$ ) (в)

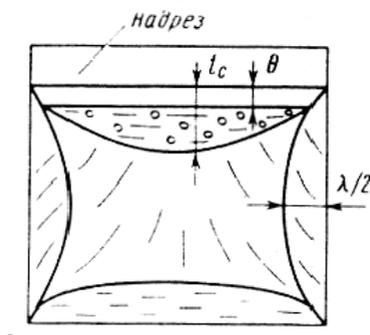


Рис. 11.4. Схема строения излома, полученного при ударном нагружении:  
 $\theta$  — зона вытягивания;  $l_c$  — вязкая зона стабильного роста трещины;  
 $\lambda$  — губы среза

Основным преимуществом фрактографических методов является то, что они позволяют оценивать критическую температуру хрупкости материала не только в образцах, но и в конструкциях при реальных условиях их эксплуатации. Поэтому данные методы получили широкое распространение в практике диагностики разрушения.

**Влияние отпускной хрупкости на ударную вязкость стали.** Охрупчивание стали при некоторых условиях отпуска называется *отпускной хрупкостью*. Понижение ударной вязкости при этом вызвано повышением температуры перехода в хрупкое состояние. Наблюдаются два вида отпускной хрупкости. Отпускная хрупкость первого рода (необратимая) и отпускная хрупкость второго рода (обратимая), определяемые путем испытаний на ударный изгиб при комнатной температуре.

Ударная вязкость в зависимости от температуры отпуска меняется немонотонно (рис. 11.5).

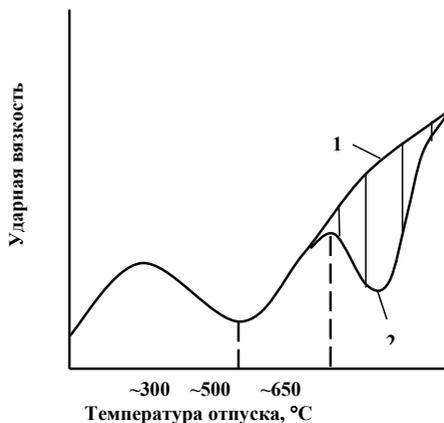


Рис. 11.5. Схема зависимости ударной вязкости стали от температуры отпуска: 1 — быстрое охлаждение; 2 — медленное охлаждение

Сталь, отпущенная в интервале температур порядка 300–350 °C, имеет минимальную ударную вязкость. Отпускная хрупкость первого рода проявляется у большинства сталей независимо от их состава и скорости охлаждения. Считают, что это явление обусловлено воз-

никновением объемно-напряженного состояния, получающегося при неоднородном распаде мартенсита. Распад происходит наиболее полно по границам зерен, в результате чего появляется резкое различие между прочностью пограничных слоев и телом самого зерна. Кроме того, образовавшиеся частицы карбидов не успевают приобрести зернистое строение, и большинство карбидов еще имеют пластинчатую форму. В данном интервале температур происходит также превращение аустенита остаточного в мартенсит отпуска, в результате наблюдается потеря вязкой составляющей — аустенита и увеличение хрупкой составляющей — мартенсита. Сталь в состоянии необратимой отпускной хрупкости имеет блестящий межкристаллитный излом.

Хрупкость первого рода устраняется нагревом стали выше 400 °С, снижающим твердость.

Хрупкость второго рода наблюдается в сталях, легированных карбидообразующими элементами, при охлаждении в печи или на воздухе после отпуска в интервале температур 500–550 °С или при слишком длительной выдержке в этом температурном интервале.

В стали в состоянии отпускной хрупкости второго рода уменьшается работа зарождения и особенно распространения трещины.

При быстром охлаждении в воде этот вид хрупкости не возникает, излом стали — волокнистый, характерный для вязкого состояния. После медленного охлаждения с температуры 500–650 °С сталь имеет хрупкий кристаллический излом. Хрупкость второго рода можно устранить повторным отпуском при 600–650 °С с последующим быстрым охлаждением.

Хрупкость второго рода часто встречается в сталях, легированных Mn, Si, Cr и содержащих повышенное количество P и As или при одновременном введении в сталь Cr и Ni (или Mn).

Появление отпускной хрупкости второго рода, вероятно, связано с диффузией растворенных атомов некоторых элементов и насыщением поверхностных слоев зерна этими элементами. По границам зерна происходит ускоренное образование карбидов, обогащенных легирующими элементами. Мелкодисперсные вторичные фазы легирующих элементов, располагаясь по границам зерен, охрупчивают их. Как следствие, приграничные слои обедня-

ются карбидообразующими элементами, куда начинает диффундировать фосфор, который значительно снижает работу образования межзеренных трещин, вызывающих развитие отпускной хрупкости. Ускоренное охлаждение после нагрева предотвращает перераспределение легирующих элементов и фосфора между объемом зерен и приграничными слоями, сохраняя их равномерную концентрацию, тем самым устраняет отпускную хрупкость второго рода.

Таким образом, испытания на ударный изгиб являются одним из наиболее чувствительных методов контроля, чутко реагирующих на небольшие изменения состояния металла. Ударные испытания – ценное, а иногда необходимое дополнение к статическим испытаниям гладких образцов, главным образом для низко- и среднеуглеродистых сталей.

### **Задание**

При выполнении настоящей работы студенты должны:

- а) освоить методику ударных испытаний и определить ударную вязкость материалов;
- б) определить критические температуры хрупкости стали;
- в) исследовать влияние отпускной хрупкости на ударную вязкость стали.

Разделы работы «б» и «в» выполняются по выбору преподавателя.

#### *Порядок выполнения работы «а»*

1. Ознакомиться с правилами техники безопасности при работе с маятниковым копром. Изучить устройство и принцип работы копра.
2. Измерить параметры образца – длину и площадь поперечного сечения в месте надреза.
3. Поднять маятник и закрепить его защелкой.
4. Установить образец на опоры шаблона надрезом в сторону, противоположную удару. Установить стрелку в нулевое положение шкалы и нажать кнопку «Пуск».
5. По шкале определить величину работы разрушения образца.
6. Рассчитать значение ударной вязкости материала. Результаты занести в табл. 11.1.

Таблица 11.1

## Результаты испытаний образцов на ударную вязкость

Материал	Размеры сечения образца		Вид надреза	F, м <sup>2</sup>	K, МДж	КС, МДж/м <sup>2</sup>
	a, м	b, м				

*Порядок выполнения работы «б»*

1. Провести ударные испытания серии образцов из углеродистой стали в интервале температур, указанном преподавателем.
2. Определить ударную вязкость для каждой температуры испытания.
3. Определить процентное содержание вязкой (волокнуистой) составляющей на поверхности изломов для каждой температуры испытания.
4. Построить график температурной зависимости ударной вязкости исследуемой стали и процентного содержания вязкой (волокнуистой) составляющей на поверхности изломов.
5. Определить нижнюю ( $T_{xp}^H$ ) и верхнюю ( $T_{xp}^B$ ) критические температуры хрупкости стали по вышеуказанным графикам (п. 4). Сравнить полученные результаты.

*Порядок выполнения работы «в»*

1. Провести ударные испытания в интервале температур отпускной хрупкости образцов из легированной стали после закалки и отпуска, проведенного при медленном и быстром охлаждении.
2. Сравнить значения ударной вязкости стали и описать полученные изломы.
3. Сделать вывод о влиянии отпускной хрупкости на ударную вязкость стали и вид изломов.

### Контрольные вопросы

1. Что такое ударная вязкость и в каких единицах она измеряется?
2. Определите физический смысл величины ударной вязкости.
3. Какие образцы используют для определения ударной вязкости?
4. В чем состоит принцип работы маятникового копра?
5. Для каких целей используют значения ударной вязкости: KCU, KCV и KCT?
6. Если определить KCV и KCT для одного материала, то какая величина будет больше? Почему?
7. Какие материалы подвергаются испытаниям на ударную вязкость?
8. Как определить нижнюю и верхнюю критические температуры хрупкости стали:
  - по результатам испытаний образцов на ударную вязкость?
  - по результатам оценки процентного содержания вязкой (волокнистой) составляющей на поверхности изломов?
  - по длине зоны стабильного роста трещины  $l_c$ ?
9. Какие факторы влияют на положение температурного порога хладноломкости в сталях?
10. Что такое «отпускная хрупкость»? Какие виды отпускной хрупкости вы знаете?

## Лабораторная работа 12

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛА

#### Цели работы

1. Ознакомиться с механизмом разрушения, изучить характеристики нагружения и усталостной прочности материалов.
2. Определить предел усталости материала по кривой усталости.
3. Ознакомиться со строением усталостных изломов, полученных при малоцикловогой и многоцикловогой усталости.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Кривые усталости материалов.
2. Комплект усталостных изломов, полученных при малоцикловогой и многоцикловогой усталости.

#### Краткие теоретические сведения

Известно, что общая долговечность образцов, деталей или элементов конструкций, работающих в условиях циклического нагружения, определяется в значительной степени периодом роста усталостной трещины, который, в зависимости от различных факторов, может изменяться в пределах 10–90 % от общей долговечности образца или детали. Нередко в конструкциях по тем или иным причинам уже имеются трещины или другие трещиноподобные дефекты. В этом случае живучесть материала конструкции будет определять скорость распространения в нем усталостной трещины.

Процесс разрушения металлических материалов при циклическом нагружении отличен от разрушения при однократных видах нагружения. Усталостное разрушение происходит при напряжениях, меньших предела прочности при статическом нагружении. Многократно приложенные циклические нагрузки приводят к постепенному накоплению локальных повреждений в металле, переходящих в субмикроскопические трещины, которые, подрастая, объединяются в макроскопическую трещину. Дальнейший рост усталостной трещины контролируется коэффициентами интенсивности напря-

жения у её вершины. По мере возрастания коэффициентов интенсивности напряжения изменяется локальное напряженное состояние материала у вершины трещины, а следовательно, и механизм усталостного разрушения. В этом проявляется один из элементов стадийности усталостного разрушения.

### *Механизмы зарождения и распространения усталостной трещины*

Зарождение усталостной трещины происходит, как правило, на поверхности или вблизи поверхности образцов или деталей, где напряжения от внешней нагрузки достигают максимальных значений. Трещины могут зародиться на совершенно гладких полированных поверхностях, однако их возникновение в значительной степени облегчается при наличии различного рода концентраторов напряжения: неровностей от механической обработки, включений, точечной коррозии, локального износа и т. д.

Под действием циклических нагрузок на гладкой поверхности образцов образуются полосы локального скольжения и обусловленные ими рельефные участки. Такие рельефные участки связаны, по-видимому, с неоднородностью структуры реальных металлов и сплавов; они проявляются в виде особого вида образований на поверхности: выступов (экструзии) и впадин (интрузии), наблюдаемых в электронном микроскопе (рис. 12.1). Полосы локального скольжения, приводящие к образованию экструзии и интрузии, формируются примерно под углом  $45^\circ$  к направлению растягивающего напряжения (рис. 12.2). Они обуславливают процесс формирования зародышевых микротрещин, которые также распространяются примерно под углом  $45^\circ$  к направлению растягивающего напряжения, как правило в пределах одного или двух зерен.



Рис. 12.1. Экструзии (выпуклости) и интрузии (впадины) в отожженном никеле.  $\times 3600$

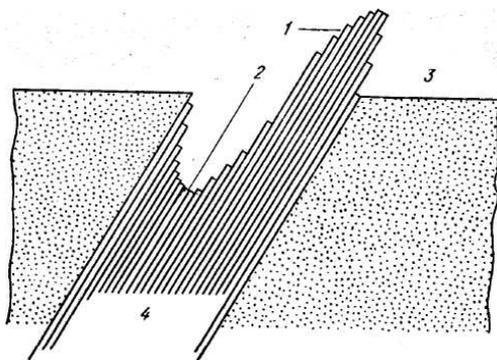


Рис. 12.2. Схема образования экструзий (1) и интрузий (2) на поверхности (3) металлических материалов, подвергнутых циклическим нагрузкам.  
4 – полосы скольжения

После образования и распространения усталостных микротрещин в области одного или двух зерен примерно под углом  $45^\circ$  к направлению растягивающего напряжения начинается стадия распространения усталостной макротрещины. На этой стадии трещина распространяется перпендикулярно к направлению приложенного напряжения.

Усталостные изломы характеризуются наличием на их поверхности усталостных зон, отражающих стадийность усталостного разрушения. В общем случае процесс развития усталостной трещины включает (рис. 12.3) стадии медленного стабильного роста трещины (зона  $l_s$ ), ускоренного нестабильного развития трещины (зона  $l_r$ ) и стадию долома (зона  $l_d$ ), разрушение в которой происходит по механизмам статического разрушения. Зона долома наступает при достижении усталостной трещиной длины критического значения  $l_f$  ( $l_f = l_s + l_r$ ) (рис. 12.3). Зону  $l_f$  называют зоной усталостного развития трещины.

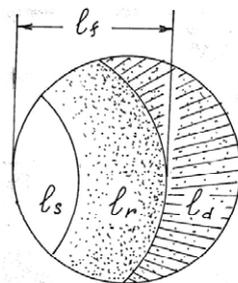


Рис. 12.3. Схема строения усталостных изломов

Количество усталостных зон и их размеры зависят прежде всего от количества циклов нагружения, которое выдержал образец или деталь до разрушения. Форма усталостных зон зависит от конфигурации детали и схемы приложенной нагрузки. Усталостный излом

обычно прямой (по крайней мере, на стадии усталостного развития трещины) с малой степенью шероховатости и почти без признаков сопутствующей разрушению макропластической деформации.

На стадии распространения за каждый цикл нагружения усталостная трещина продвигается вперед на определенное расстояние. При этом на поверхности излома, как правило, остается последовательный ряд полосок – усталостных бороздок, отражающих положение фронта трещины за каждый цикл нагружения (рис. 12.4).

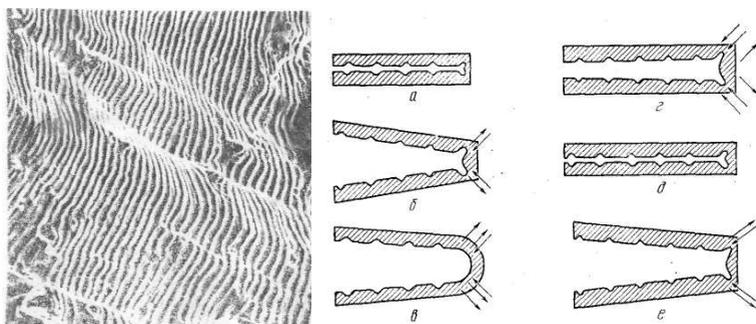


Рис. 12.4. Усталостные бороздки и механизм роста усталостной трещины, приводящий к образованию бороздок: *a* – ненагруженное состояние; *b* – небольшая растягивающая нагрузка; *в* – максимальная нагрузка; *г* – небольшая сжимающая нагрузка; *д* – максимальная сжимающая нагрузка; *e* – небольшая растягивающая нагрузка

Согласно современной модели (рис. 12.4), усталостная бороздка возникает вследствие последовательного расширения и сжатия боковых поверхностей трещины. При расширении устья трещины вследствие растягивающих напряжений трещина продвигается. При двухстороннем сжатии пластически деформированный металл у вершины трещины подвергается сплющиванию, которое впоследствии проявляется в виде образования усталостной бороздки.

### ***Циклы, схемы и виды нагружения***

*Цикл нагружения* – это совокупность последовательных значений переменных напряжений за один период их изменения.

Важнейшими параметрами цикла нагружения являются нижеперечисленные (рис. 12.5).

1. Максимальное ( $\sigma_{\max}$ ) и минимальное ( $\sigma_{\min}$ ) значения напряжения цикла.
2. Размах напряжения цикла:  $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ .
3. Амплитуда напряжения:  $\sigma_a = 0,5(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$ .
4. Среднее напряжение цикла:  $\sigma_m = 0,5(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$ .
5. Коэффициент асимметрии цикла нагружения:  $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ .
6. Частота и период нагружения:  $f = 1/T$ .

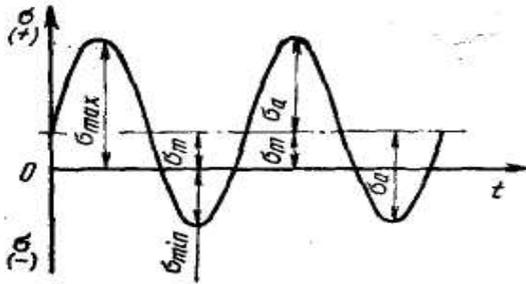


Рис. 12.5. Важнейшие параметры цикла нагружения

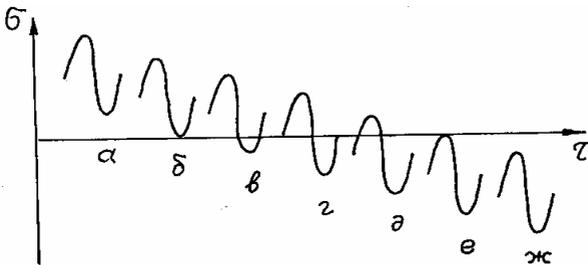


Рис. 12.6. Виды знакопостоянных ( $\alpha$ ,  $\eta$ ), знакопеременных ( $\beta$ ,  $\zeta$ ,  $\delta$ ) и отнулевых ( $\delta$ ,  $\epsilon$ ) циклов нагружения:  $\alpha$  – растягивающие ( $0 < R < 1$ );  $\beta$  – отнулевой ( $R = 0$ );  $\beta$  – преимущественно растягивающие ( $-1 < R < 0$ );  $\zeta$  – симметричный ( $R = -1$ );  $\delta$  – преимущественно сжимающие ( $-\infty < R < -1$ );  $\epsilon$  – отнулевой сжимающий ( $R = -\infty$ );  $\eta$  – сжимающие ( $1 < R$ )

В зависимости от значения коэффициента асимметрии цикла нагружения  $R$  различают следующие *виды циклов нагружения* (рис. 12.6):  
 1) знакопостоянные циклы: растягивающие ( $0 < R < 1$ ) и сжимающие ( $1 < R$ );

- 2) знакопеременные циклы: симметричный ( $R = -1$ ), преимущественно растягивающие ( $-1 < R < 0$ ) и преимущественно сжимающие ( $-\infty < R < -1$ );
- 3) отнулевой ( $R = 0$ ) и отнулевой сжимающий ( $R = -\infty$ ) циклы.

Вид цикла нагружения определяет соотношение максимального и минимального напряжений цикла и существенно влияет на усталостную прочность материала.

*Форма цикла* (рис. 12.7) определяет длительность выдержки при заданном уровне напряжения. Она значительно влияет на время до зарождения усталостной трещины и в меньшей степени на время распространения трещины. Это влияние особенно усиливается при высокотемпературном усталостном разрушении.

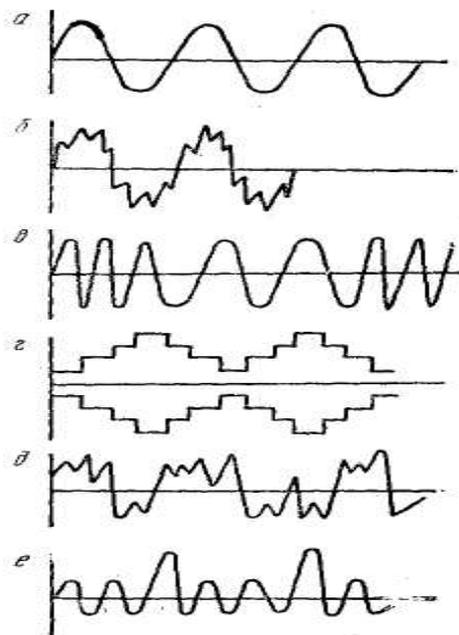


Рис. 12.7. Различные формы изменения амплитуды напряжения цикла: *a* – нагружение с постоянной амплитудой при синусоидальной (гармонической) форме циклов; *b* – с бигармонической амплитудой; *c* – с переменной частотой; *d* – программированный блочный цикл; *e* – произвольный цикл; *e* – с перегрузкой в гармоническом цикле

На напряженное состояние материала при усталостном разрушении значительное влияние оказывает схема нагружения. Поэтому при испытании образцов схему нагружения выбирают так, чтобы в наибольшей степени воспроизвести напряженное состояние материала в конструкции или детали, а также получить излом эксплуатационного вида.

При испытании на усталость используют два существенно различающихся между собой *вида нагружения* (рис. 12.8):

- 1) мягкое нагружение – с заданным размахом нагрузки (напряжения);
- 2) жесткое нагружение – с заданным размахом деформации.

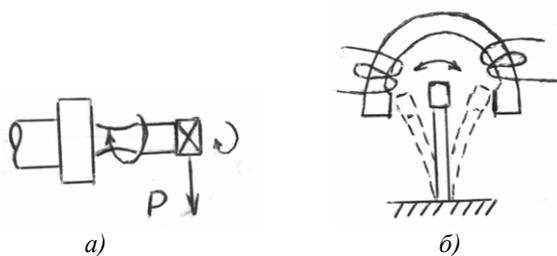


Рис. 12.8. Мягкое (а) и жесткое (б) нагружение образцов

При мягком нагружении заданной величиной является нагрузка; она практически постоянна на всем протяжении испытания. В этом случае перемещение кинематически не ограничено и может изменяться в зависимости от изменения жесткости нагружаемой системы в период постепенного роста усталостной трещины. Мягкое нагружение более широко распространено в промышленных конструкциях и деталях машин, чем жесткое нагружение.

При жестком нагружении заданной величиной является кинематически ограниченное перемещение, постоянное на всем протяжении испытания, включая период уменьшения жесткости образца или детали при развитии усталостной трещины. При жестком нагружении усилие изменяется в зависимости от изменения жесткости нагружаемой системы. Такой вид нагружения имеет место, например, в шатунно-кривошипных механизмах, подкладках рельсовых сцеплений и т. д.

### ***Кривая усталости. Малоцикловая и многоцикловая усталость***

Усталостную прочность (предел усталости) материала определяют путем усталостных испытаний определенного количества образцов при различных значениях напряжения цикла. Чаще всего используют симметричный цикл нагружения ( $R = -1$ ), а усталостные испытания цилиндрических образцов (рис. 12.9) проводят по схеме «изгиб с вращением» с заданным размахом напряжения. Напряжения цикла обозначают как  $\sigma_{-1}$ , МПа.

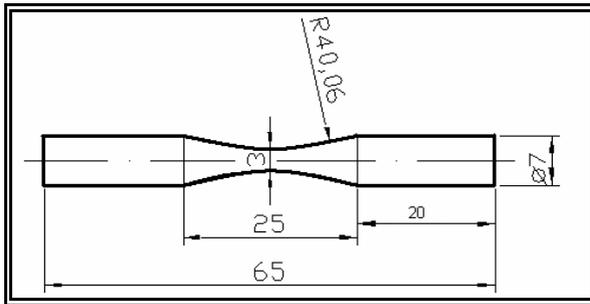


Рис. 12.9. Цилиндрический образец для усталостных испытаний по схеме «изгиб с вращением»

Первоначально устанавливают напряжение цикла  $\sigma_{-1}$  в образце, заведомо превышающее предел усталости материала. Проводят испытание образца. После разрушения образца фиксируют количество циклов нагружения, приведшее к его разрушению ( $N_{\text{цикл}}$ ). Затем напряжение цикла снижают и заново проводят испытание, фиксируя количество циклов нагружения до разрушения образца. Такие операции проводят до тех пор, пока образцы не перестанут разрушаться, проработав определенное количество циклов нагружения (базу испытания). Затем строят графическую зависимость «Напряжение цикла – количество циклов до разрушения образцов» в линейных ( $\sigma_{-1} - N$ ) или чаще в полулогарифмических ( $\sigma_{-1} - \lg N$ ) координатах. Полученную таким образом кривую называют кривой усталости или кривой Вёлера (рис. 12.10).

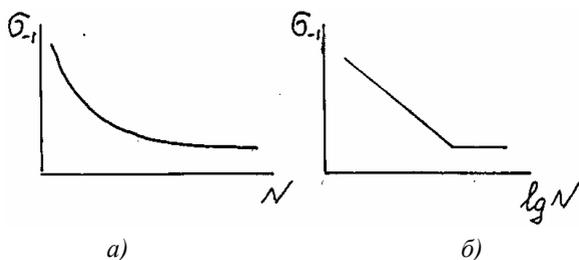


Рис. 12.10. Кривые усталости в координатах  $\sigma_{-1} - N$  (а) и  $\sigma_{-1} - \lg N$  (б)

На кривых усталости с четко выраженным горизонтальным участком можно выявить уровень напряжений, не приводящий к разрушению образцов при сколь угодно больших циклах нагружения – физический предел усталости (выносливости). Кривые такого типа характерны для черных металлов и сплавов титана. Кривые усталости с асимптотическим приближением правой ветви к горизонтале характерны для сплавов цветных металлов, а также для черных металлов в случае влияния коррозионной среды.

Дадим определение предела усталости материала, базы испытания, понятия малоциклового и многоциклового усталости. Для этого воспользуемся схемой полной кривой усталости, изображенной на рис. 12.11.

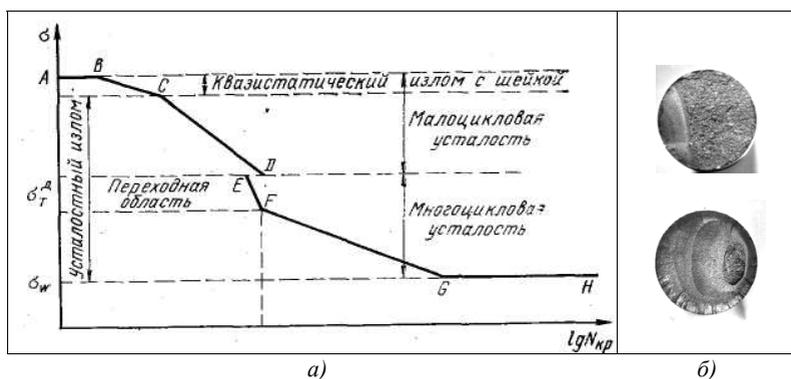


Рис. 12.11. Полная схема кривой усталости в координатах  $\lg \sigma - \lg N_{кр}$  (а) и вид изломов при малоциклового и многоциклового усталости (б):  $\sigma_w$  – предел усталости (выносливости);  $\sigma_t^d$  – динамический предел текучести;  $N_k$  – количество циклов нагружения, соответствующее области разрыва кривой усталости

*Предел усталости (выносливости) ( $\sigma_w$ )* – это величина максимального напряжения цикла, не вызывающая разрушение образца на базе  $N_R$ . Вид нагружения (мягкое или жесткое нагружение) практически не влияет на значение предела усталости материала.

*База испытания ( $N_R$ )* – это предварительно заданное число циклов нагружения, до которых образцы испытывают на усталость. Для определения предела усталости (выносливости) значение базы  $N_R$  принимают равной  $10^7$  циклов для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный участок на кривой усталости. Для металлов и сплавов с асимптотическим приближением правой ветви к горизонтали  $N_R = 10^8$  циклов. При этом предполагается, что при дальнейшем увеличении циклов нагружения (больше  $N_R$ ) разрушение образцов не произойдет при сколь угодно длительном испытании.

Точке А (рис. 12.11) соответствует напряжение, близкое к пределу прочности материала, при котором разрушение происходит за один цикл. Участку *ABC* соответствует область *квазистатического разрушения*. Долговечность образца в данной области, как правило, не превышает  $10^2$  циклов. Из-за высокого уровня напряжений квазистатический излом имеет утяжку, а многочисленные трещины, зарождаясь на поверхности образца на разном уровне, приводят к образованию ступеней. По внешнему виду квазистатические изломы не отличаются принципиально от статических.

Участок *CD* соответствует области *малоциклового усталости*. Область малоциклового усталости распространяется от области квазистатического разрушения до разрыва кривой усталости (рис. 12.11). При малоциклового усталости трещина продвигается вперед при каждом цикле нагружения, образуя на поверхности излома бороздчатый микрорельеф. Характерной особенностью малоциклового усталости является образование на поверхности излома только одной усталостной зоны, за которой следует зона долома (рис. 12.11). Такое строение излома отражает достаточно высокий уровень циклических нагрузок в области малоциклового усталости. Количество циклов нагружения при малоциклового усталости, как правило, не превышает  $10^6$  циклов нагружения.

Разрыв кривой усталости (*DE*) наблюдается при достижении динамического предела текучести материала  $\sigma_T^D$ , т. е. предела текучес-

ти материала при скорости деформации, равной скорости циклического нагружения.

За разрывом кривой усталости следует область *многоциклового усталости* (участок *EFGH*) (рис. 12.11). Низкий уровень циклических нагрузок в данной области усталостного разрушения обуславливает образование на поверхности изломов двух усталостных зон (рис. 12.10): зоны стабильного роста трещины ( $I_s$ ) и зоны ускоренного развития трещины ( $I_r$ ). По этой же причине долом на таких изломах занимает незначительную часть поверхности излома. Количество циклов нагружения при многоциклового усталости превышает  $10^6$  циклов нагружения.

### **Задание**

При выполнении настоящей работы студенты должны:

- а) освоить методику усталостных испытаний с целью определения предела усталости (выносливости) материала;
- б) определить предел усталости (выносливости) материала по кривой усталости, предоставленной преподавателем;
- в) изучить строение усталостных изломов, полученных при малоциклового и многоциклового усталости.

### **Контрольные вопросы**

1. Каковы механизмы зарождения и распространения усталостной трещины?
2. Что такое цикл нагружения? Назовите параметры цикла нагружения.
3. Какие циклы нагружения вы знаете?
4. Охарактеризуйте мягкое и жесткое нагружения образцов.
5. Как построить кривую усталости? Чему равна база испытания материалов?
6. Как определить предел усталости (выносливости) материала по кривой усталости?
7. Какие особенности строения имеют изломы, полученные при малоциклового и многоциклового усталости?

## Лабораторная работа 13

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО НАГРЕВА НА ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛА

### Цели работы

1. Изучение влияния холодной пластической деформации на структуру и твердость металла.
2. Исследование влияния температуры нагрева на твердость холоднодеформированного металла.

### Приборы, материалы и инструмент

1. Образцы из алюминия, меди или низкоуглеродистой стали.
2. Гидравлический пресс.
3. Муфельная электропечь, клещи.
4. Твердомеры Бринелля, монокулярная лупа, набор шлифовальных бумаг.
5. Штангенциркуль.

### Краткие теоретические сведения

Изменение размеров и формы тел под действием внешних сил называют деформацией. Различают упругую и пластическую деформацию.

*Упругой деформацией* называют такую деформацию, влияние которой на форму и размеры тел полностью устраняется после прекращения действия внешних сил.

*Пластическая деформация* является результатом необратимых смещений атомов под действием внешних сил. В кристаллах такие смещения атомов происходят путем скольжения и двойникования. Скольжение и двойникование имеют дислокационный характер, т. е. происходят за счет перемещения дислокаций. Формирование структуры металла при обработке давлением происходит вследствие деформации каждого из кристаллитов. В поликристаллическом материале зерна ориентированы неодинаково, и поэтому пластическая деформация не может протекать одинаково во всем объеме металла.

До деформации исходное зерно отожженного металла, как правило, имеет округлую равноосную форму (рис. 13.1, а).

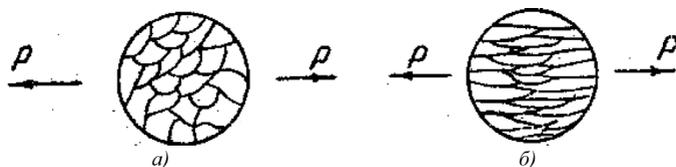


Рис. 13.1. Изменение формы зерна в результате пластической деформации: а – до деформации; б – после деформации

Основное изменение формы кристаллитов (зерен) при пластической деформации состоит в том, что они вытягиваются в направлении главной деформации растяжения (например, в направлении прокатки или волочения), образуя волокнистую или слоистую структуру (рис. 13.1, б). Возникает так называемая *текстура деформации* – преимущественная ориентация зерен в направлении внешних действующих сил.

С увеличением степени холодной деформации  $\epsilon$  показатели сопротивления деформированию (предел прочности  $\sigma_B$ , предел текучести  $\sigma_T$ , твердость НВ) возрастают, а показатели пластичности (относительное удлинение  $\delta$  и сужение  $\psi$ ) снижаются (рис. 13.2). Это явление получило название *наклеп*. При деформации металла более 50–70 % его прочностные свойства могут увеличиться в 1,5–3,0 раза в зависимости от природы металла и вида обработки металла давлением.

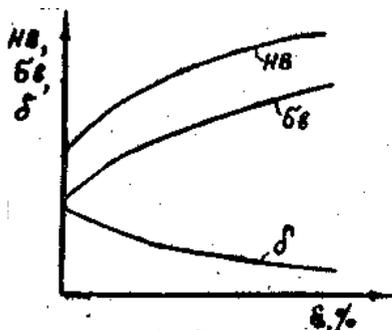


Рис. 13.2. Зависимость механических свойств металла от степени холодной пластической деформации

Наиболее важное изменение внутреннего строения кристаллитов при деформации металла – увеличение плотности дислокаций (отношение суммарной длины дислокаций к объему металла). Если плотность дислокаций у хорошо отожженного металла равна  $10^6$ – $10^8$  см<sup>-2</sup>, то при больших степенях

деформации она достигает  $10^{11}$ – $10^{12}$  см<sup>-2</sup>. Следовательно, рост показателей сопротивления деформации и снижение показателей пластичности с увеличением степени холодной пластической деформации происходят в результате повышения плотности дислокаций.

Холодная обработка давлением приводит металл в состояние с повышенной свободной энергией. В связи с этим состояние деформированного металла термодинамически неустойчиво. При нагреве наклепанного металла в нем протекают процессы возврата и рекристаллизации, изменяющие его свойства обратно тому, как они изменялись при холодной пластической деформации: показатели сопротивления деформированию (пределы прочности и текучести, твердость) уменьшаются, а показатели пластичности (относительное удлинение и сужение) возрастают.

Процессы возврата (отдых и полигонизация) протекают при нагреве до сравнительно низких температур (ниже  $0,2$ – $0,3 T_{пл}$ ). На первой стадии возврата – отдыхе происходит уменьшение концентрации точечных дефектов (вакансий и межузельных атомов) и перераспределение дислокаций без образования новых субзерен. На второй стадии возврата – полигонизации имеет место дробление (фрагментация) деформированных кристаллов на субзерна (полигоны) с границами, представляющими собой дислокационные стенки. При прохождении процессов возврата еще не наблюдается заметных изменений структуры металла, видимой в световом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием (рис. 13.3, а). При этом механические свойства остаются без изменений (рис. 13.3) или изменяются незначительно.

Начиная с определенной температуры ( $t_{рек}^{н}$ ) при нагреве холоднодеформированного металла в его структуре наблюдается образование новых равноосных зерен наряду с деформированными (рис. 13.3, б). Процесс образования и роста новых округлых равноосных зерен вместо волокнистой структуры называют первичной рекристаллизацией. Следует отметить, что новые равноосные зерна отличаются от старых вытянутых зерен деформированной матрицы не только формой и размерами, но и, что гораздо важнее, более совершенным внутренним строением, резко пониженной плотностью дислокаций. Падение прочностных свойств предварительно де-

формированного металла и повышение его пластичности, т. е. снятие наклепа во время рекристаллизации объясняется снижением плотности дислокаций и полным снятием остаточных напряжений. Движущей силой процесса первичной рекристаллизации является разница свободных энергий деформированного материала и материала в равновесном состоянии.

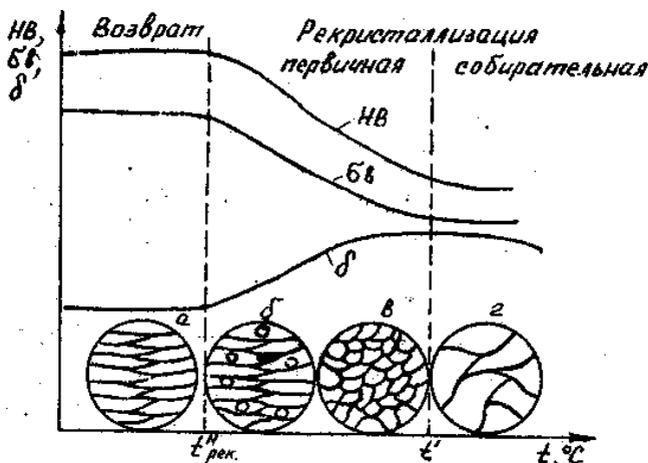


Рис. 13.3. Влияние температуры нагрева на механические свойства и структуру холоднореформированного металла

Установлено, что температура начала рекристаллизации металлов ( $t_{рек}^н$ ), подвергнутых значительной деформации, составляет  $0,4 T_{пл}$  для металлов технической частоты, а для сплавов —  $(0,6-0,7) T_{пл}$ . Таким образом, наличие примесей является важным фактором, определяющим температуру рекристаллизации. Для полного снятия наклепа металл необходимо нагревать до более высоких температур. Такая термическая обработка получила название *рекристаллизационного отжига* (рис. 13.3, в). При дальнейшем повышении температуры наблюдается рост одних рекристаллизованных зёрен за счет других (рис. 13.3, г). Такой процесс называется *собирательной рекристаллизацией*. Он происходит за счет снижения поверхностной энергии, так как рост зерен приводит к уменьшению площади границ.

В зависимости от соотношения температуры проведения деформации и температуры рекристаллизации металла различают холодную и горячую деформации.

*Холодной* называют такую деформацию, которую проводят при температурах ниже температуры рекристаллизации. Следовательно, холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла.

*Горячей* называют такую деформацию, которую проводят при температуре выше температуры рекристаллизации. В этом случае полностью проходят процессы рекристаллизации и не наблюдается упрочнения (наклепа) металла.

### **Задание**

В настоящей работе студенты определяют влияние холодной пластической деформации и температуры нагрева на твердость стальных, медных или алюминиевых образцов.

#### ***Порядок выполнения работы***

1. На гидравлическом прессе осадить на разную высоту цилиндрические образцы из стали, меди или алюминия. Степень холодной пластической деформации подсчитать по формуле

$$\varepsilon = \frac{h_0 - h_1}{h_0} \cdot 100 \%,$$

где  $h_0$  – высота образца до деформации, мм;  $h_1$  – высота образца после деформации, мм.

2. Замерить твердость медных или алюминиевых образцов на твердомере Бринелля, используя в качестве индентора шарик диаметром 5 мм под нагрузкой 2500 Н, а стальных образцов на твердомере Роквелла – используя в качестве индентора стальной шарик диаметром 1,59 мм под общей нагрузкой 100 кгс (по шкале В).

Полученные значения твердости НРВ стальных образцов перевести по Бринеллю. Результаты эксперимента записать в табл. 13.1.

3. Построить график в координатах «твердость НВ – степень пластической деформации  $\delta$ ».

4. По четыре образца стали, меди или алюминия осадить на гидравлическом прессе со степенью деформации не менее 50 %.

5. После пластической деформации произвести отжиг образцов. Для этого заложить по одному образцу в печи, предварительно нагретые:

- а) для меди и алюминия до 100, 200, 300, 400 °С на 30 мин;
- б) для стали до 500, 600, 700 °С на 45 мин.

После выдержки в печи измерить твердость каждого образца и записать в табл. 13.2.

6. Построить график в координатах «твердость НВ – температура нагрева при отжиге».

### Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде табл. 13.1 и 13.2.
3. Графики зависимости в координатах «твердость НВ – степень пластической деформации  $\delta$ », «твердость НВ – температура нагрева при отжиге».
4. Выводы о влиянии степени холодной деформации и температуры нагрева деформированного металла на твердость стальных, медных или алюминиевых образцов.

Таблица 13.1

Влияние степени пластической деформации на твердость металлических образцов

Материал	№ образца	Высота образца до деформации, $h_0$ , мм	Высота образца после деформации, $h_1$ , мм	Степень деформации, $\epsilon$ , %	Твердость, НВ

Таблица 13.2

Влияние температуры нагрева деформированного металла на его твердость

Материал	Степень деформации, $\epsilon$ , %	Твердость, НВ							
		Температура нагрева, °С							
		20	100	200	...	...	...	...	...

### **Контрольные вопросы**

1. Какую деформацию называют упругой? Какую пластической?
2. Назовите атомные механизмы пластической деформации кристаллических тел.
3. Как изменяются механические свойства и структура металла с повышением степени холодной пластической деформации?
4. Что понимают под наклепом металла?
5. Какие структурные изменения происходят в наклепанном металле при прохождении процессов возврата?
6. Как изменяются структура и свойства деформированного металла после рекристаллизации?
7. Как различают холодную и горячую деформацию?
8. Какие факторы определяют температуру рекристаллизации?
9. Что является движущей силой первичной и собирательной рекристаллизации?
10. Что называется текстурой деформации?

## Лабораторная работа 14

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА НА ВЕЛИЧИНУ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ

#### Цели работы

1. Научиться определять удельное электросопротивление.
2. Изучить влияние структуры материала (на примере меди и железа) на величину удельного электросопротивления.

#### Приборы и инструменты

1. Двойной мост.
2. Набор образцов из меди (алюминия) и низкоуглеродистой стали.

#### Краткие теоретические сведения

К электрическим свойствам, наиболее широко используемым для исследования материалов, в первую очередь относятся удельная электропроводность ( $\gamma$ ) и обратная ей величина – удельное электросопротивление ( $\rho$ ).

$$\rho = 1/\gamma.$$

Электропроводность металлов обусловлена движением свободных электронов, изменяющих свое состояние под воздействием электрического поля, что и приводит к возникновению результирующего тока. При своем движении поток электронов испытывает сопротивление, вызываемое флуктуациями тепловых колебаний атомов в решетке и ее несовершенствами.

В сплавах существенный вклад в величину удельного электросопротивления вносят межфазные границы и области концентрационной неоднородности.

Для определения удельного электросопротивления используют формулу

$$\rho = RS/L,$$

где  $R$  – электрическое сопротивление, Ом;  $S$  – площадь поперечного сечения, м<sup>2</sup>;  $L$  – длина образца, м.

Точность определения электросопротивления зависит от точности определения размеров образца, точности измерительных приборов и установок, от колебаний температуры.

Электросопротивление металлического проводника определяют по формуле

$$R_t = R_0(1 + \alpha t),$$

где  $\alpha$  – температурный коэффициент,

$$\alpha_R = (dR/dt) (1/R_0).$$

Для меди:  $\alpha = 2 \cdot 10^{-3} 1/^\circ\text{C}$ .

Для железа:  $\alpha = 4 \cdot 10^{-3} 1/^\circ\text{C}$ .

**Метод двойного моста.** Этим методом можно с высокой точностью измерять малые электросопротивления (от  $10^{-6}$  до 1 Ом). Принципиальная схема двойного моста представлена на рис. 14.1. Применение двойного моста для измерения малых электросопротивлений основано на том, что дополнительные сопротивления контактов и потенциальных токоподводов, связанных с образцом, не влияют на потенциалы точек  $f$  и  $c$ , к которым подсоединен нульгальванометр, поскольку величина промежуточных сопротивлений  $R_1, R_2, R_3, R_4$  намного больше (больше 100 Ом) указанных дополнительных сопротивлений.

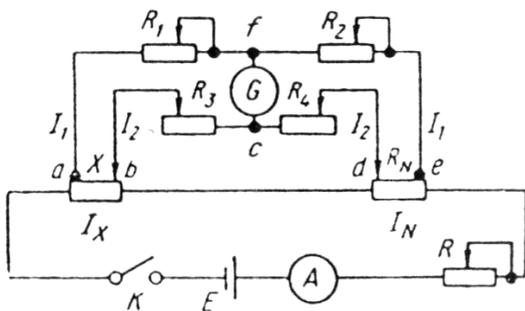


Рис. 14.1. Принципиальная схема двойного моста

Измерения проводят следующим образом. Изменяя сопротивление  $R_1 - R_2, R_3 - R_4$  при эталонном  $R_N$ , добиваются равенства потенциалов в точках  $f$  и  $c$ , что соответствует нулевому показанию

гальванометра. В этот момент равновесия моста падение напряжения на участках *af* и *fe* должно быть соответственно равно падению напряжения на участках *ac* и *ce*. Отсюда

$$I_x X + I_2 R_3 = I_1 R_1; \quad I_x X = I_1 R_1 - I_2 R_3;$$

$$I_N R_N + I_2 R_4 = I_1 R_2; \quad I_N R_N = I_1 R_2 - I_2 R_4.$$

Так как  $I_x = I_N$ , то

$$X = R_N (I_1 R_2 - I_2 R_3) / (I_1 R_2 - I_2 R_4).$$

Если  $R_1 = R_3$ , а  $R_2 = R_4$ , то

$$X = R_N (R_1 / R_2).$$

Равенство сопротивлений  $R_2$  и  $R_4$  достигается в приборе тем, что их изготавливают в виде магазинов сопротивления, рычаги которых соединены друг с другом, и изменение одного сопротивления вызывает, соответственно, такое же изменение другого. Сопротивления  $R_1$  и  $R_3$  заведомо устанавливают равными друг другу.

Уравновешивание достигается регулированием величины эталонного сопротивления  $R_N$  при постоянном отношении плеч  $R_1 / R_2 = R_3 / R_4$  или, напротив, сохранением в процессе измерения постоянного значения  $R_N$  и изменения отношения плеч. Более часто применяют мосты, в которых сохраняют в процессе измерения постоянное  $R_N$ , причем уравновешивание схемы достигается изменением сопротивлений  $R_2$  и  $R_4$ , тогда как  $R_1$  и  $R_3$  в процессе измерения не изменяют. Высокая точность измерения по схеме двойного моста объясняется тем, что сопротивления  $R_1, R_2, R_3, R_4$  выбирают значительно больше сопротивлений  $X$  и  $R_N$ .

Таким образом, сила тока, проходящего через ветви *afe* и *bcd*, значительно меньше, чем сила тока, проходящего через  $X$  или  $R_N$ . Поэтому небольшие изменения в сопротивлении этих ветвей за счет переменного сопротивления контактов и подводящих проводов мало сказываются на потенциалах точек *f* и *c*. Напротив, даже малые изменения сопротивления образцов будут отмечены. Они приведут к изменению потенциалов в точках *b* и *d*, а следовательно, и в точке *c*, к которой подключен пульт нуль-гальванометра. Небольшие изменения сопротивления  $X$  будут отражаться на показаниях гальванометра  $G$  и для получения его нулевого показания следует изменить сопротивления  $R_1$  и  $R_2$ .

Для проверки правильности показаний моста включают вместо измеряемого сопротивления  $X$  известное эталонное сопротивление. Если  $X^1$  – сопротивление образца без подстановки эталона, а  $R_N^1$  – сопротивление эталона, то истинное сопротивление образца  $X_{\text{ист}}$  может быть вычислено из соотношения

$$X_{\text{ист}}/X = R_N/R_N^1.$$

Для повышения точности схемы двойного моста применяют гальванометры зеркального типа с чувствительностью порядка  $10^{-8}$  или  $10^{-9}$  А на  $1^\circ$ , используя для регистрации оптическую шкалу. Силу тока выбирают в зависимости от сопротивления измеряемого образца.

### Задание

1. Изучить принципиальную схему двойного моста.
2. Определить удельное электросопротивление выбранных материалов по схеме двойного моста.
3. Полученные данные занести в протокол испытаний (табл. 14.1).
4. Сделать вывод о влиянии типа материала на удельное электросопротивление.
5. Написать отчет о проделанных исследованиях в соответствии с п. 2–4.

Таблица 14.1

### Протокол испытаний

Материал	Удельное электросопротивление $\rho$ , Ом·м
Медь (алюминий)	
Низкоуглеродистая сталь	

### Контрольные вопросы

1. Что такое удельная электропроводность?
2. Что такое удельное электросопротивление?
3. Каким методом можно измерить удельное электросопротивление?
4. Приведите схему двойного моста.

## Лабораторная работа 15

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

#### Цели работы

1. Ознакомиться с основными видами собственно термической обработки углеродистой стали.
2. Исследовать влияние скорости охлаждения на твердость углеродистой стали.

#### Приборы, материалы и инструменты

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочные ванны с маслом и водой.
3. Твердомер Роквелла.
4. Образцы углеродистой стали ( $C > 0,45 \%$ ).
5. Атлас микроструктур.

#### Краткие теоретические сведения

Любой вид собственно термической обработки стали включает нагрев до определенной температуры, выдержку ее при данной температуре и последующее охлаждение с заданной скоростью. Такой вид термической обработки может быть представлен графически в координатах «температура – время» (рис. 15.1).

Технологическими параметрами термической обработки являются:

- скорость нагрева ( $V_n$ , гр./с);
- температура нагрева ( $T^\circ\text{C}$ );
- время выдержки ( $\tau$ , с);
- скорость охлаждения ( $V_{охл}$ , гр./с).

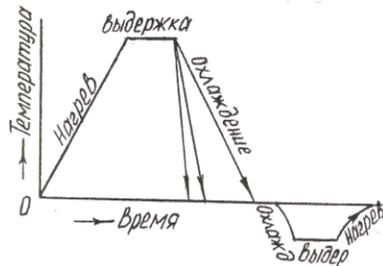


Рис. 15.1. График собственно термической обработки

При изменении одного из них изменяется вид термической обработки. Основными параметрами являются температура нагрева и скорость охлаждения, так как именно они определяют, какие и насколько полно протекают фазовые превращения, формирующие конечную структуру сплавов в процессе термической обработки.

Цель термической обработки – получение необходимых свойств металлов и сплавов путем изменения их структуры в заданном направлении.

К основным видам термической обработки углеродистой стали относят различные виды отжига, в том числе и нормализационный (нормализацию), закалку, старение и отпуск.

Первый этап любого вида термической обработки – нагрев стали. Скорость нагрева определяется величиной теплопроводности сплава, размерами и формой изделий. В большинстве случаев цель нагрева стали – получение аустенитной структуры. Выбор температуры нагрева углеродистой стали осуществляют, используя диаграмму состояния Fe–C (рис. 15.2).

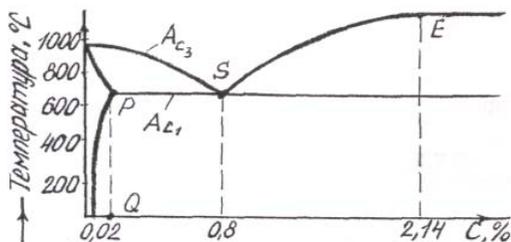


Рис. 15.2. Нижняя левая часть диаграммы состояния Fe–C

Доэвтектоидные стали нагревают до температур на 30–50 °С выше критической точки  $A_{c3}$  по диаграмме состояния Fe–C; эвтектоидную сталь – на 30–50 °С выше критической точки  $A_{c1}$ ; заэвтектоидные стали – на 30–50 °С выше критической точки  $A_{c1}$  (при закалке и отжиге) или на 30–50 °С выше критической точки  $A_{cm}$  (при нормализации) (рис. 15.2).

Второй этап термической обработки углеродистых сталей – выдержка, которая должна обеспечить полный прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, а также полную гомогене-

низацию аустенита. Время выдержки зависит от размеров и формы изделия, а также от температуры нагрева. Чем больше размеры изделия, тем больше время выдержки. Чем выше температура нагрева (при прочих равных условиях), тем меньше время выдержки.

Третий этап термической обработки – охлаждение стали из аустенитного состояния. Различная скорость охлаждения приводит к получению различных структур, а следовательно, и различного сочетания механических свойств.

Рассмотрим превращения аустенита в зависимости от скорости охлаждения на примере эвтектоидной стали, содержащей 0,8 % С.

В верхнем интервале температур ( $\Delta T_1$ ), т. е. ниже равновесной температуры  $A_1$  и до температуры минимальной устойчивости аустенита  $t_{\min}$ , равной для углеродистых сталей приблизительно 550 °С, аустенит распадается на феррито-цементитную смесь, имеющую пластинчатое строение.

Процесс образования феррито-цементитной смеси протекает следующим образом. Вследствие диффузии атомов углерода в аустените создаются объемы, обогащенные и обедненные углеродом по сравнению со средним содержанием углерода 0,8 %. Флуктуации концентрации при  $t < A_1$  способны создать условия для образования устойчивых зародышей цементита (6,67 % С) и феррита (0,02 % С). Если зародыш цементита превышает критический размер для данной степени переохлаждения, то в этом месте зарождается пластинка цементита. Рост пластинки цементита за счет диффузии углерода приводит к обеднению углеродом лежащих рядом участков аустенита и превращению их в феррит.

Процесс повторяется, что ведет к образованию в аустените так называемых перлитных колоний (областей, состоящих из чередующихся пластинок цементита и участков феррита (рис. 15.3).

Расстояние  $\Delta$  между пластинками цементита зависит от степени переохлаждения аустенита, которая, в свою очередь, определяется скоростью охлаждения. Чем выше скорость охлаждения, тем ниже температура превращения аустенита, меньше интенсивность диффузии, а следовательно, и меньше межпластинчатое расстояние  $\Delta$ , т. е. тем дисперснее феррито-цементитная смесь. Структуры называются соответственно перлит, сорбит, троостит (табл. 15.1).

Повышение дисперсности феррито-цементитной смеси приводит к повышению твердости, прочности, но к снижению пластичности и ударной вязкости стали.

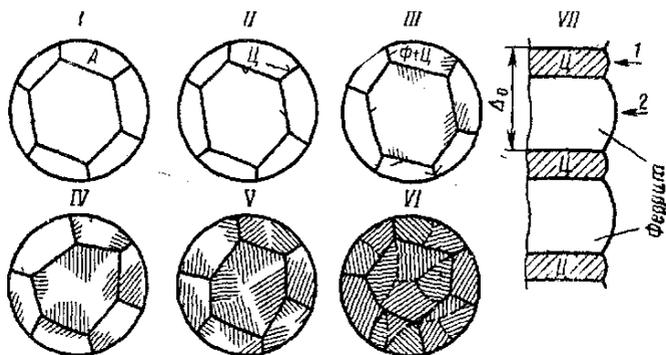


Рис. 15.3. Схема образования перлита из аустенита

Таблица 15.1

Основные виды термической обработки, структура и твердость эвтектоидной стали

Структура	Скорость охлаждения, гр./с	Интервал температур превращения, °С	Межпластинчатое расстояние $\Delta$ , мкм	Твердость, HRC	Вид термической обработки
Перлит	0,02–0,05	727–650	0,7–0,5	15–20	Отжиг
Сорбит	3–5	650–600	0,25–0,20	25–30	Нормализация
Троостит	80–100	600–550	0,15–0,10	40–45	Закалка в масле
Мартенсит	200–500	240	–	58–62	Закалка в воде

При непрерывном охлаждении аустенита со скоростью 200–500 гр./с (табл. 15.1) до температуры начала мартенситного превращения (для углеродистых сталей эта температура, в зависимости от содержания углерода в стали, составляет от 350 до 100 °С) начинается бездиффузионное превращение переохлажденного аустенита, имеющего ГЦК-решетку, в мартенсит с объемно-центрированной тетрагональной решеткой (ОЦК). Тетрагональность решетки мартенсита вызвана наличием в ней избыточного количества углерода

свыше 0,02 % (рис. 15.4, *a*). Мартенсит имеет игольчатое строение (рис. 15.4, *b*), высокую твердость и низкую пластичность. Чем больше содержание углерода в мартенсите, тем больше искажение кристаллической решетки (больше отношение параметров решетки  $c/a$ ) и тем выше его твердость.

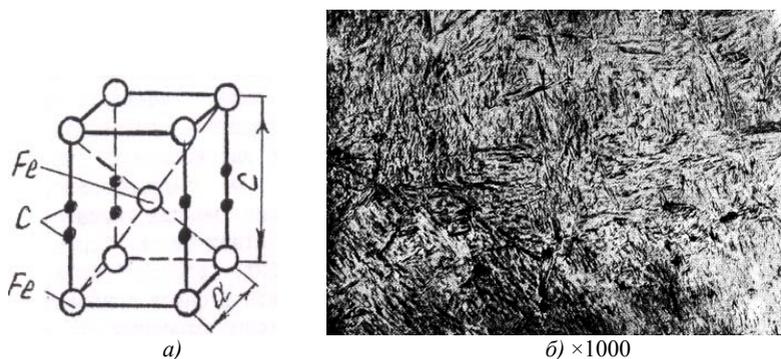


Рис. 15.4. Схема кристаллической решетки (*a*) и микроструктура (*b*) мартенсита

Для получения вышеописанных структур и заданных свойств углеродистую сталь подвергают определенному виду термообработки.

К основным видам термической обработки относятся отжиг, нормализация, закалка. Они отличаются скоростью охлаждения стали из аустенитного состояния (табл. 15.1).

*Отжиг* заключается в нагреве стали до температур выше критических (рис. 15.2), выдержке при данной температуре и последующем медленном охлаждении (с печью).

После отжига получают структуры, соответствующие диаграмме состояния Fe–C: для доэвтектидных сталей – перлит + феррит; для эвтектидной стали – перлит; для заэвтектидных сталей – перлит + вторичный цементит.

Основная цель отжига – приведение структуры в равновесное состояние. Назначение – повышение пластичности стали, снятие остаточных напряжений, устранение дефектов структуры, улучшение обрабатываемости резанием, измельчение зерна, подготовка стали к последующим термообработкам.

*Нормализация* (нормализационный отжиг) заключается в нагреве доэвтектоидной стали выше точки  $A_{C_3}$ , эвтектоидной – выше точки  $A_{C_1}$ , а заэвтектоидной – выше линии  $A_{cm}$  на 50–70 °С, непродолжительной выдержке и последующем охлаждении на воздухе. Структуры, получаемые после нормализации: для доэвтектоидной стали – сорбит + феррит; для эвтектоидной стали – сорбит; для заэвтектоидной стали – сорбит + вторичный цементит.

Цель нормализации – та же, что и отжига. Однако после нормализации твердость и прочность стали выше, чем после отжига. Чем больше углерода в стали, тем разница заметнее. Часто нормализация является окончательным видом термической обработки деталей машин.

*Закалка* заключается в нагреве доэвтектоидной стали выше  $A_{C_1}$  на 30–50 °С, а эвтектоидной и заэвтектоидных сталей на 50–70 °С выше  $A_{C_1}$ , выдержке при данной температуре и последующем охлаждении в масле или воде. Цель закалки – получение неравновесных структур.

При закалке в масле получают структуры: для доэвтектоидной стали – троостит + феррит; для эвтектоидной стали – троостит; для заэвтектоидной стали – троостит + вторичный цементит. Закалка в воде приводит к превращению переохлажденного аустенита в мартенсит. После закалки стали в воде обязательно проводят отпуск.

### **Задание**

1. Изучить основные виды термической обработки углеродистой стали и получаемые при этом структуры.
2. Определить температуру нагрева исследуемой стали.
3. Провести охлаждение образцов с различной скоростью, используя различные виды термической обработки и среды охлаждения: отжиг (охлаждение с печью), нормализацию (охлаждение на воздухе), закалку в масле и воде. Скорость охлаждения следует определять по табл. 15.1.
4. Определить твердость стали в образцах, охлажденных с различной скоростью.
5. Результаты экспериментов представить в виде протокола испытаний (табл. 15.2). Полученную микроструктуру стали следует определять по атласу микроструктур.

6. Построить график зависимости твердости стали (HRC) от скорости охлаждения.
7. Сделать вывод о влиянии скорости охлаждения на структуру и твердость углеродистой стали.
8. Написать отчет о проведенном исследовании в соответствии с п. 2–7.

Таблица 15.2

#### Протокол испытаний

Марка стали	Содержание углерода, %	Вид термической обработки	Скорость охлаждения, гр./с	Твердость, HRC	Микро-структура стали

#### Контрольные вопросы

1. Какие процессы происходят при распаде аустенита на феррито-цементитную смесь?
2. Назовите и охарактеризуйте основные виды термической обработки углеродистой стали.
3. Какие технологические параметры определяют вид термической обработки?
4. Как изменяется межпластинчатое расстояние и твердость стали с повышением скорости охлаждения? Почему?
5. Каковы цели отжига и закалки?
6. Какова структура и твердость углеродистой стали после закалки в масле и в воде?
7. Как выбирать температуру нагрева углеродистой стали при отжиге, нормализации и закалке?
8. Что такое мартенсит?

## Лабораторная работа 16

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОЛИЧЕСТВА УГЛЕРОДА НА ТВЕРДОСТЬ ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

### Цели работы

1. Освоить методику выбора режимов и технологии проведения закалки углеродистых сталей с различным содержанием углерода.
2. Исследовать влияние количества углерода на твердость закаленной стали.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочные ванны с водой.
3. Твердомер Роквелла.
4. Образцы углеродистой стали с различным содержанием углерода (например: сталь 20, сталь 45, У10).

### Краткие теоретические сведения

Закалка – это термическая обработка, при которой главным процессом является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения. Углеродистые стали подвержены *закалке с полиморфным превращением*, когда главный процесс – мартенситное превращение высокотемпературной фазы (аустенита). Поэтому закалку углеродистых сталей называют закалкой на мартенсит.

*Мартенсит* – это пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железо. Мартенситное превращение протекает при быстром охлаждении углеродистой стали с температуры аустенизации, например, при охлаждении в воде, когда подавлен диффузионный распад аустенита на феррито-цементитную смесь. В этом случае происходит бездиффузионное превращение аустенита: ГЦК-решетка аустенита перестраивается в ОЦК сдвиговым путем, при котором атомы железа перемещаются на расстояния менее межатомных. При этом весь углерод, ранее растворенный в решетке аустенита, остается в решетке  $\alpha$ -железа, несмотря на то что равновесная

концентрация углерода в данной решетке железа не превышает 0,01 % при комнатной температуре. Так как количество углерода в решетке мартенсита много больше, чем в равновесном состоянии, она сильно искажена и вместо кубической решетка приобретает тетрагональную форму (рис. 16.1). Отношение периодов решетки мартенсита, т. е. степень тетрагональности, существенно отличается от единицы ( $c/a > 1$ ). Чем больше

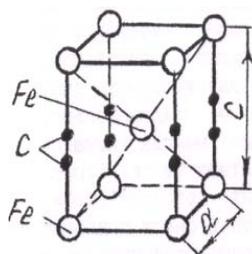


Рис. 16.1. Схема кристаллической решетки мартенсита

углерода, тем выше степень тетрагональности мартенсита, следовательно, выше твердость кристаллов мартенсита. Скорость образования кристаллов мартенсита очень велика и достигает 1000 м/с. Атомы железа при перестройке  $\gamma \rightarrow \alpha$  смещаются упорядоченно, в строго определенных кристаллографических направлениях.

Мартенсит в высокоуглеродистых сталях может иметь высокую твердость (до 65 HRC). Высокая твердость мартенсита обусловлена, во-первых, искажениями кристаллической решетки и, соответственно, большими внутренними напряжениями. Во-вторых, повышение твердости связано с возникновением фазового наклепа вследствие увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит (плотность упаковки ГЦК-решетки больше, чем ОЦК-решетки), в результате чего плотность дислокации в мартенсите достигает уровня плотности дислокации холоднодеформированной стали и равняется  $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Мартенситные превращения начинаются при некоторой температуре  $M_n$  (начало мартенситных превращений) и заканчиваются при температуре  $M_k$  (конец мартенситных превращений). Положение точек  $M_n$  и  $M_k$  не зависит от скорости охлаждения, но зависит от содержания углерода в стали (рис. 16.2). Если содержание углерода в стали превышает 0,6–0,7 %, то  $M_k$  лежит в области отрицательных температур. Это значит, что после полного охлаждения стали в ее структуре, помимо мартенсита, будет находиться остаточный аустенит, понижающий твердость закаленной стали. В этом случае, чтобы получить максимальное количество мартенсита, необходимо

после заковки в воде до комнатной температуры сделать еще и обработку холодом.

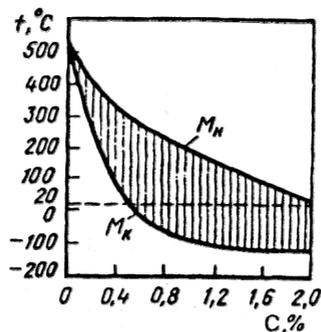


Рис. 16.2. Влияние содержания углерода в стали на температуру начала  $M_n$  и конца  $M_k$  мартенситного превращения

В связи с вышеизложенным следует различать твердость закаленной стали и твердость кристаллов мартенсита, так как в закаленной стали (в основном в заэвтектоидной стали) имеется остаточный аустенит. Твердость углеродистой стали, закаленной на мартенсит, с увеличением содержания углерода в стали проходит через максимум при концентрации около 0,9 % С, а затем снижается (рис. 16.3) из-за увеличения объемной доли мягкого остаточного аустенита.

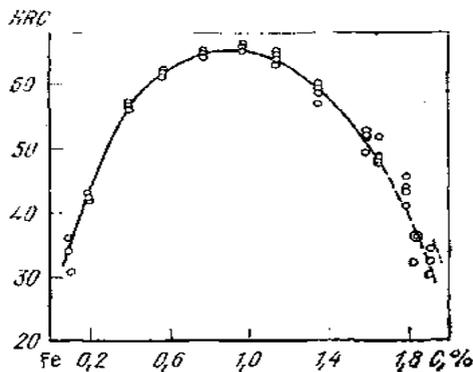


Рис. 16.3. Зависимость твердости закаленной углеродистой стали от содержания в ней углерода

Способность стали к повышению твердости при закалке называется *закаливаемостью*. Закаливаемость характеризуется максимальной твердостью, которая может быть получена при закалке данной стали на поверхности изделия и зависит от содержания углерода в стали.

Температура нагрева стали под закалку зависит от количества углерода. Доэвтектоидную сталь необходимо нагревать до температуры на 30–50 °С выше критической точки  $A_{c3}$ . При таком нагреве происходит полная фазовая перекристаллизация ( $\Phi + \Pi \rightarrow A$ ), поэтому закалка называется полной. Эвтектоидную и заэвтектоидную стали – на 30–50 °С выше критической точки  $A_{c1}$  (рис. 16.4). Для заэвтектоидной стали такая закалка будет неполной, потому что при нагреве происходит частичная фазовая перекристаллизация ( $\Pi + \Pi_{II} \rightarrow A + \Pi_{II}$ ).

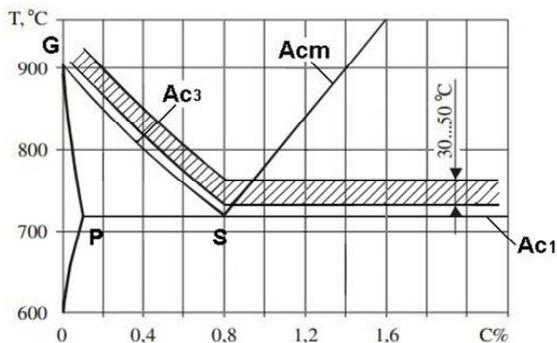


Рис. 16.4. Левая нижняя часть диаграммы Fe–C. Оптимальный интервал температур для нагрева стали под закалку

Время выдержки стальных изделий в печи зависит от температуры нагрева, формы и размеров образцов или деталей (табл. 16.1).

Скорость охлаждения стальных образцов или деталей должна быть не ниже критической. Критической скоростью закалки ( $V_{кр}$ ) называется минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается в мартенсит. Критическая скорость закалки для углеродистых сталей обеспечивается закалкой в воде или водных растворах солей или щелочей.

Таблица 16.1

Продолжительность нагрева образцов или деталей (в минутах)  
на 1 мм их диаметра или толщины

Температура нагрева, °С	Форма изделия		
	Круг	Квадрат	Пластина
600	2,0	3,0	4,0
700	1,5	2,2	3,0
800	1,0	1,5	2,0
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

### Задание

1. Исследовать влияние количества углерода на твердость закаленной стали.
2. Определить температуру нагрева исследуемых сталей и время выдержки образцов, используя рис. 16.3 и табл. 16.1.
3. Провести закалку сталей в воде.
4. Определить твердость стали в образцах.
5. Результаты экспериментов представить в виде протокола испытаний (табл. 16.2).
6. Построить график зависимости твердости закаленных сталей (HRC) от количества углерода в сталях.
7. Написать вывод о влиянии количества углерода на твердость закаленной углеродистой стали.
8. Написать отчет о проведенном исследовании в соответствии с п. 2–7.

Таблица 16.2

### Протокол испытаний

Марка стали	Количество углерода, %	Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Охлаждающая среда	Твердость стали после закалки (HRC)

### Контрольные вопросы

1. Какую термическую обработку называют закалкой?
2. Какому виду закалки подвержены углеродистые стали?
3. Как влияет количество углерода в стали на твердость мартенситных кристаллов и твердость стали?
4. Что понимают под закаливаемостью стали?
5. Как выбрать температуру нагрева углеродистой стали под закалку?
6. От чего зависит продолжительность нагрева стальных изделий при закалке?
7. Что понимают под критической скоростью охлаждения стали ( $V_{кр}$ )?
8. Почему в структуре закаленной стали наблюдается аустенит остаточный?

## Лабораторная работа 17

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

#### Цели работы

1. Получить практические навыки проведения закалки и отпуска углеродистой стали.
2. Исследовать влияние температуры отпуска на структуру и твердость углеродистой стали.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Твердомер Роквелла.
2. Муфельная электропечь, клещи.
3. Образцы углеродистой стали ( $C \geq 0,45 \%$ ).
4. Атлас микроструктур.

#### Краткие теоретические сведения

Для повышения твердости и прочности углеродистой стали используют закалку в воде. Температуру под закалку выбирают исходя из диаграммы состояния Fe–C. Продолжительность нагрева зависит от формы и размеров нагреваемых образцов или деталей.

После закалки на мартенсит углеродистая сталь имеет высокую твердость (58–62 HRC), но низкую пластичность. Кроме того, в процессе закалки возникают довольно значительные закалочные напряжения. Поэтому закалка углеродистых сталей не является окончательной обработкой.

Закалочные напряжения подразделяются:

- 1) на термические (тепловые);
- 2) фазовые (структурные).

Напряжения, которые возникают в результате неравномерности охлаждения детали по сечению, называют термическими. Напряжения, возникающие в результате структурных превращений (в данном случае мартенситных) в охлаждаемой детали, называют фазовыми. Возникновение фазовых напряжений при закалке обусловлено двумя причинами:

- 1) удельный объем мартенсита больше, чем удельный объем аустенита;
- 2) неодновременное протекание мартенситного превращения в поверхностных и внутренних слоях детали.

Рассмотрим процесс возникновения закалочных (термических и фазовых) напряжений подробнее.

В начальном промежутке времени поверхностные слои охлаждаются быстрее, чем внутренние. Это приводит к неравномерности изменения объема: поверхностные слои сжимаются быстрее, чем внутренние, т. е. внутренние слои препятствуют сжатию внешних. Вследствие этого в поверхностных слоях возникают растягивающие, а во внутренних – сжимающие напряжения. При охлаждении поверхностных слоев до 240 °С в них начинается мартенситное превращение, в результате чего увеличивается объем, а внутренние слои продолжают сжиматься. Фазовые напряжения на этом этапе противоположны по знаку температурным напряжениям. В результате сжатия внутренних слоев и расширения поверхностных слоев закалочные напряжения немного уменьшаются.

Через некоторый промежуток времени во внутренних слоях начинает протекать мартенситное превращение, что приводит к увеличению их объема. При этом растягивающие напряжения в поверхностных слоях значительно возрастают.

При дальнейшем понижении температуры растягивающие напряжения в поверхностных слоях несколько ослабляются, но сохраняются и после полного охлаждения.

Таким образом, следует обратить внимание на следующее: 1) закалочные напряжения получаются наибольшими не после окончательного охлаждения, а в процессе самого охлаждения и могут вызвать коробление детали; 2) в поверхностных слоях возникают значительные растягивающие напряжения, которые могут привести к появлению трещин (сжимающие напряжения трещин не вызывают).

Для уменьшения или полного устранения закалочных напряжений, а также для повышения пластичности стали после закалки проводят отпуск. В зависимости от температур нагрева различают три вида отпуска: низкий, средний и высокий (табл. 17.1).

*Низкий отпуск* заключается в нагреве закаленной стали до температуры 150–250 °С. Время выдержки зависит от формы и размеров детали. Выдержка должна обеспечить получение стабильной структуры при данной температуре отпуска. При низком отпуске мартенсит закалки превращается в мартенсит отпуска (см. атлас микроструктур). Это превращение связано с уменьшением степени тетрагональности мартенсита, которое происходит за счет выделения углерода из мартенсита в виде карбидных частиц  $Fe_3C$ , когерентно связанных с твердым раствором. Структура стали после низкого отпуска состоит из мартенсита с меньшим содержанием углерода, чем исходный мартенсит, и мелких карбидных частиц.

Низкий отпуск предназначен для частичного снятия внутренних закалочных напряжений без заметного снижения твердости. Этому виду отпуска подвергают детали, которым требуется высокая твердость и износостойкость (режущий и мерительный инструмент, детали, прошедшие цементацию, поверхностную закалку и т. д.).

*Средний отпуск* заключается в нагреве закаленной стали до температуры 350–450 °С. При таких температурах диффузионное перераспределение углерода в стали активизируется. Углерод покидает кристаллическую решетку мартенсита. Происходит образование мелких устойчивых частиц карбида  $Fe_3C$  сферической формы. Выделение избыточного углерода из решетки мартенсита приводит к образованию феррита.

Получаемая после среднего отпуска структура называется трооститом отпуска. В отличие от троостита, полученного после закалки в масле, троостит отпуска имеет зернистое строение высокой дисперсности (рис. 17.1).

В процессе среднего отпуска происходит уменьшение закалочных напряжений. Наблюдается повышение упругих свойств стали, некоторое снижение твердости и прочности. Этому виду отпуска подвергают рессоры и пружины.

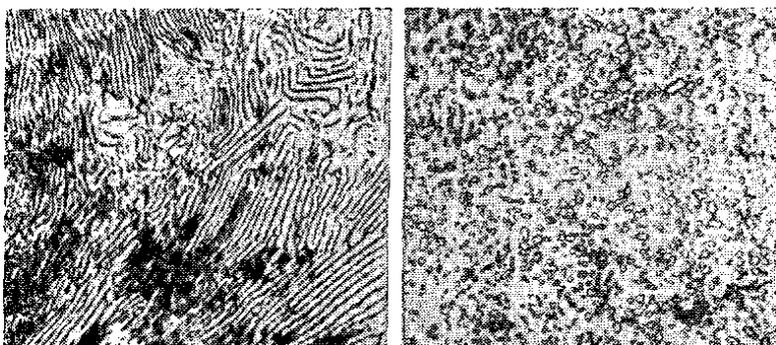


Рис. 17.1. Пластинчатая (а) и зернистая (б) феррито-цементитная смесь

*Высокий отпуск* заключается в нагреве закаленной стали до температуры 500–650 °С. Получаемая после высокого отпуска структура сорбита отпуска представляет собой феррито-цементитную смесь зернистого строения средней степени дисперсности (см. атлас микроструктур). Высокий отпуск обеспечивает полное снятие закалочных напряжений и дает наилучшее сочетание твердости, прочности, пластичности и ударной вязкости. Термообработка, состоящая из закалки и высокого отпуска, называется термическим улучшением стали. Термическому улучшению подвергают ответственные детали машин, изготовленные из углеродистых конструкционных сталей, испытывающие в эксплуатации статические, ударные и знакопеременные нагрузки. Термическое улучшение позволяет понизить чувствительность к надрезам и перекосам, к конструктивным переходам от одного сечения к другому, к изменению размеров детали и т. д.

Таблица 17.1

Виды и применение отпуска закаленных сталей

Вид отпуска	Температура отпуска, °С	Структура	Применение
Низкий отпуск	150–250	Отпущенный мартенсит	Металлорежущий, деформирующий и мерительный инструмент
Средний отпуск	350–450	Троостит отпуска	Пружины, рессоры и т. д.
Высокий отпуск (улучшение)	550–650	Сорбит отпуска	Тяжелонагруженные детали в машиностроении и других областях техники

Для получения заданной твердости у одной и той же стали можно использовать охлаждение аустенита с заданной скоростью или закалку и отпуск. При одинаковой твердости, которая определяется степенью дисперсности феррито-цементитной смеси, обработка по второму варианту обеспечивает более высокую пластичность стали и лучшее сопротивление развитию трещины. Это объясняется тем, что при такой термической обработке феррито-цементитная смесь имеет зернистое строение.

### Задание

1. По диаграмме состояния Fe–C определить температуру нагрева под закалку предложенной марки стали.
2. Провести закалку четырех образцов углеродистой стали.
3. Определить твердость закаленных образцов по методу Роквелла.
4. Провести отпуск отдельных образцов при температурах 200, 400, 600 °С.
5. Произвести замеры твердости образцов после отпуска.
6. Результаты испытаний оформить в виде табл. 17.2.
7. Построить график зависимости твердости стали от температуры отпуска, приняв режим закалки как температуру отпуска, равную 20 °С.
8. Связать полученные результаты измерения твердости со структурой стали после различных видов отпуска (по атласу структур).
9. Сделать вывод о влиянии температуры отпуска на структуру и твердость углеродистой стали.
10. Написать отчет о проделанных исследованиях в соответствии с п. 1–9.

Таблица 17.2

### Протокол испытаний

Марка стали	Содержание С, %	Температура под закалку, °С	Твердость после закалки, HRC	Температура отпуска, °С	Твердость после отпуска, HRC	Структура после отпуска

### **Контрольные вопросы**

1. Почему закалка не служит окончательной термической обработкой для углеродистой стали?
2. Назовите виды отпуска. Назначение каждого вида.
3. Какую форму имеют феррит и цементит при распаде мартенсита в процессе различных видов отпуска?
4. Назовите структуры, получаемые при отпуске углеродистой стали.
5. Как будет изменяться твердость при повышении температуры отпуска, а также при его продолжительности?
6. Что такое закалочные напряжения? Виды закалочных напряжений.
7. Какие изделия подвергают низкому, среднему и высокому отпуску?

## Лабораторная работа 18

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ МЕТОДОМ ТОРЦЕВОЙ ЗАКАЛКИ

### Цели работы

1. Получить навыки в определении прокаливаемости стали методом торцевой закалки.
2. Исследовать влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали.

### Приборы, материалы и инструмент

1. Твердомер Роквелла.
2. Муфельная электропечь, клещи.
3. Специальная установка для проведения торцевой закалки.
4. Наждачный станок.
5. Штангенциркуль.
6. Специальные образцы из углеродистой и легированных сталей.

### Краткие теоретические сведения

Под прокаливаемостью понимают способность стали закаливаться на определенную глубину. Прокаливаемость является одним из главных факторов, определяющих свойства стали. Сталь, используемая для ответственных деталей и конструкций, должна иметь высокую прокаливаемость.

Для получения структуры мартенсита при закалке необходимо, чтобы реальная скорость охлаждения стали была выше некоторой критической скорости  $V_{кр}$ . Под критической скоростью понимают такую минимальную скорость закалки, при которой аустенит превращается в мартенсит, а не распадается на феррито-цементитную смесь. Для различных материалов критические скорости закалки различны. При закалке детали реальная скорость охлаждения уменьшается по мере удаления от поверхности. Наибольшей она получается на поверхности, наименьшей – в центре сечения.

Если скорость охлаждения в центре сечения окажется больше критической для данной стали, то деталь закалится по всему сечению, т. е. прокалится насквозь (рис. 18.1, а). Если же скорость охлаждения в центре – меньше критической, то сердцевина детали окажется непрокалившейся (рис. 18.1, б).

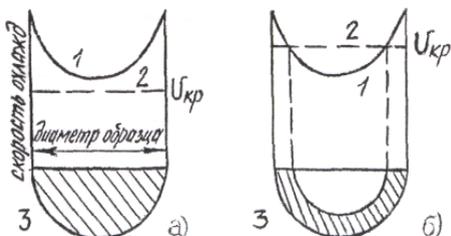


Рис. 18.1. Схема прокаливаемости цилиндрического образца:  
 а – сквозная прокаливаемость; б – несквозная прокаливаемость;  
 1 – кривая распределения реальных скоростей охлаждения по диаметру цилиндра; 2 – критическая скорость охлаждения;  
 3 – слой, закаленный на мартенсит

Прокаливаемость стали тем выше, чем больше реальная скорость охлаждения и ниже  $V_{кр}$ . Основные факторы, увеличивающие реальную скорость охлаждения: чистота поверхности детали (отсутствие окалины и обезуглероженного слоя), а также среда, обеспечивающая достаточно интенсивное охлаждение и т. д.

Факторы, снижающие  $V_{кр}$  и повышающие прокаливаемость, следующие.

1. Все легирующие элементы, растворенные в аустените, за исключением кобальта, уменьшают критическую скорость охлаждения и повышают прокаливаемость стали. Наиболее эффективным является использование комплексного легирования. В этом случае положительное влияние отдельных элементов на прокаливаемость увеличивается.

2. С повышением содержания углерода аустенит становится более устойчивым к распаду, т. е. критическая скорость охлаждения уменьшается. Наименьшей критической скоростью и наилучшей прокаливаемостью обладают стали, близкие по составу к эвтектоидной. Заэвтектоидные стали имеют более высокую критическую ско-

рость охлаждения, так как перед закалкой их структура состоит из аустенита и вторичного цементита, который снижает устойчивость аустенита (облегчает образование феррито-цементитной смеси).

3. Чем однороднее аустенит, тем более он устойчив против распада на феррито-цементитную смесь, т. е. тем ниже  $V_{кр}$  и больше прокаливаемость.

4. С увеличением величины зерна аустенита уменьшается суммарная межзеренная поверхность, на которой начинается эвтектоидный распад и прокаливаемость увеличивается.

Легирование стали является самым сильным фактором, влияющим на прокаливаемость. Во-первых, повышение степени легированности обеспечивает сквозную прокаливаемость в больших сечениях. Во-вторых, использование легированных сталей вместо углеродистых позволяет проводить их закалку в масле и даже на воздухе, что снижает закалочные напряжения.

В зависимости от прокаливаемости все конструкционные стали можно разделить на три группы.

1. *Стали пониженной прокаливаемости.* Сквозная прокаливаемость достигается закалкой в воде при диаметре цилиндрических образцов 10–15 мм. К этой группе относятся углеродистые и низколегированные стали с содержанием легирующих элементов 3–4 %.

2. *Стали средней прокаливаемости.* Сквозная прокаливаемость достигается закалкой в масле при диаметре цилиндрических образцов 100–150 мм. К этой группе относятся легированные стали с содержанием легирующих элементов 6–12 %.

3. *Стали высокой прокаливаемости.* Сквозная прокаливаемость достигается закалкой в масле цилиндрических образцов диаметром больше 200 мм. Это высоколегированные стали с содержанием легирующих элементов 12–30 %.

Диаметр цилиндрического образца, который в данном охладителе прокаливается насквозь, называется критическим диаметром. Критический диаметр служит характеристикой прокаливаемости стали.

Другой простейшей характеристикой прокаливаемости стали в определенном охладителе служит глубина прокаливаемости. *За глубину прокаливаемости конструкционных сталей условно принимают расстояние от поверхности детали до слоя с полумартенситной структурой (50 % троостита и 50 % мартенсита).*

Глубину прокаливаемости легко определить, измеряя твердость от поверхности вглубь изделия и имея справочные данные о твердости сталей разного состава с полумартенситной структурой (HRC<sup>пм</sup> в табл. 18.1).

Таблица 18.1

Твердость полумартенситной структуры (50 % мартенсита и 50 % троостита) в углеродистых и легированных сталях

Содержание углерода, %	Твердость, HRC <sup>пм</sup>		Содержание углерода, %	Твердость, HRC <sup>пм</sup>	
	Углеродистые	Легированные		Углеродистые	Легированные
0,08–0,17	—	25	0,33–0,42	40	45
0,18–0,22	25	30	0,43–0,52	45	50
0,23–0,27	30	35	0,53–0,62	50	55
0,28–0,32	35	40			

Для определения прокаливаемости сталей применяют стандартный метод торцевой закали. Метод заключается в том, что специальный цилиндрический образец нагревают до температуры закали, выдерживают при этой температуре 30–50 мин, а затем в специальной установке закалывают с торца струей воды (рис. 18.2).

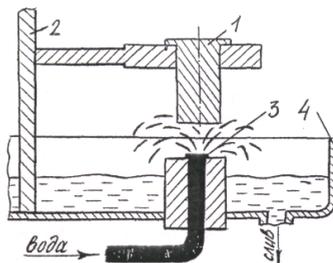


Рис. 18.2. Установка для торцевой закали образцов: 1 – образец; 2 – штатив; 3 – сопло; 4 – сливная коробка

Установка должна быть помещена недалеко от печи, чтобы можно было быстро перенести образец из печи в установку. Перед испытанием по холодному образцу регулируют точность попадания струи воды в торец. Образец выдерживают над струей воды до полного охлаждения (не менее 10 мин). После охлаждения образца по его двум диаметрально противоположным образующим сошлифовывают две лыски на глубину 0,5 мм. По длине этих лысок измеряют твердость стали на приборе Роквелла по шкале HRC через 1,5–3 мм.

Заканчивают измерение твердости, когда на определенном расстоянии от торца определяемая твердость не меняется. Аналогичные замеры твердости производят на второй плоскости. Значения

твердости заносят в протокол. Вычислив среднее арифметическое твердости каждой пары точек, находящихся на одинаковом расстоянии от торца, строят кривую прокаливаемости в координатах «твердость (HRC) – расстояние от торца ( $L$ , мм)».

Затем по табл. 18.1 определяют твердость полумартенситной структуры данной стали. На графике параллельно оси абсцисс проводят прямую, соответствующую твердости полумартенситной структуры, до пересечения с кривой и опускают перпендикуляр на ось абсцисс. Полученное значение  $L$  соответствует глубине прокаливаемости данной стали.

Чем больше это расстояние, тем выше прокаливаемость.

### Задание

1. Изучить характеристики прокаливаемости, установку для торцевой закалки, методику проведения торцевой закалки.
2. Выбрать два стальных образца с одинаковым количеством углерода; один из них должен быть из углеродистой стали, другой из легированной.
3. Выбрать температуру нагрева под закалку для исследуемых сталей.
4. Выдержать образцы в печи при выбранной температуре нагрева. Провести торцевую закалку образцов из углеродистой и легированной сталей.
5. Проточить в образцах лыски глубиной 0,5 мм по образующим цилиндра (с двух противоположных по диаметру сторон).
6. Замерить твердость стали по длине площадок, начиная от торца, через 1,5, а затем через 3 мм.
7. Результаты испытаний занести в протокол в виде табл. 18.2.
8. Построить кривую прокаливаемости в координатах «твердость – расстояние от торца».
9. Используя данные табл. 18.1, определить глубину прокаливаемости углеродистой и легированной сталей.
10. Сделать вывод о влиянии легирования на прокаливаемость стали.
11. Написать отчет о проведенных исследованиях в соответствии с п. 2–10.

**Протокол испытаний**

Марка стали	Расстояние от закаливаемого торца, мм	Твердость, HRC		
		1-я лыска	2-я лыска	Среднее значение

**Контрольные вопросы**

1. Что понимают под прокаливаемостью стали?
2. При каком условии образец (деталь) прокаливается насквозь?
3. Какие факторы влияют на прокаливаемость?
4. Какие факторы влияют на критическую скорость охлаждения?
5. Что служит характеристикой прокаливаемости сталей?
6. Что принимают за глубину закаленного слоя стали?
7. В чем заключается метод торцевой закалки?

## Лабораторная работа 19

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА ТВЕРДОСТЬ ТЕРМООБРАБОТАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

### Цели работы

1. Освоить процесс термообработки инструментальной стали.
2. Исследовать влияние температуры нагрева на твердость термообработанной инструментальной стали.

### Приборы, материалы и инструмент

1. Муфельные печи, закалочный бак с водой и маслом, клещи.
2. Твердомер Роквелла.
3. Образцы инструментальной углеродистой и легированной стали.
4. Атлас микроструктур.

### Краткие теоретические сведения

По содержанию углерода инструментальные стали классифицируются так: доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные, ледебуритные стали. Ледебуритные стали имеют в структуре первичные карбиды. В литом состоянии избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику – ледебурит.

Инструментальные стали по назначению различаются следующим образом: для изготовления режущего, штампового и мерительного инструмента. Соответственно, используют стали разного типа. Поэтому условно инструментальные стали делятся на четыре категории:

- 1) углеродистые (пониженной прокаливаемости, нетеплостойкие);
- 2) легированные (повышенной прокаливаемости, среднетеплостойкие);
- 3) штамповые (высокой прокаливаемости: нетеплостойкие и теплостойкие);
- 4) быстрорежущие (высокой прокаливаемости, повышенной теплостойкости).

Для режущего инструмента, работающего в легких условиях (напильники, ножовки, метчики, развертки), и для измерительного инструмента используют углеродистые (У7–У12) и легированные стали (Х, 8ХФ, Х, 9ХС, ХВГ), содержащие от 0,7 до 1,5 % С и легирующих элементов (хром, вольфрам, ванадий, марганец) в сумме от 1 до 5 %. Структура этих сталей до термической обработки – зернистый перлит. Термическая обработка состоит из закалки с последующим низким отпуском при 150–170 °С.

Углеродистые стали обычно закаливают в воде, легированные – в масле. После отпуска структура состоит из мартенсита и небольшого количества вторичных карбидов. Твердость составляет HRC 60–64. При нагреве до 200 °С твердость начинает быстро падать. Поэтому при эксплуатации нельзя допускать нагрева инструмента, изготовленного из данных сталей, выше 200 °С.

Углеродистые и легированные инструментальные стали с одинаковым содержанием углерода имеют практически одинаковые режущие свойства. Назначение легирующих элементов в этих сталях – увеличить прокаливаемость сталей и уменьшить чувствительность сталей к перегреву при закалке. Повышенная прокаливаемость позволяет закаливать эти стали в масле, что уменьшает опасность образования трещин, деформаций, короблений.

Режущие инструменты, работающие при высоких скоростях резания, изготавливают из сталей типа Р9, Р18, Р18К10, Р6М5, Р18Ф2, Р9К5, называемых быстрорежущими. В обозначениях этих сталей после буквы «Р» указывается содержание вольфрама (W) в процентах. Массовая доля хрома для всех марок этих сталей составляет 3,8–4,0 %. Массовая доля ванадия в сталях с 18 % W составляет 1–1,4 %, а в сталях с 9 % W – 2,0–2,6 %. Содержание углерода тем больше, чем больше ванадия, и колеблется от 0,7 до 1,55 %.

Быстрорежущие стали обладают повышенной теплостойкостью и красностойкостью, т. е. способностью сохранять структуру мартенсита, а следовательно, высокую твердость и режущие свойства при нагреве до 625–655 °С.

Рассмотрим процесс термической обработки на примере стали Р18.

Для устранения ледебуритной эвтектики и для равномерного распределения карбидов применяют ковку и отжиг. Послековки и отжига структура стали состоит из зернистого перлита (сорбита) и большого количества равномерно распределенных мелких вторичных и первичных карбидов (см. атлас микроструктур).

Для получения высоколегированного мартенсита, обладающего высокой красностойкостью, применяют закалку от температур 1260–1280 °С. Нагрев стали под закалку необходимо производить медленно, а лучше с подогревами. Первый подогрев производят при 600–650 °С, второй – при 800–850 °С. В процессе второго подогрева феррито-цементитная смесь превращается в аустенит. Чтобы избежать обезуглероживания стали и не вызвать роста аустенитного зерна, нагрев от 850 °С до температуры закалки нужно производить очень быстро (в соляной ванне  $\text{BaCl}_2$ ). Так как критическая скорость закалки этих сталей невелика, то охлаждение при закалке можно производить либо в струе воздуха, либо в масле.

Микроструктура стали после закалки состоит из мартенсита, остаточного аустенита и первичных карбидов (см. атлас микроструктур).

Твердость стали после закалки составляет HRC 61–63, но присутствие остаточного аустенита снижает режущие свойства этой стали. Для устранения остаточного аустенита закаленную быстрорежущую сталь обрабатывают по одному из двух вариантов.

1. Трехкратный отпуск при 560 °С, в результате которого мартенсит закалки переходит в мартенсит отпуска. Из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды, что ведет к обеднению аустенита углеродом и легирующими элементами. При последующем быстром охлаждении в масле аустенит превращается в мартенсит.

2. Обработка холодом при температуре ниже  $M_k$  (–80 °С) и однократный или двукратный отпуск при 560 °С.

В обоих случаях после окончательной термической обработки структура стали состоит из отпущенного мартенсита и первичных карбидов (см. атлас микроструктур).

Штамповые стали для горячего деформирования (5ХНМ, 5ХГМ, БХНСВ, 5ХНТ) должны обладать высокой жаропрочностью, термостойкостью, высокой ударной вязкостью и т. д. Для обеспече-

ния требуемых механических свойств штамповые стали закаливают в масле от 820–850 °С, затем подвергают высокому отпуску на зернистый сорбит.

### Задание

1. Выбрать по три образца инструментальных сталей: углеродистой, среднелегированной и быстрорежущей.
2. Выбрать по справочнику температуру под закалку и отпуск для исследуемых инструментальных сталей.
3. Произвести закалку сталей по соответствующим режимам. Определить твердость (HRC) сталей после закалки.
4. Произвести отпуск сталей по соответствующим режимам. Определить твердость (HRC) сталей после отпуска.
5. По одному образцу каждой марки стали нагреть до температуры 200 °С, следующие три образца – до 500 °С, остальные три образца – до 700 °С. Произвести выдержку с учетом размера и формы образцов. Охладить на воздухе.
6. Определить твердость (HRC) сталей после охлаждения.
7. Результаты исследования занести в протокол в виде табл. 19.1.
8. Вычертить график зависимости твердости каждой марки стали от температуры нагрева.
9. Сделать вывод о теплостойкости каждой из исследуемых сталей.
10. Написать отчет об исследовании в соответствии с п. 1–9.

Таблица 19.1

### Протокол испытаний

Марка стали	Температура закалки, °С	Твердость, HRC	Температура отпуска, °С	Твердость, HRC	Твердость после нагрева, HRC		
					200 °С	500 °С	700 °С

### Контрольные вопросы

1. На какие группы можно разделить инструментальные стали?
2. Для чего углеродистые инструментальные стали подвергают низкому отпуску?
3. Привести примеры углеродистой, легированной и быстрорежущей сталей. Назначение сталей.
4. Что такое красностойкость?
5. Почему углеродистые и среднелегированные стали нельзя использовать для изготовления инструмента, работающего при высоких скоростях резания?
6. Для чего быстрорежущую сталь подвергают двух- или трехкратному отпуску? Какие процессы происходят при этом?
7. Для чего после закалки в масле быстрорежущую сталь рекомендуется охладить до низких температур ( $-80$ )...( $-100$ ) °C?

## Лабораторная работа 20

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЦЕМЕНТАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ СТАЛИ

**Цель работы** – изучить влияние цементации на микроструктуру и твердость стали.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Металлографический микроскоп.
2. Твердомер Роквелла.
3. Набор шлифов углеродистых или легированных сталей после цементации.

#### Краткие теоретические сведения

Цементация является одним из основных видов химико-термической обработки стали. Цементация – это насыщение поверхностного слоя стали углеродом. Проводится для получения высокой твердости и износостойкости поверхностного слоя при сохранении вязкой пластичной середины. Поэтому для цементации используют углеродистые и легированные стали с содержанием углерода 0,1–0,25 %.

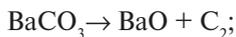
В зависимости от состояния насыщения среды цементация делится на твердую, газовую и жидкую.

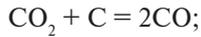
При твердой цементации науглероживающим веществом является твердый карбюризатор, в состав которого входит древесный уголь с добавлением углекислых солей  $\text{BaCO}_3$ ,  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{NaCO}_3$ ,  $\text{K}_2\text{CO}_3$ , ускоряющих процесс. Цементацию проводят при температурах 900–950 °С. Скорость цементации ориентировочно 0,1–0,12 мм/ч.

При нагреве углерод образует окись углерода  $\text{CO}$ , которая при контакте с металлом разлагается по реакции

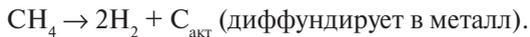


Активный (атомарный) углерод диффундирует в металл. Одновременно с разложением окиси углерода идет разложение углекислых солей по реакции





Газовая цементация происходит путем нагрева стали в газовой среде, содержащей углерод. В качестве среды используют светильный газ, природный газ, газ пиролиза керосина, бензола и т. д. Основным компонентом этих газов является метан  $\text{CH}_4$ . Температура цементации 900–950 °С. При этой температуре метан диссоциирует по реакции



Чем выше температура и продолжительность цементации, тем больше глубина цементованного слоя. Структура цементованного слоя образуется в соответствии с диаграммой состояния «железо – углерод» (рис. 20.1).

Из диаграммы состояния следует, что при температурах 900–950 °С (отмечено пунктирными линиями) максимальная растворимость углерода в аустените составляет 1,4–1,5 %.

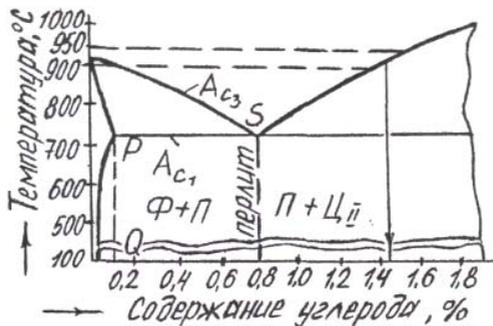


Рис. 20.1. Нижняя левая часть диаграммы Fe–C

После медленного охлаждения в поверхностном слое образуется структура заэвтектоидной стали (перлит + вторичный цементит). По мере удаления от поверхности образца к середине содержание углерода постепенно уменьшается, и структура переходит в перлит (структура эвтектоидной стали); далее появляется феррит, количество которого будет постепенно увеличиваться до исходной структуры феррита и небольшого количества перлита (структура доэвтектоидной стали) (рис. 20.2).

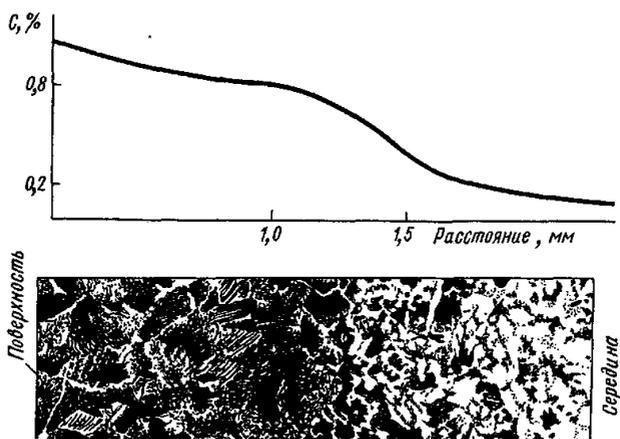


Рис. 20.2. Схема распределения углерода и структуры в стали после цементации

После цементации сталь подвергают термической обработке, в результате которой обеспечивается требуемая твердость и износостойкость поверхностного слоя, а также измельчается зерно в сердцевине и в поверхностном слое.

Существует три режима термической обработки стали после цементации.

1. Непосредственная закалка от температуры цементации. После цементации сталь подстуживают до  $780^{\circ}\text{C}$  и закаливают в воде или масле в зависимости от марки стали. После закалки на поверхности получают структуру мартенсита с повышенным количеством остаточного аустенита, внутри – структуру феррита и перлита (сталь имеет низкую прокаливаемость). Для уменьшения количества остаточного аустенита сталь после закалки обрабатывают холодом.

2. Одинарная термическая обработка. После цементации сталь медленно охлаждают до комнатной температуры (отжиг), затем закаливают от  $850^{\circ}\text{C}$ . При нагреве перлит переходит в аустенит. Благодаря перекристаллизации зерно измельчается, структура улучшается, а следовательно, улучшаются механические свойства.

3. Двойная термическая обработка. После цементации и медленного охлаждения до комнатной температуры сталь нагревают выше точки  $A_{c3}$  (рис. 20.1). Для стали, содержащей 0,2 % C, температура

составляет 920 °С. При этой температуре происходит перекристаллизация перлита, феррита и растворение цементитной сетки на поверхности. Охлаждают в масле или на воздухе. Содержание углерода на поверхности стали больше 0,8 % С, поэтому температура 920 °С соответствует перегреву. Для устранения перегрева и придания высокой твердости поверхностному слою применяют вторую закалку от 750–780 °С. В этом случае перекристаллизации подвергается только перлит.

Для снятия напряжений после любого из режимов закалки дается низкий отпуск (150–200 °С).

### **Задание**

1. Изучить микроструктуру цементованного слоя исследуемой стали.
2. Определить по изменению микроструктуры глубину цементованного слоя.
3. Зарисовать схему микроструктуры.
4. Определить твердость (HRC) цементованного слоя и сердцевины образца после цементации и термической обработки.
5. Сделать вывод о влиянии цементации на микроструктуру и твердость стали.
6. Оформить отчет об исследовании в соответствии с п. 1–5.

### **Контрольные вопросы**

1. Что такое ХТО?
2. Для чего проводят цементацию?
3. Какие стали подвергают цементации?
4. Используя диаграмму состояния «железо – углерод», опишите структуру поверхностного слоя доэвтектоидной стали после цементации.
5. Какие режимы термической обработки применяют после цементации стали?
6. Почему окончательной термической обработкой цементованной стали служит низкий отпуск?
7. Опишите структуру поверхностного слоя доэвтектоидной стали после цементации, закалки и отпуска.

## Лабораторная работа 21

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ НА ТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

#### Цели работы

1. Ознакомиться с режимами термической обработки цветных сплавов на примере дуралюминия.
2. Определить режимы закалки и искусственного старения дуралюмина, отвечающие максимальной твердости сплава.

#### Приборы, материалы и инструмент

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочный бак с водой.
3. Твердомер Бринелля.
4. Лупа для измерения отпечатка.
5. Образцы алюминиевого сплава.
6. Штангенциркуль, шлифовальная шкурка.

#### Краткие теоретические сведения

Все алюминиевые сплавы в зависимости от технологии изготовления из них полуфабрикатов и деталей делятся на деформируемые и литейные.

Из деформируемых сплавов путем горячей или холодной обработки давлением изготавливают различные профили, листы, прутки, трубы, плиты, проволоку, а также полуфабрикаты для различных деталей машин.

В зависимости от способа повышения механических свойств деформируемые алюминиевые сплавы подразделяются на сплавы, не упрочняемые термической обработкой, и сплавы, упрочняемые термической обработкой.

К деформируемым термически упрочняемым алюминиевым сплавам относятся, например, дуралюмины (Д1, Д16 и т. д.), ковошные (АК4, АК6 и т. д.) и другие сплавы. Термическая обработка таких сплавов заключается в закалке и последующем старении.

Для обоснования выбора температуры закалки, а также для объяснения тех превращений, которые происходят в сплавах при термической обработке, воспользуемся диаграммой состояния Al—Cu, приведенной на рис. 21.1.

Как видно из диаграммы, структура алюминиевого сплава в отожженном состоянии при комнатной температуре состоит из твердого раствора меди в алюминии и избыточных частиц второй фазы  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ). Закалка сплава заключается в нагреве его до температур выше линии переменной растворимости  $ab$  (сольвуса), выдержке и быстром охлаждении до комнатной температуры.

После нагрева и выдержки при температурах выше линии  $ab$  вся избыточная интерметаллидная  $\theta$ -фаза ( $\text{CuAl}_2$ ) перейдет в твердый раствор; алюминий обогатится медью. Сплав становится однофазным. При быстром охлаждении интерметаллидная  $\theta$ -фаза не успевает выделиться из твердого раствора, вследствие чего при комнатной температуре получается структура однородного пересыщенного твердого раствора меди в алюминии.

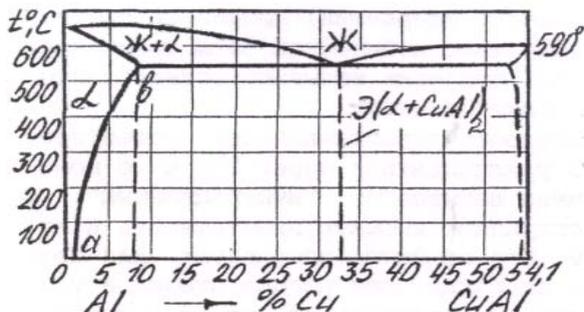


Рис. 21.1. Диаграмма состояния сплава Al—Cu

Недогрев ведет к тому, что вторичная  $\theta$ -фаза не полностью переходит в твердый раствор, что ухудшает механические свойства. Перегрев дуралюминов опасен тем, что обуславливает интенсивный рост зерен твердого раствора, окисление границ зерен и расплавление легкоплавких эвтектических примесей. Пережог является неисправимым браком термической обработки.

Нужно отметить, что в отличие от углеродистых сталей, закалка которых приводит к сильному упрочнению и резкому снижению пластичности и вязкости, при закалке алюминиевых сплавов наблюдается незначительное повышение прочности при сохранении высокой пластичности, примерно равной пластичности отожженных сплавов. Полученный после закалки пересыщенный твердый раствор находится в неустойчивом (метастабильном) состоянии, так как обладает повышенной свободной энергией. Избыточная  $\theta$ -фаза ( $\text{CuAl}_2$ ) будет выделяться из пересыщенного твердого раствора до тех пор, пока количество меди в твердом растворе не достигнет значения, соответствующего равновесной системе (0,2 % при комнатной температуре, точка  $b$  на рис. 21.1). Этот процесс называется старением. В процессе старения (дисперсионного твердения) прочность растет, а пластичность падает. Если выделение избыточной фазы происходит при комнатной температуре, то старение называют естественным, при повышенных температурах — искусственным.

Следует отметить, что твердость алюминиевых сплавов, например, дуралюминов, при естественном старении начинает заметно увеличиваться через 3–5 часов с момента закалки. Этот период времени называется *инкубационным*. В инкубационный период сплавы сохраняют высокую пластичность и хорошо обрабатываются давлением. Это свойство используют для проведения таких технологических операций, как клепка, правка и т. д.

Старение начинается с процесса диффузии атомов меди к плоскостям кристаллической решетки (100). В этих плоскостях концентрация меди достигает 55,4 %. Зоны с повышенной концентрацией меди представляют собой пластинки или диски толщиной в 2–4 атомных слоя (5–10 Å) и диаметром 20–50 атомных слоев (до 100 Å). По имени ученых Гинье (Франция) и Престона (Англия), обнаруживших эти зоны рентгеноструктурным методом, эти зоны принято называть зонами Гинье – Престона (зоны ГП).

Образование зон Гинье – Престона ведет к искажению кристаллической решетки (атомный диаметр меди меньше, чем у алюминия), что, в свою очередь, сопровождается повышением твердости, прочности и снижением пластичности сплавов. С образованием зон Гинье – Престона естественное старение заканчивается. Обычно

сплавы приобретают максимальную прочность через 5–7 суток, которая остается в дальнейшем постоянной.

Дальнейшее развитие процесса распада пересыщенного твердого раствора осуществляется только при искусственном старении. Внутри зон Гинье – Престона происходит перестройка атомов и образуются новые промежуточные  $\theta'$  ( $\text{CuAl}_2$ ) и  $\theta''$  ( $\text{CuAl}_2$ ) фазы. Они имеют сильно искаженную по сравнению с  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) фазой кристаллическую решетку. Мелкодисперсные частички  $\theta''$  и  $\theta'$  – фазы, частично когерентно или когерентно связанные с основным твердым раствором (рис. 21.2, *a, б*), упрочняют сплавы (рис. 21.3), создавая барьеры для движущихся дислокаций.

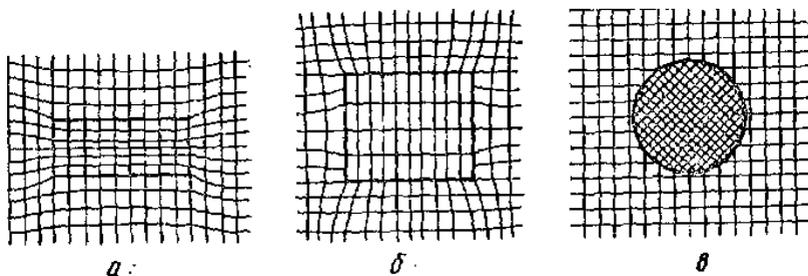


Рис. 21.2. Полностью когерентные (*a*), частично когерентные (*б*) и некогерентные (*в*) границы раздела между выделениями и матрицей

Увеличение продолжительности искусственного старения приводит к переходу  $\theta'$  ( $\text{CuAl}_2$ ) фазы в стабильную  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) фазу, не имеющую когерентной связи с твердым раствором (рис. 21.2, *в*). Образование некогерентной  $\theta$ -фазы и ее укрупнение приводят к уменьшению искажений от продолжительности старения кристаллической решетки твердого раствора и разупрочнению сплава (рис. 21.3).

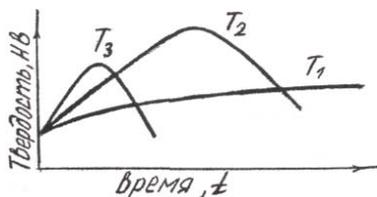
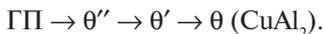


Рис. 21.3. Схема зависимости твердости закаленного дуралюмина от времени старения при различных температурах старения ( $T_1 < T_2 < T_3$ )

Таким образом, последовательность структурных изменений при искусственном старении Cu–Al сплавов можно представить в виде схемы



Эта схема справедлива и для других сплавов на основе цветных металлов. Различие заключается в неодинаковом составе, форме, строении зон, а также типе образующихся промежуточных фаз.

Как видно из рис. 21.3, при искусственном старении дуралюмина (кривые  $T_1$ ,  $T_2$  и  $T_3$ ) твердость его сначала возрастает, достигает максимума и затем снижается. Старение до достижения максимума твердости (восходящая ветвь кривой) называется упрочняющим, правее максимума (нисходящая ветвь) – разупрочняющим или перестариванием. С увеличением температуры старения максимум кривых старения смещается влево. Это объясняется тем, что с повышением температуры ускоряется процесс диффузии атомов меди и стадия перестаривания достигается раньше. Снижение максимума твердости при повышении температуры (рис. 21.3, кривая  $T_3$ ) связано с интенсивным, практически одновременным протеканием всех структурных превращений при старении.

### Задание

1. Изучить технологию термической обработки дуралюмина.
2. Определить твердость (НВ) образцов в исходном (отожженном или нормализованном) состоянии.
3. Определить по диаграмме Al–Cu температуру закалки дуралюмина.
4. Провести закалку образцов дуралюмина в воде.
5. Определить твердость (НВ) после закалки.
6. Провести искусственное старение закаленных образцов при температурах 170 °С с выдержками 5, 15, 30, 45, 60 мин; при 210 °С с выдержками 5, 15, 30, 45, 60 мин; при 250 °С с выдержками 5, 15, 30, 45, 60 мин.
7. Определить твердость (НВ) после старения.
8. Результаты испытаний занести в протокол (табл. 21.1).

9. Построить графики зависимости твердости (НВ) образцов от продолжительности старения ( $\tau$ ) для всех исследуемых температур.
10. Определить режимы термообработки дуралюмина, отвечающие максимальной твердости сплава.
11. Написать отчет об исследовании в соответствии с п. 2–10.

Таблица 21.1

Твердость дуралюмина после различных режимов старения

Марка сплава	Твердость после закалки, НВ	Температура старения, °С	Твердость (НВ) при длительности старения, мин					
			5	15	30	45	60	

### Контрольные вопросы

1. Какова структура сплавов типа дуралюмина в отожженном состоянии при комнатной температуре?
2. Как и с какой целью проводят закалку дуралюмина?
3. Чем вызвано упрочнение сплава Al–Cu при естественном и искусственном старении?
4. Опишите схему распада пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al–Cu при искусственном старении.
5. Как меняется твердость закаленного сплава с увеличением температуры или продолжительности искусственного старения?
6. Почему с повышением температуры старения стадия перестаривания достигается быстрее?

## Библиографический список

1. Физическое материаловедение : пер. с англ. : в 3 т. / под ред. Р.У. Канна, П. Хаазена. – М. : Металлургия, 1987. – 640 с.
2. Материаловедение : учеб. для вузов / под ред. Б.Н. Арзамасова. – М. : Машиностроение, 2008. – 648 с.
3. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1977. – 647 с.
4. Лахтин, Ю.М. Материаловедение : учеб. для машиностроительных вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1980. – 493 с.
5. Гуляев, Ф.П. Металловедение : учеб. для вузов / Ф.П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1978. – 647 с.
6. Геллер, Ю.А. Материаловедение. Методы анализа. Лабораторные работы и задачи : учеб. пособие для вузов / Ю.А. Геллер, Ф.Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1989. – 456 с.
7. Золоторевский, В.С. Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. – М. : Металлургия, 1998. – 306 с.
8. Бернштейн, М.Л. Механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М. : Металлургия, 1979. – 496 с.
9. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций : учеб. пособие / Г.В. Клевцов [и др.]. – М. : МИСиС, 2007. – 264 с.