

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

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум

2-е издание, переработанное и дополненное



© ФГБОУ ВО «Тольяттинский
государственный университет», 2018

ISBN 978-5-8259-1373-5

УДК 621.7

ББК 30.6

Рецензенты:

главный специалист отдела инжиниринга материалов
ПАО «АВТОВАЗ» *А.Н. Крючков*;
д-р физ.-мат. наук, директор НИИПТ Тольяттинского
государственного университета, профессор *Д.Л. Мерсон*.

Авторы:

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

Материаловедение : лабораторный практикум / Г.В. Клевцов [и др.] . –
2-е изд., перераб. и доп. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2018. – 1 оптиче-
ский диск.

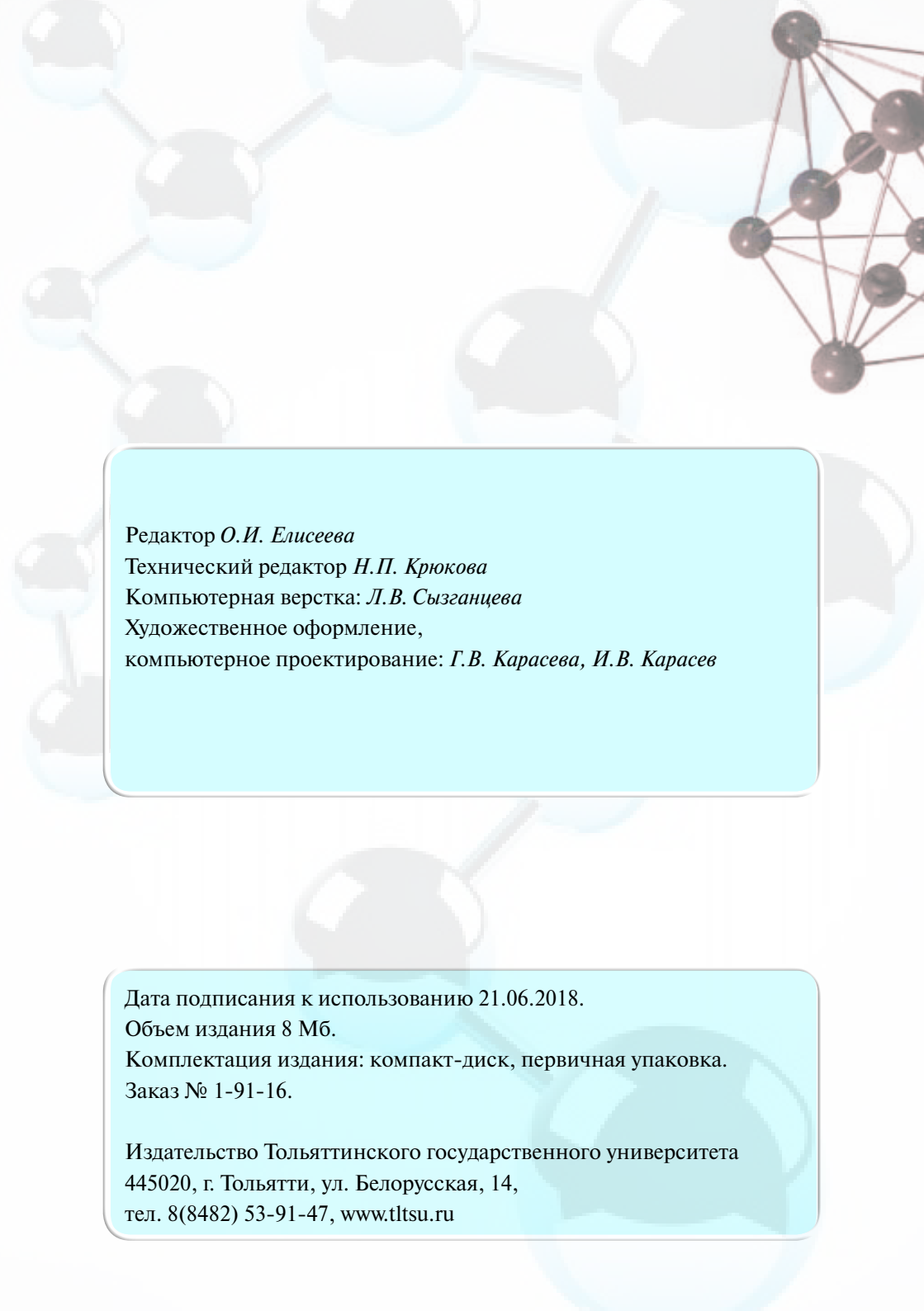
Практикум содержит подробное описание порядка выполнения
лабораторных работ по курсу «Материаловедение».

Предназначен для студентов технических направлений подго-
товки бакалавров.

Текстовое электронное издание.

Рекомендовано к изданию научно-методическим советом Толь-
яттинского государственного университета.

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

The background features a light blue and white molecular structure on the left, consisting of spheres connected by lines. On the right, there is a network graph with dark brown nodes and connecting lines. The overall background is a light, pale blue color.

Редактор *О.И. Елисеева*

Технический редактор *Н.П. Крюкова*

Компьютерная верстка: *Л.В. Сызганцева*

Художественное оформление,

компьютерное проектирование: *Г.В. Карасева, И.В. Карасев*

Дата подписания к использованию 21.06.2018.

Объем издания 8 Мб.

Комплектация издания: компакт-диск, первичная упаковка.

Заказ № 1-91-16.

Издательство Тольяттинского государственного университета

445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14,

тел. 8(8482) 53-91-47, www.tltsu.ru

Содержание

ВВЕДЕНИЕ	6
Часть 1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ.	
МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРА	7
Лабораторная работа 1. Анализ кристаллического строения металлов и сплавов	7
Лабораторная работа 2. Макроскопический анализ (макроанализ) структуры металлических материалов	22
Лабораторная работа 3. Микроскопический анализ (микроанализ) структуры металлических материалов	26
Лабораторная работа 4. Определение величины зерна стали	33
Лабораторная работа 5. Анализ диаграмм состояния двухкомпонентных систем	43
Лабораторная работа 6. Построение диаграммы состояния методом термического анализа	54
Лабораторная работа 7. Исследование структуры углеродистых сталей в равновесном состоянии методом микроанализа	58
Лабораторная работа 8. Исследование структуры углеродистых чугунов методом микроанализа	66
Часть 2. МЕХАНИЧЕСКИЕ, ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ	72
Лабораторная работа 9. Фрактографический анализ разрушения металлических материалов	72
Лабораторная работа 10. Испытание материалов на твердость	82
Лабораторная работа 11. Испытание образцов на растяжение	97
Лабораторная работа 12. Определение ударной вязкости материала	113
Лабораторная работа 13. Определение усталостной прочности материала	121

Лабораторная работа 14. Влияние холодной пластической деформации на твердость металла	131
Лабораторная работа 15. Влияние структуры металла на величину удельного электросопротивления	135
Часть 3. ТЕРМИЧЕСКАЯ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ	140
Лабораторная работа 16. Отжиг и нормализация углеродистой стали	140
Лабораторная работа 17. Закалка углеродистой и легированной стали	148
Лабораторная работа 18. Отпуск углеродистой стали	153
Лабораторная работа 19. Влияние количества углерода на твердость закаленной углеродистой стали	161
Лабораторная работа 20. Влияние скорости охлаждения на твердость углеродистой стали	166
Лабораторная работа 21. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали, определенную методом торцевой закалки	174
Лабораторная работа 22. Влияние температуры нагрева на твердость термообработанной инструментальной стали	179
Лабораторная работа 23. Влияние цементации на микроструктуру и твердость стали	183
Лабораторная работа 24. Закалка и старение алюминиевого сплава	187
Часть 4. КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ	194
Лабораторная работа 25. Классификация и маркировка конструкционных сталей и сплавов	194
Лабораторная работа 26. Классификация и маркировка инструментальных сталей и сплавов с особыми физическими свойствами	215
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	224

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.

Бакалавры, 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 структуры и свойств, а также результатов физико-механических, коррозионных и других испытаний.

Лабораторные работы по дисциплине «Материаловедение» предназначены для закрепления теоретических знаний, полученных из лекционного курса, а также для получения практических умений и навыков, которыми должны обладать бакалавры в ходе изучения вышеуказанной дисциплины.

Лабораторный практикум по курсу «Материаловедение» проходят студенты, обучающиеся более чем по 10 направлениям и специальностям: «Материаловедение и технологии материалов», «Машиностроение», «Автомобили и тракторы», «Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств», «Управление в технических системах», «Энергетическое машиностроение», «Электроника и нанoeлектроника», «Электроэнергетика и электротехника», «Техносферная безопасность» и др. Поскольку практически каждый учебный год изменяется количество часов лабораторного практикума по курсу материаловедения для вышеуказанных специальностей и направлений подготовки, список лабораторных работ, проводимых со студентами каждого из направлений, утверждается кафедрой «Нанотехнологии, материаловедение и механика» ежегодно.

Лабораторный практикум разделен на четыре части:

- 1) кристаллическое строение материалов. Макро- и микроструктура;
- 2) механические, физические свойства и разрушение материалов;
- 3) термическая и химико-термическая обработка материалов;
- 4) классификация и маркировка сталей и сплавов.

Часть 1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ. МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРА

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. Такое расположение атомов 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 металла представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), между которыми движутся свободные электроны. Электростатические силы притяжения между ионами и электронами уравнивают силы отталкивания между ионами. При этом 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*. Чистые металлы имеют одну из нижеуказанных видов кристаллической решетки: объемноцентрирован-

ную кубическую (ОЦК), гранецентрированную кубическую (ГЦК) и гексагональную плотноупакованную (ГПУ) (рис. 1.1).

ОЦК решетку имеют, например, α -железо, литий, ванадий, вольфрам, молибден, хром, тантал; ГЦК решетку — алюминий, γ -железо, медь, золото, никель, платина, свинец, серебро. ГПУ решетку имеют магний, цинк, бериллий, кадмий, кобальт, α -титан.

Координатные направления (кристаллографические оси). В системе кристаллографических осей форма элементарной ячейки пространственной решетки может быть описана с помощью трех координатных углов α , β и γ между кристаллографическими осями и трех параметров решетки a , b , c .

Для элементарных ячеек 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 $a = b \neq c$.

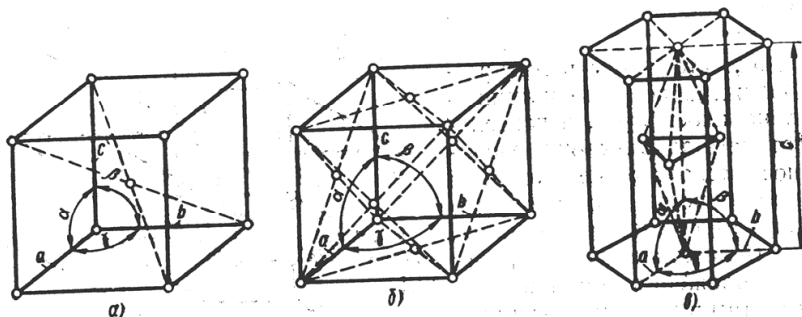


Рис. 1.1. Основные типы элементарных ячеек Браве, характерные для металлов: *a* — объемноцентрированная кубическая; *б* — гранецентрированная кубическая; *в* — гексагональная плотноупакованная

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 $A_1B_1C_1$ отсекает 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.

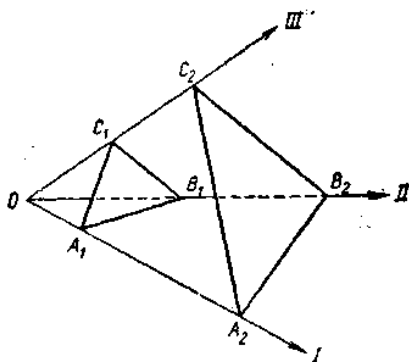


Рис. 1.2. Схема к определению символа атомной плоскости в кристалле

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

ющий этой оси, равен нулю. На рис. 1.3 приведены примеры индирования плоскостей в кубической элементарной ячейке Браве.

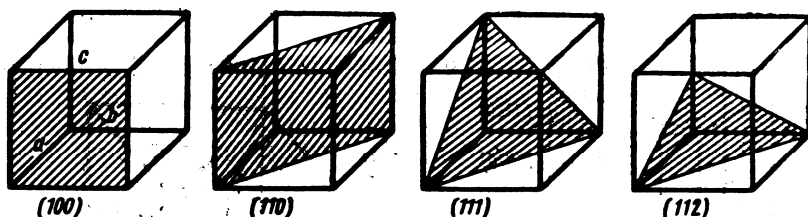


Рис. 1.3. Примеры символов атомных плоскостей в кубическом кристалле

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 индцирования кристаллографических направлений в кубическом кристалле.

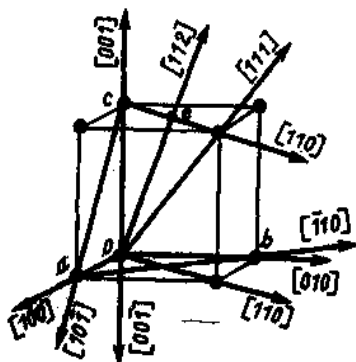


Рис. 1.4. Примеры индцирования кристаллографических направлений в кубическом кристалле

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 — $[112]$. Чтобы определить символ направления ab , мысленно перенесем его параллельно самому себе в точку o ; тогда координаты точки b — $\bar{1}, 1, 0$; символ направления — $[\bar{1}10]$. При изменении направления на обратное знаки индексов изменяются на противоположные, например, $[001]$ и $[00\bar{1}]$ (см. рис. 1.5). Параллельные направления имеют одинаковые символы и объединяются в семейства. Семейства идентичных, но непараллельных направлений образуют совокупность, которую обозначают $\langle uvw \rangle$, например, в совокупность направлений $\langle 100 \rangle$ входят семейства направлений $[100]$, $[\bar{1}00]$, $[001]$, $[00\bar{1}]$, $[010]$, $[0\bar{1}0]$.

В гексагональных кристаллах для индцирования плоскостей используют в основном четырехосную систему координат. Примеры индцирования 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 ин-

дексов и записывается (hkl) . 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

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

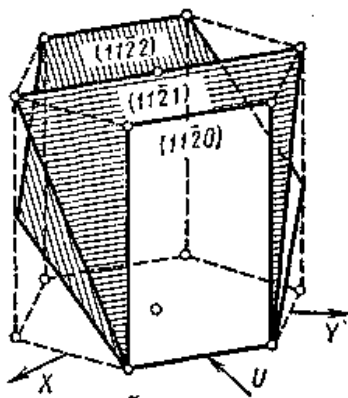


Рис. 1.5. Примеры индцирования плоскостей в гексагональном кристалле

Например, 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 $(11\bar{2}0)$. Это ближайшая к нам плоскость на рис. 1.5. 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 (рис. 1.6) 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:

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

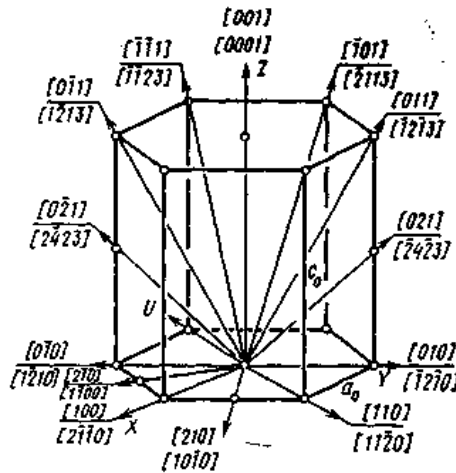


Рис. 1.6. Примеры индцирования направлений в гексагональном кристалле

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

Под *числом атомов на ячейку* понимают число атомных объемов, приходящихся на одну элементарную ячейку Браве. Примем объем одного атома за единицу. Для примера рассмотрим объемноцентрированную ячейку, которая образована девятью атомами, восемь из которых расположены в вершинах куба, а один — в центре куба. Каждый атом в вершине принадлежит одновременно восьми соседним ячейкам, следовательно, одной ячейке принадлежит $1/8$ часть каждого из восьми атомов: $1/8 \cdot 8 = 1$; атом в центре куба полностью принадлежит ячейке. Таким образом, объемноцентри-

рованная ячейка образована двумя атомными объемами, т. е. на ячейку приходится два атома.

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 η называют выраженное в процентах отношение объема V_a , занятого атомами в ячейке, к объему всей ячейки V_y :

$$\eta = (V_a/V_y) \cdot 100 \%$$

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

Дефекты кристаллического строения. Реальный кристалл отличается от идеального наличием дефектов кристаллического строения, которые оказывают влияние, часто решающее, на макроскопические свойства кристаллических тел. По геометрическим признакам дефекты подразделяют на три группы:

- точечные (нульмерные);
- линейные (одномерные);
- 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 междоузлиях кристаллической решетки. К примесным относятся атомы другого (или других) элементов, растворенные в основной решетке по принципу замещения или внедрения (рис. 1.7).

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, γ -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.

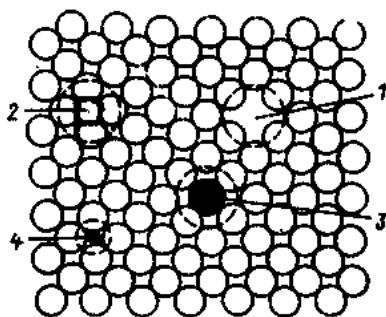


Рис. 1.7. Точечные дефекты в двухмерной модели кристалла:
 1 – вакансия; 2 – собственный межузельный атом; 3 – примесный атом замещения; 4 – примесный атом внедрения

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, например 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 «трубы» диаметром от двух до десяти атомных диаметров, осью которой 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 (τ).

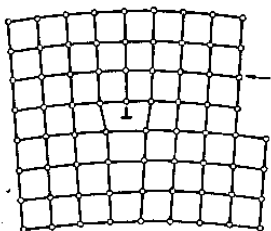


Рис. 1.8. Модель краевой дислокации в примитивной кубической решетке (стрелка – вектор сдвига)

Под действием внешнего приложенного напряжения краевая дислокация может перемещаться скольжением по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям. преимуще-

ственное 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 $\{111\}$ и направления совокупности $\langle 110 \rangle$ (Cu, Al, Ni), с объемноцентрированной кубической решеткой – $\{110\}$ (α -Fe, Mo, Nb), $\{211\}$ (Ta, W, α -Fe), $\{321\}$ (Cr, α -Fe) и $\langle 111 \rangle$, с гексагональной плотноупакованной – $\{0001\}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (Zn, Mg, Be), $\{1\bar{1}00\}$, $\{10\bar{1}1\}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (Ti), $\{11\bar{2}2\}$, $\langle 1\bar{2}13 \rangle$ (Ti). 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 (рис. 1.9).

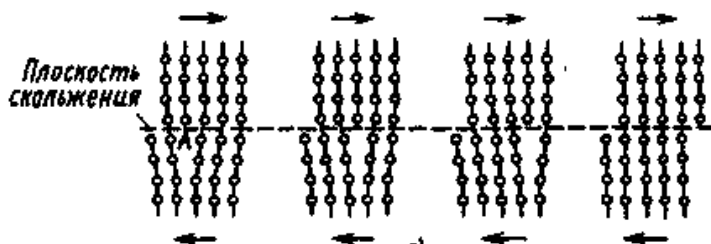


Рис. 1.9. Схема скольжения краевой дислокации

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 b и его мощностью соответственно. 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, *б*).

Винтовая дислокация подразделяется на правую (рис. 1.10, *б*), когда при движении от верхней плоскости к нижней линию дислокации нужно обходить по часовой стрелке, и левую, 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).

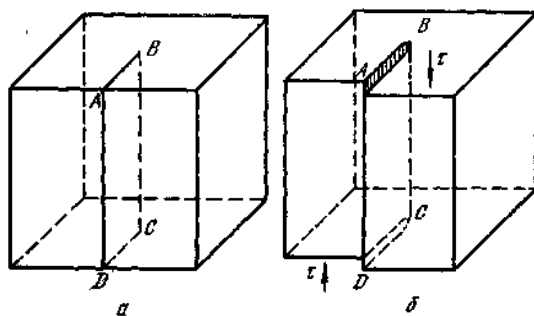


Рис. 1.10. Винтовая дислокация *BC*, созданная сдвигом:
a, *б* – кристалл до и после сдвига по плоскости *ABCD* соответственно;
 τ – напряжение сдвига

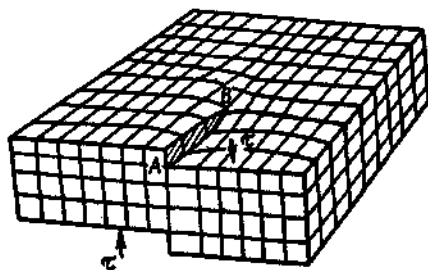


Рис. 1.11. Кристалл с винтовой дислокацией

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 Бюргерса. В результате скольжения как краевой, так и винтовой дислокации, на поверхности кристалла образуется ступенька высотой, равной по модулю вектору Бюргерса b (рис. 1.12).

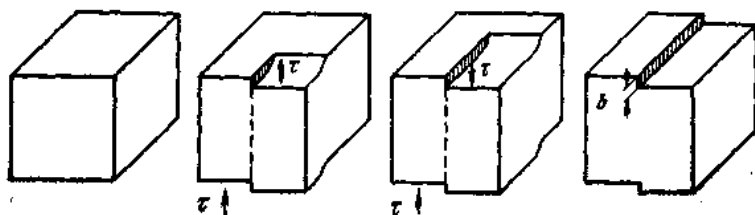


Рис. 1.12. Схема скольжения винтовой дислокации

Дислокации присутствуют во всех кристаллах. Так, в недеформированных металлах плотность дислокаций составляет 10^6 – 10^8 см⁻²; в гомеоплярных кристаллах – 10^4 см⁻². При внешнем напряжении, равном критическому скалывающему $\tau_{кр} = 10^{-5} G$, 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⁻²; в гомеоплярных кристаллах до 10^8 см⁻². Препятствиями для движу-

щихся 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° , и высокоугловыми (большеугловыми) при большей разориентации.

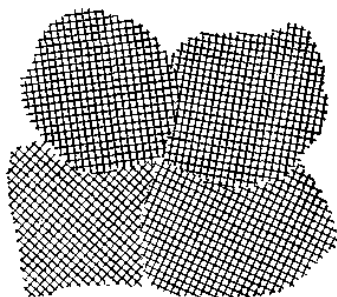


Рис. 1.13. Схема, иллюстрирующая поверхностный дефект

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.

Порядок проведения лабораторной работы

Каждый студент выполняет индивидуальное задание (см. п. 1–5) по указанию преподавателя. Отчет по пунктам задания делается в произвольной форме.

1. Плоскость в кубическом кристалле отсекает на координатных осях отрезки, равные a ; $2b$; c . Определите кристаллографические индексы плоскости (hkl).

2. Постройте 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. Определите символ направления, проходящего через точки $(0, b/3, c/3)$.

4. Постройте пространственное изображение следующих направлений в кубе $[100]$; $[010]$; $[001]$; $[\bar{1}00]$; $[0\bar{1}0]$; $[00\bar{1}]$; $[110]$; $[101]$; $[011]$; $[111]$; $[\bar{1}11]$; $[1\bar{1}1]$; $[11\bar{1}]$; $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$; $[1\bar{1}\bar{1}]$; $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$; $[211]$; $[311]$.

5. Подсчитайте число атомов в ячейке и координационное число для ОЦК, ГЦК и ГПУ решеток.

Контрольные вопросы

1. Сколько типов элементарных ячеек Браве 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 Бюргера? Какова мощность вектора Бюргера? Как направлен вектор Бюргера по отношению к линии краевой и винтовой дислокации?
8. Что такое поверхностные дефекты?
9. На какие механические и физические свойства кристаллических твердых тел влияют дефекты кристаллической структуры?

Лабораторная работа 2

Макроскопический анализ (макроанализ) структуры металлических материалов

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 проводят исследование макроструктуры, т. е. строения металла, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении (до 10–30 раз) с помощью лупы.

Макроанализ применяют для выявления в металле несплошностей (газовых пузырей, усадочной рыхлости, раковин, трещин, 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° . После шлифования образец протирают 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 см^3 воды).

Работу выполняют в следующей последовательности.

1. Отшлифованную поверхность образца протирают салфеткой, 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 10–45 мин, затем вынимают из реактива.
4. Образец промывают водой, затем 10–15%-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. Структуру литой стали (дендритную структуру) выявляют травлением отшлифованного образца в 15%-ном водном растворе пересульфата аммония.

Работу выполняют в следующей последовательности.

1. Отшлифованную поверхность образца протирают салфеткой, 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:

- а) 85 г хлорной меди, 53 г хлористого аммония в 1000 см³ воды;
- б) 50 см³ HCl, 50 см³ воды.

Травление производят по методике выявления дефектов, нарушающих сплошность металла.

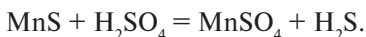
Выявление неоднородности распределения (ликвации) серы. Для выявления в стали ликвации серы применяют метод Баумана.

1. Макрошлиф протирают салфеткой, 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.

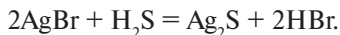
3. Полученный отпечаток промывают в воде, фиксируют в 25%-ном водном растворе гипосульфита, снова промывают в воде и просушивают.

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

Появление темных участков в местах, обогащенных серой, объясняется тем, что сначала между серной кислотой, впитавшейся в фотобумагу, и включениями сульфида марганца, в виде которых сера находится в стали, происходит следующая реакция:



Образующийся сероводород действует на бромистое серебро эмульсионного слоя, и 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 см³ воды. С этой целью:

1) отшлифованную поверхность образца протирают салфеткой, 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 салфеткой и просушивают.

Порядок проведения лабораторной работы

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 по работе в соответствии с п. 1–4 в произвольной форме.

Контрольные вопросы

1. Каково 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 Микроскопический анализ (микроанализ) структуры металлических материалов

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, салфетки.

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 включает 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. 3.1, *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. 3.1, *в, г*).

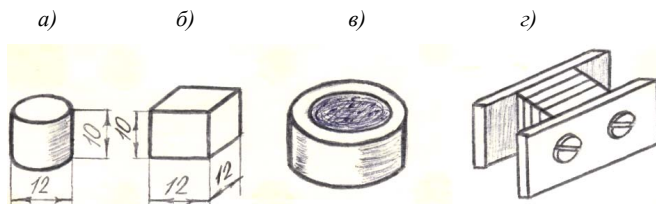


Рис. 3.1. Подготовка к микроанализу: *а, б* – металлографические образцы; *в, г* – приспособления для монтирования образцов малого размера

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

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 салфеткой (или промывают), образец поворачивают на 90° , чтобы риски от предыдущего шлифования располагались перпендикулярно, и шлифуют до полного исчезновения рисков, полученных от предыдущего шлифования. Нельзя переходить с крупнозернистой шлифовальной шкурки сразу на мелкозернистую, а также сильно нажимать на образец 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 рисков 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 салфеткой, 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 прикладыванием фильтровальной бумаги или слегка протирая сухой ватой. Качество травления контролируют с помощью микроскопа. Если структура недостаточно выявлена, то микрошлиф 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. 3.1 представлены некоторые травители, применяемые при микроанализе углеродистых сталей и чугунов.

Травители, применяемые при микроанализе углеродистых сталей и чугунов

№ п/п	Состав реактива	Назначение
1	Раствор HNO_3 (1–5 мл) в этиловом спирте (100 мл)	Для выявления перлита, границ зерен феррита, структуры мартенсита и троостита
2	Раствор HCl (3 мл) или пикриновой кислоты (4 г) в воде (100 мл)	Выявляет 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. 3.2). Осветитель содержит фонарь 1, внутри кожуха которого находится лампа, и центровочные винты 2, служащие для совмещения центра нити лампы с оптической осью коллектора.

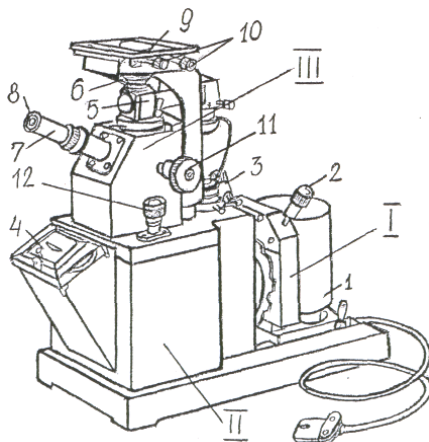


Рис. 3.2. Металлографический микроскоп МИМ-7

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, и 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. 3.2 не показано). Микрометрический 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. 3.2. Начинать надо с меньших увеличений, переходя к большим.

2. В отверстие визуального тубуса 7 (рис. 3.2) 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 3.2

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

Порядок проведения лабораторной работы

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

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. Приведите примеры травителей, используемых для выявления микроструктуры.

7. Опишите устройство металлографического микроскопа МИМ-7 (МИМ-8).
8. Как установить требуемое увеличение микроскопа?
9. Дайте определение разрешающей способности микроскопа.

Лабораторная работа 4

Определение величины зерна стали

Цель работы – научиться выявлять действительное и природное (наследственное) зерно стали и определять величину зерна под микроскопом.

Приборы, материалы и инструмент

1. Образцы мало-, средне- и высокоуглеродистой стали.
2. Цементационный ящик.
3. Карбюризатор.
4. Муфельная печь.
5. Наждачное точило; шлифовальная бумага № 60–240.
6. Полировальный станок, полировальная жидкость.
7. 4%-ный раствор азотной кислоты в спирте, раствор пикрата натрия, спирт.
8. Металлографический микроскоп МИМ-6.
9. 15%-ный раствор соляной кислоты в спирте.
10. Окуляр-микрометр.

Краткие теоретические сведения

Зерно стали разделяют на действительное и природное (наследственное) аустенитное.

Действительным называют зерно, которое получается в стали после различной обработки (термической, горячей, механической и др.).

Под *природным* (наследственным) зерном подразумевают склонность аустенитного зерна к росту при повышении температуры (рис. 4.1). О склонности аустенитного зерна к росту можно судить по размеру зерна аустенита, которое получается в стали при нагревании ее до температуры, значительно превышающей критическую точку A_{c1} . В зависимости от величины зерна аустенита, образующе-

гося при нагревании, стали разделяются на наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

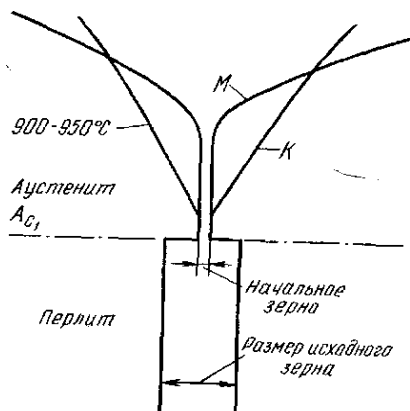


Рис. 4.1. Схема роста зерна в наследственно крупнозернистой (К) и мелкозернистой (М) стали

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до высоких температур (1000–1050 °С) зерно растет незначительно, однако при более высоком нагреве наступает бурный рост зерна. В наследственно крупнозернистой стали, наоборот, сильный рост зерна наблюдается даже при незначительном перегреве выше A_{c1} (рис. 4.1).

Подготовка образцов для определения величины действительного зерна

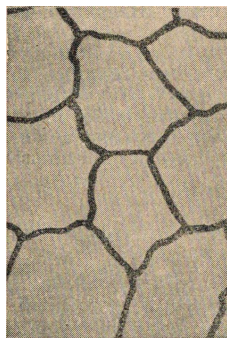
Целесообразно использовать цилиндрические образцы диаметром 10–20 мм и высотой 0,7–0,8 мм или прямоугольные с площадью основания 12×12 мм и высотой 10 мм. Образцы не должны подвергаться дополнительному нагреву. Для исследования из образца обычным методом (шлифование, полирование, травление) изготовляют микрошлиф.

Определение величины зерна под микроскопом

Величина зерна под микроскопом определяется:

- а) путем сравнения видимых на микрошлифе зерен с эталонными изображениями, предусмотренными стандартной восьмибальной шкалой размеров зерен (рис. 4.2);

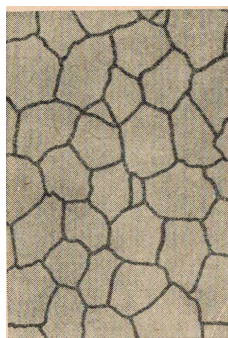
- б) при помощи окуляр-микрометра;
в) методом подсчета пересечений границ зерен (методом секущей).



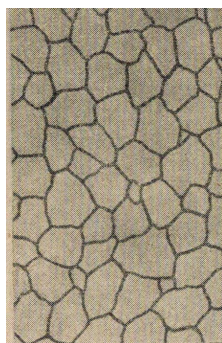
Зерно № 1



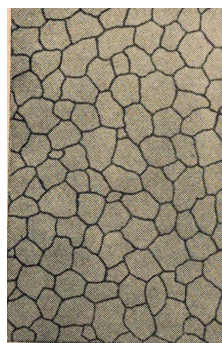
Зерно № 2



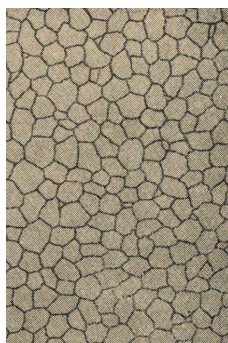
Зерно № 3



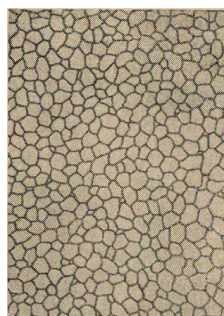
Зерно № 4



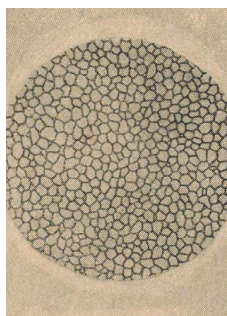
Зерно № 5



Зерно № 6



Зерно № 7



Зерно № 8

Рис. 4.2. Стандартная шкала для оценки величины зерна (стократное увеличение)

Методика определения величины зерна путем сравнения

1. Микршлиф рассматривают в микроскоп при увеличении в 100 раз.

2. Сравнивают полученное зерно со стандартной шкалой для оценки величины зерна (рис. 4.2) и определяют размер (номер) зерна. Зерна до № 5 считаются крупными, а зерна большего номера — мелкими.

3. При наличии одновременно зерен двух номеров величину зерна обозначают двумя номерами, указывая (ориентировочно), какую площадь (в процентах) занимают те и другие зерна, например, № 3 — 25 %, № 6 — 75 % (рис. 4.3). Если зерна одного из размеров занимают площадь менее 10 %, то такие зерна во внимание не принимают и величину зерна обозначают одним номером.



Рис. 4.3. Микроструктура стали со смешанным зерном № 3–6

Методика определения величины зерна при помощи окуляр-микрометра

1. Определяют цену деления шкалы окуляр-микрометра.

Для этого нужно:

- вместо окуляра вставить в металлографический микроскоп окуляр-микрометр, а на предметный столик поместить объектив-микрометр;
- вращением окуляра совместить шкалы окуляр-микрометра и объектив-микрометра;
- подсчитать, в какое число делений окуляр-микрометра укладывается шкала объектив-микрометра или определенное количество его делений;

– определить цену деления шкалы окуляр-микрометра $\Pi_{\text{ок}}$ по формуле

$$\Pi_{\text{ок}} = \frac{\Pi_{\text{об}} \cdot A_{\text{об}}}{A_{\text{ок}}} \text{ мм},$$

где $\Pi_{\text{об}}$ – цена деления шкалы объектив-микрометра, равная 0,01 мм; $A_{\text{об}}$ – число совмещенных делений объектив-микрометра; $A_{\text{ок}}$ – число совмещенных делений окуляр-микрометра.

2. Рассматривая микрошлиф в микроскоп, подсчитывают, сколько зерен приходится на определенное число делений окуляр-микрометра (шкалу окуляр-микрометра располагают при этом горизонтально).

3. Подсчитывают размер зерна в горизонтальном направлении L_{Γ} :

$$L_{\Gamma} = \frac{A_{\text{ок}} \cdot \Pi_{\text{ок}}}{K},$$

где $A_{\text{ок}}$ – число делений окуляр-микрометра; $\Pi_{\text{ок}}$ – цена деления окуляр-микрометра; K – количество зерен, приходящихся на число делений окуляр-микрометра $A_{\text{ок}}$.

4. Вращением окуляра перемещают шкалу в вертикальное положение и подсчитывают, сколько зерен приходится на определенное число делений окуляр-микрометра.

5. Подсчитывают размер зерна в вертикальном положении $L_{\text{в}}$:

$$L_{\text{в}} = \frac{A_{\text{ок}} \cdot \Pi_{\text{ок}}}{K}.$$

6. Определяют средний размер зерна $L_{\text{ср}}$:

$$L_{\text{ср}} = \frac{L_{\Gamma} + L_{\text{в}}}{2}.$$

7. Определяют площадь зерна F , считая, что полученный средний размер зерна равен среднему диаметру зерна:

$$F = \frac{\pi L_{\text{ср}}^2}{4}.$$

8. По полученной площади в мкм^2 определяют номер зерна, пользуясь для этого данными, представленными в табл. 4.1.

Таблица 4.1

Геометрические параметры зерен различных номеров

Номер зерна	Средняя площадь зерна в мкм ²	Число зерен на площади 1 мм ²	Число зерен в 1 мм ³	Среднее число зерен, видимых под микроскопом при увеличении $\times 100$ на площади 10 см ²
1	64 000	16	45	1,5
2	32 000	32	128	3,0
3	16 000	64	360	6,0
4	8 000	128	1 020	12,0
5	4 000	256	2 900	24,0
6	2 000	512	8 200	48,0
7	1 000	1024	23 000	96,0
8	500	2048	65 000	192,0

**Определение величины зерна путем подсчета
пересечений границ зерен**

Метод состоит в подсчете зерен, пересеченных отрезком прямой, и определении среднего условного диаметра в случае равноосных зерен или количества зерен в 1 мм³ в случае неравноосных зерен.

Методика определения величины зерна

1. Подсчет пересечений зерен проводят на матовом стекле микроскопа или микрофотографиях, на которых проводят несколько отрезков произвольной длины (например, 80 или 100 мм при увеличении 100, что соответствует длине 0,8 или 1 мм на шлифе).

2. Длину отрезков выбирают с таким расчетом, чтобы каждый из них пересекал не менее 10 зерен. При этом увеличение подбирают так, чтобы на исследуемой поверхности было не менее 50 зерен.

3. Подсчитывают точки пересечений отрезков прямых линий с границами зерен. Зерна на концах прямой, не пересеченные ею целиком, принимают за одно зерно.

4. Определяют суммарную длину отрезков L , выраженную в миллиметрах, и суммарное число пересеченных зерен N .

5. Измерения проводят не менее чем в пяти характерных местах шлифа. Допускаемые расхождения результатов пяти определений при подсчете пересечений должны быть не более 50 %.

6. Подсчет количества пересечений равноосных зерен проводят на двух взаимно перпендикулярных отрезках прямых, проведенных в каждом из пяти мест шлифа (табл. 4.2).

Таблица 4.2

Пример расчета среднего условного диаметра равноосного зерна

Количество полей зрения	Общая длина отрезков при $l = 0,6$ мм	Число пересечений в каждом поле зрения на двух прямых					Общее число пересечений	Средний условный диаметр d_l , мм	Номер зерна по баллу
		1	2	3	4	5			
5	$5 \cdot 2 \cdot 0,6 = 6,0$	35	37	39	37	41	188	$6,0/188 = 0,0319$	7

7. Средний условный диаметр зерна (d_l), мм, вычисляют по формуле

$$d_l = L/N,$$

где L – суммарная длина отрезков, мм; N – общее число зерен, пересеченных отрезками длиной L .

8. Число неравноосных зерен в 1 мм^3 шлифа определяют на шлифах, изготовленных вдоль и поперек главной оси симметрии. В этом случае отрезки прямых проводят параллельно осям симметрии (рис. 4.4).

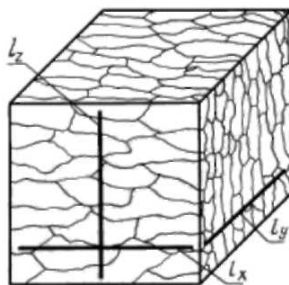


Рис. 4.4. Схема проведения прямых линий по трем направлениям на двух шлифах

9. Среднее число неравноосных зерен (N_l) в 1 мм^3 объема шлифа вычисляют по формуле

$$N_l = 0,7 \cdot N_x \cdot N_y \cdot N_z,$$

где $0,7$ – коэффициент, учитывающий неравноосность зерен; N_x – количество пересечений границ зерен на 1 мм длины в продольном направлении (вдоль оси вытянутых зерен); N_y – количество пересечений границ зерен на 1 мм длины в поперечном направлении; N_z – количество пересечений границ зерен на 1 мм длины в перпендикулярном направлении.

Запись результатов подсчета числа пересечений зерен в пяти наиболее характерных участках шлифа при увеличении $\times 100$ приведена в табл. 4.3. Длина линий составляет 50 мм, что соответствует длине на шлифе 0,5 мм.

Если подсчет ведется при увеличении, отличающемся от $\times 100$, то длину отрезка делят на применяемое увеличение; остальной расчет ведется, как при увеличении $\times 100$.

Таблица 4.3

Пример расчета количества зерен в 1 мм³

Номер поля зрения	Число пересечений границ на 1 мм			Количество зерен в 1 мм ³ , N_l	Номер зерна
	N_x	N_y	N_z		
1	16	30	24	8064	—
2	14	28	22	6036,8	—
3	16	30	22	7392	—
4	14	26	20	5096	—
5	16	32	24	8601,6	—
Среднее из 5	15,2	29,2	22,4	6959,41	5

Подготовка образцов для определения величины природного (наследственного) зерна

Для определения величины аустенитного зерна, необходимого для оценки природной наследственности зерна, используют образцы тех же размеров, что и для определения величины действительного зерна. Для выявления аустенитного зерна применяются следующие методы обработки образцов: цементация, окисление, нагревание.

Выявление аустенитного зерна методом цементации

Этот метод применяется для выявления зерна аустенита в доэвтектоидных, главным образом, малоуглеродистых цементуемых сталях марок 10, 15, 20. Зерно по этому методу выявляется по карбидной сетке в заэвтектоидной зоне образца.

Методика выявления зерна

1. Очищенные от окалины образцы помещают в цементационный ящик и засыпают карбюризатором. Расстояние между образцами должно быть не менее 20 мм. Карбюризатор применяют энергично действующий, например, состава: 40 % BaCO_3 + 60 % березового угля, или 30 % Na_2CO_3 + 70 % березового угля.
2. Ящик закрывают крышкой и обмазывают огнеупорной глиной.
3. Ящик с упакованными в карбюризаторе образцами помещают в печь, нагретую до 930 ± 10 °С.
4. После полного прогрева ящик выдерживают при 930 °С в течение 8 часов.
5. Ящик с образцами охлаждают вместе с печью до 600 °С со скоростью не более 100 град/ч для углеродистой стали и не более 50 град/ч для легированной стали.
6. После охлаждения до 600 °С ящик распаковывают, образцы из ящика вынимают и охлаждают на воздухе.
7. Приготавливают микрошлиф. При зачистке образцов необходимо снять поверхностный слой на глубину не менее 2 мм.

Травление образцов производят 4%-ным раствором азотной кислоты в спирте для получения светлой карбидной сетки на темном фоне или кипящим раствором пикрата натрия для получения темной карбидной сетки на светлом фоне.

Выявление аустенитного зерна методом окисления

Этот метод применяется для выявления зерна аустенита в средне- и высокоуглеродистых сталях. Зерно по этому методу выявляется по сетке окислов.

Методика выявления зерна

1. Образцы шлифуют с обоих торцов на наждачной бумаге до № 240.
2. Образцы помещают в печь, нагретую до 930 °С, располагая их на полу печи цилиндрической поверхностью (но не ставят на торец) с целью равномерного окисления обоих торцов.

3. Образцы выдерживают при 930 °С в течение 3 часов (время выдержки регламентирует ГОСТ 5639-51). При проведении лабораторной работы время выдержки может быть сокращено до 30–60 мин. В процессе выдержки при 930 °С происходит окисление поверхности образцов, причем окисление неравномерное, более глубокое по границам зерен аустенита.
4. После выдержки образцы охлаждают в воде.
5. Приготавливают микрошлиф. Шлифовать необходимо до удаления окислов с торцевой поверхности образца, но сетка окислов, окаймляющих бывшие зерна аустенита, должна остаться. Поэтому шлифовать нужно осторожно и в процессе шлифования периодически просматривать микрошлиф под микроскопом. После шлифования образцы полируют и для лучшего выявления сетки окислов травят 15%-ным раствором соляной кислоты в спирте в течение 2–10 мин. Если микрошлиф получился неудовлетворительным, используется второй торец, на котором также приготавливается микрошлиф.

Выявление аустенитного зерна методом нагревания образцов до 930 °С

Этот метод применяется для выявления зерна аустенита в доэвтектоидной среднеуглеродистой стали (0,3–0,6 % С) и в заэвтектоидной стали. Зерно по этому методу выявляется по сетке феррита в доэвтектоидной стали и по карбидной сетке в заэвтектоидной стали.

Методика выявления зерна

1. Образцы помещают в печь, нагретую до 930 °С, и выдерживают при этой температуре 30–60 мин.
2. Образцы из доэвтектоидной стали охлаждают на воздухе; образцы из заэвтектоидной стали охлаждают вместе с печью с 930 °С до 600 °С со скоростью 80–100 град/ч, а далее – на воздухе.
3. Приготавливают микрошлиф. Травление образцов доэвтектоидной и заэвтектоидной стали производят 4%-ным раствором азотной кислоты в спирте для получения светлой ферритной сетки на темном фоне в доэвтектоидной стали и светлой карбидной сетки на темном фоне в заэвтектоидной стали. При травлении образцов заэвтектоидной стали кипящим раствором пикрата натрия получается темная карбидная сетка на светлом фоне.

Порядок проведения лабораторной работы

1. Определить величину действительного зерна стали с помощью микроскопа путем сравнения, при помощи окуляр-микрометра или путем подсчета пересечений границ зерен.
2. Выявить природное (наследственное) аустенитное зерно в малоуглеродистой стали методом цементации; в средне- и высокоуглеродистых сталях – методом окисления; в среднеуглеродистой стали – методом нагревания.
3. Составить отчет о работе, согласно п. 1, 2 в произвольной форме.

Контрольные вопросы

1. Что понимают под действительным и природным зерном стали?
2. Какие методы существуют для выявления аустенитного зерна в мало-, средне- и высокоуглеродистых сталях?
3. Какие методы существуют для определения величины зерна стали?
4. Для чего определяют природное (наследственное) зерно стали?

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 ме-

таллическим 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 поверхность 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 кристал-

лическую решетку, отличную от решеток компонентов, собственные связи и обладает собственными новыми свойствами. Между компонентами в химическом соединении сохраняется строгое стехиометрическое соотношение, которое 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. Различают простую, эвтектическую и эвтектоидную механические смеси.

Процессы, протекающие в металлах и сплавах при фазовых превращениях, 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; Φ — 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 диаграммы 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 A и B с температурами плавления соответственно T_A и T_B в жидком и твердом состоянии полностью растворяются друг в друге.

Линию $T_A T_B$ (рис. 5.1, a) называют линией ликвидус. *Линия ликвидус* — это геометрическое место точек (температур) начала кристаллизации сплавов. Выше линии ликвидус сплавы находятся в жидком состоянии (Ж).

Линию $T_A T_B$ называют линией солидус. *Линия солидус* — это геометрическое место точек (температур) конца кристаллизации сплавов. Ниже линии солидус все сплавы находятся в твердом состоянии

(α -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.

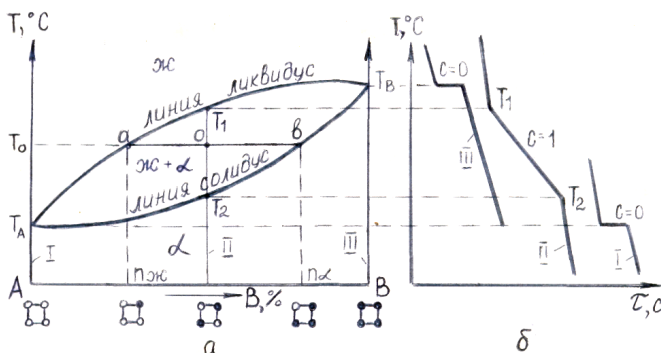


Рис. 5.1. Графическое описание процессов в сплавах, образующих неограниченные твердые растворы: *a* — диаграмма состояния; *б* — кривые охлаждения

Пусть требуется определить объемное содержание и химический состав (концентрацию) жидкой и твердой фазы в точке o (при температуре T_0 и концентрации сплава II) (рис. 5.1, *a*). С этой целью через точку o проводят горизонтальную линию, параллельную оси концентрации, называемую *конодой*, до пересечения с линиями ликвидус и солидус (линия ao). Точка пересечения коноды с линией ликвидус (точка a), спроецированная на ось концентрации, покажет химический состав жидкой фазы ($n_{ж}$) при температуре T_0 (рис. 5.1, *a*). Точка пересечения коноды с линией солидус (точка b), спроецированная на ось концентрации, покажет химический состав твердой фазы (n_{α}) при той же температуре.

Для определения количества жидкой или твердой фаз при температуре T_0 (рис. 5.1, *a*) нужно взять отношение длины отрезков, расположенных противоположно составу фаз, к длине всей коноды. В нашем случае объемное содержание жидкой ($V_{ж}$) и твердой (V_{α}) фаз в сплаве будет равно соответственно

$$V_{\text{ж}} = \frac{ob}{ab} \cdot 100\%,$$

$$V_{\alpha} = \frac{ao}{ab} \cdot 100\%.$$

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 A переходит в твердое состояние. Процесс кристаллизации компонента A происходит при постоянной температуре (горизонтальное плато на кривой охлаждения) (рис. 5.1, б, кривая I), так как согласно правилу фаз две фазы – твердая и жидкая – могут находиться в равновесном состоянии только при строго постоянной температуре ($C = 1 + 1 - 2 = 0$) (нонвариантное состояние). После кристаллизации компонента A температура снова будет равномерно понижаться. Аналогично может быть рассмотрена кристаллизация компонента B (рис. 5.1, б, кривая III).

При охлаждении сплава II кристаллизация с образованием α -твердого раствора начинается при температуре T_1 (рис. 5.1, б) и заканчивается при температуре T_2 , т. е. кристаллизация сплава протекает в интервале температур $T_1 - T_2$. На кривой охлаждения отмечается перегиб. Согласно правилу фаз число степеней свободы $C = 1$ ($C = 2 + 1 - 2 = 1$). При дальнейшем снижении температуры происходит охлаждение только α -твердого раствора.

Аналогично кристаллизуются и другие сплавы этой системы.

Диаграмма состояния сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов. Два компонента A и B с температурами плавления соответственно T_A и T_B в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом состоянии не растворимы друг в друге.

Линия $T_A C T_B$ является линией ликвидус, линия $T_3 C D$ – линией солидус, или эвтектической горизонталью (рис. 5.2, а). При охлаждении сплава при температурах, соответствующих линии $T_A C$, начинают выделяться кристаллы компонента A , а при температурах, соответствующих линии $C T_B$, – кристаллы компонента B . При температуре T_3 , соответствующей линии $T_3 C D$, из жидкости, имеющей концентрацию, соответствующую точке C , одновременно выделя-

ются кристаллы *A* и *B*. Образующаяся механическая смесь называется *эвтектикой*. Эвтектическое превращение – это превращение, при котором жидкость определенного состава при постоянной температуре кристаллизуется одновременно в смесь двух твердых фаз.

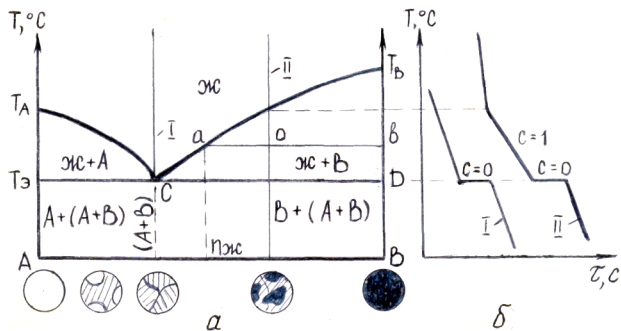


Рис. 5.2. Графическое описание процессов в сплавах, образующих механические смеси из чистых компонентов:
a – диаграмма состояния; *б* – кривые охлаждения

Сплав I называется *эвтектическим*. Кривая охлаждения эвтектического сплава показана на рис. 5.2, б (кривая I). При температуре $T_э$ кривая переходит в горизонтальное плато, свидетельствующее о том, что кристаллизация эвтектики происходит при постоянной температуре ($C = 2 + 1 - 3 = 0$).

Сплавы, кривые которых расположены слева от кривой эвтектического сплава, называются *доэвтектическими*; расположенные справа – *заэвтектическими*.

Кривая охлаждения заэвтектического сплава II показана на рис. 5.2, б (кривая II).

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 от линии ликвидус до пересечения с одной из осей концентрации (рис. 5.2, а). Это свидетельствует о том, что твердая фаза кристаллизуется в доэвтектических сплавах в виде чистого компонента *A*, а в заэвтектических сплавах – в виде чистого компонента *B* (рис. 5.2, а).

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

Диаграмма с эвтектикой. Линия T_ACT_B является линией ликвидус; линия T_ADET_B — линией солидус (рис. 5.3, a). При концентрациях компонентов, соответствующих отрезку DE , сплавы испытывают эвтектическое превращение при температуре T_3 (рис. 5.3, b , кривая I).

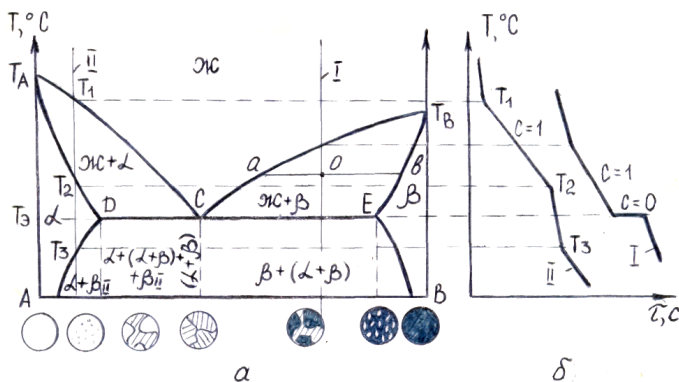


Рис. 5.3. Графическое изображение процессов в сплавах с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с эвтектикой):
 a — диаграмма состояния; b — кривые охлаждения

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

Кристаллы β , выделившиеся из α -твердого раствора в результате ограничения растворимости в нем компонента B , называются вторичными кристаллами и обозначаются (β_{II}), в отличие от первичных кристаллов β -твердого раствора, 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_ACT_B является линией ликвидус; линия T_AEDT_B — линией солидус (рис. 5.4, а). При концентрации компонентов в пределах отрезка CD сплавы испытывают перитектическое превращение при постоянной температуре T_{II} . Кривые охлаждения сплавов с перитектическим превращением представлены на рис. 5.4, б.

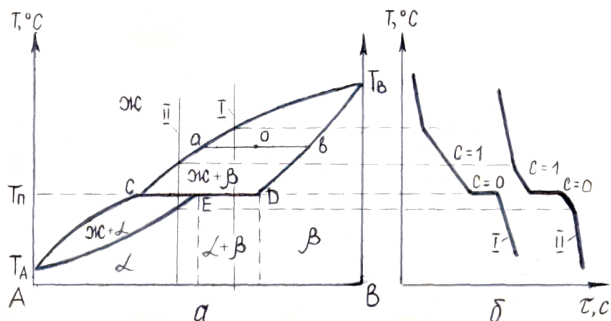


Рис. 5.4. Графическое изображение процессов в сплавах с ограниченной растворимостью в твердом состоянии (с перитектикой): а — диаграмма состояния; б — кривые охлаждения

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 через точку на оси абсцисс, отвечающую соотношению компонентов в химическом соединении

(рис. 5.5). Твердыми фазами такой системы являются компоненты A , B 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 приставленные друг к другу диаграммы состояния сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов. Отличие состоит лишь в том, что кроме выделения кристаллов чистых компонентов A и B происходит еще образование кристаллов химического соединения A_nB_m . Построение кривых охлаждения, а также расчет объемного содержания жидкой и твердой фаз и их химического состава проводят так же, как для диаграмм состояния сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов.

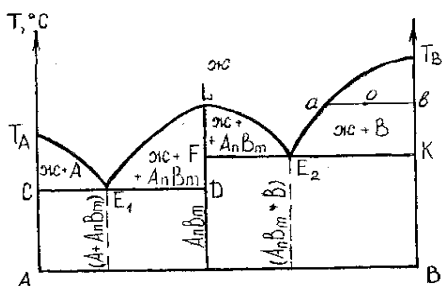


Рис. 5.5. Диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение

Порядок проведения лабораторной работы

1. Ознакомиться с вышеприведенными типами диаграмм состояния двухкомпонентных систем.
2. Освоить методику построения кривых охлаждения и 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. 5.6–5.9. 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 задания в произвольной форме.

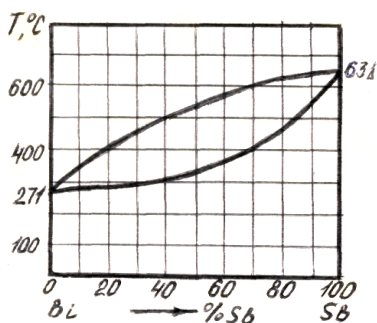


Рис. 5.6. Диаграмма состояния системы Bi-Sb

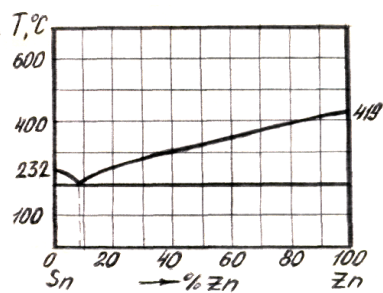


Рис. 5.7. Диаграмма состояния системы Sn-Zn

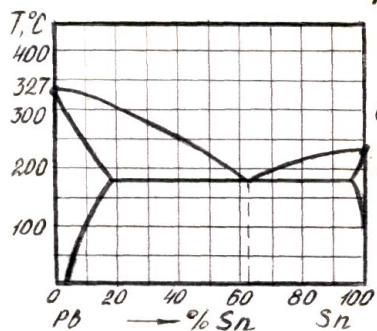


Рис. 5.8. Диаграмма состояния системы Pb-Sn

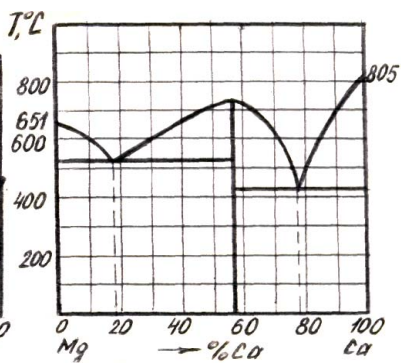


Рис. 5.9. Диаграмма состояния системы Mg-Ca

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 оно отличается 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 линией 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 (правило Курнакова)?
14. Что означает ограниченная и неограниченная растворимость компонентов?

Лабораторная работа 6

Построение диаграммы состояния методом термического анализа

Цели работы

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

Приборы, материалы и инструмент

1. Тигельные печи.
2. Термометры.
3. Металлы, например, свинец и сурьма или цинк и олово, а также сплавы Pb-Sb или Zn-Sn с различным содержанием компонентов.
4. Секундомер.
5. Мерительная линейка.

Краткие теоретические сведения

Термический анализ основан на фиксации тепловых эффектов превращений, так как переход из одного агрегатного состояния в другое, а также полиморфные превращения происходят с выделением тепла при охлаждении и с 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 термометр или 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.

Рассмотрим построение диаграммы на примере 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 $327,5\text{ }^{\circ}\text{C}$; 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 $630,8\text{ }^{\circ}\text{C}$; атомный номер 51.

Определение температур кристаллизации Pb, Sb и сплавов Pb-Sb.

Температуру кристаллизации металлов и сплавов определяют на специальной установке (рис. 6.1).

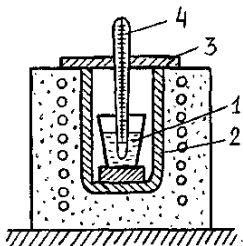


Рис. 6.1. Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов

Последовательность определения температуры кристаллизации

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 тигеле 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).

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, соответствующим температурам начала и конца затвердевания (для всех сплавов, кроме эвтектического).

Методика построения диаграммы состояния сплавов Pb-Sb. Для построения диаграммы необходимо:

- 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 процентами сурьмы, и в каждой из этих точек восстановить перпендикуляр к оси абсцисс (провести линии сплавов) (рис. 6.2);
- 3) на осях ординат отметить точками температуру плавления чистых металлов (Pb, Sb) (рис. 6.2). На каждой линии сплавов отметить точками температуры начала и конца кристаллизации, полученные экспериментально;
- 4) соединить плавными линиями точки, характеризующие начало кристаллизации сплавов; продлить их до точек кристаллизации чистых металлов. Соединить линией точки, характеризующие конец кристаллизации сплавов; продлить ее до правой и левой оси ординат.

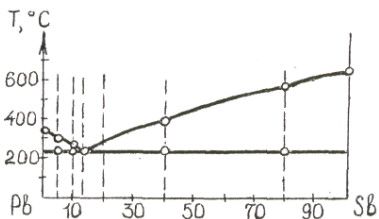


Рис. 6.2. Построение диаграммы Pb-Sb

Порядок проведения лабораторной работы

1. Изучить методику определения температур кристаллизации чистых металлов и сплавов на примере Pb-Sb или Zn-Sn (с построением кривых охлаждения) и методику построения диаграммы состояния двухкомпонентных систем.

2. Провести наблюдение за процессом охлаждения металлов и сплавов Pb-Sb или Zn-Sn. Результаты наблюдения занести в протокол испытания.
3. Построить кривые охлаждения данных металлов и сплавов.
4. Построить диаграмму состояния Pb-Sb или Zn-Sn.
5. Написать отчет по работе в соответствии с п. 2–4 в произвольной форме.

Протокол испытания

100 % Pb (Zn)	5 % Sb (Sn)	13 % Sb (Sn)	20 % Sb (Sn)	40 % Sb (Sn)	80 % Sb (Sn)	100 % Sb (Sn)

Контрольные вопросы

1. В чем сущность определения температур кристаллизации металлов и сплавов термическим методом?
2. Опишите установку и последовательность определения температур кристаллизации чистых металлов и сплавов.
3. Опишите методику построения диаграммы состояния на примере сплава Pb-Sb.
4. К какому типу относится диаграмма состояния сплава 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 стали.

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

Компонентами системы железо-углерод (рис. 7.1) являются железо (Fe) и углерод (C).

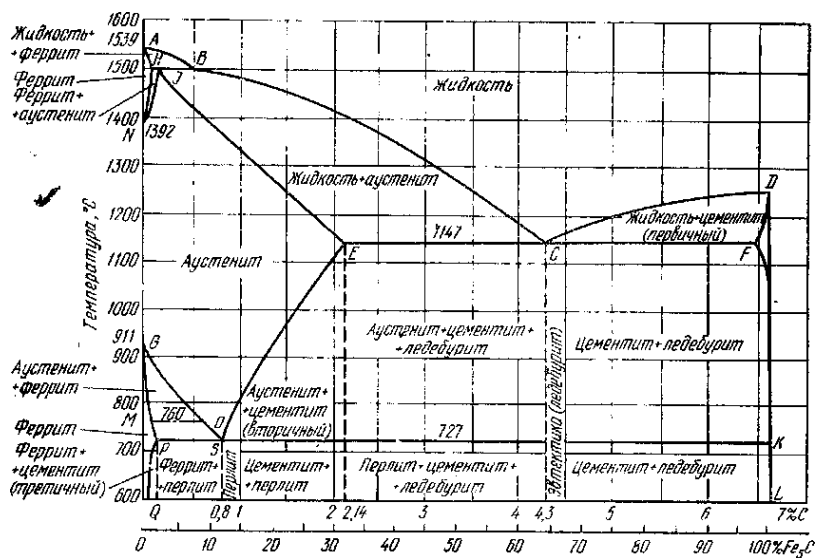


Рис. 7.1. Диаграмма состояния Fe-C

Железо и углерод образуют следующие фазы: жидкий раствор, аустенит, феррит, цементит и смесь фаз — перлит и ледебурит. Углерод при определенных условиях может выделяться в виде отдельной фазы (графит). Сплав железа с массовой долей углерода до 2,14 % (рис. 7.1) называют *сталью*.

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

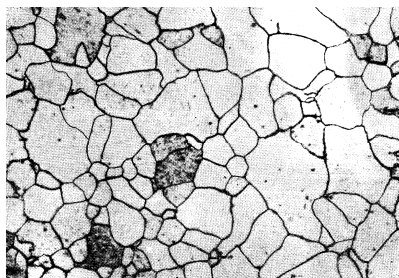
Феррит (Ф) — твердый раствор внедрения углерода в α -Fe (железо имеет ОЦК решетку). Феррит имеет низкую твердость (НВ 80–90) и высокую пластичность ($\delta = 50$ %). При просмотре в микроскоп ферритные зерна выглядят светлыми, разделенными темной сеткой границ зерен (рис. 7.2, а).

Существуют две разновидности феррита — *низкотемпературный α -феррит* и *высокотемпературный δ -феррит*. Предельная растворимость углерода в низкотемпературном α -феррите равна 0,02 % при 727 °С (точка *P* на диаграмме Fe-C) (рис. 7.1). При понижении температуры растворимость углерода в феррите уменьшается и при 20 °С равна 0,006 % (точка *Q*). Максимальная растворимость углерода в высокотемпературном δ -феррите равна 0,004 % при 1492 °С (точка *H*).

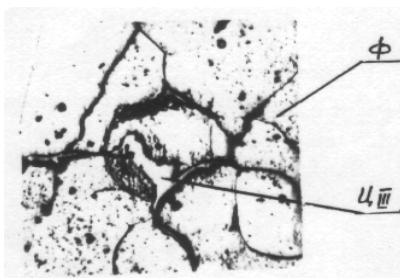
Цементит (Ц) — химическое соединение углерода с железом Fe_3C (карбид железа). Концентрация углерода в цементите всегда постоянна и составляет 6,67 %. Цементит обладает высокой твердостью (НВ 809) и низкой пластичностью. Он плохо травится в химических реактивах и при просмотре в микроскоп наблюдается в виде светлых включений. Цементит является метастабильной фазой, т. е. при нагревании до высокой температуры он становится нестабильным и распадается на стабильные фазы аустенит и графит.

На диаграмме Fe-C (рис. 7.1) различают три вида цементита.

Первичный цементит (Ц_1) кристаллизуется из жидкости (в чугунах) при температуре, соответствующей линии *CD*. Под микроскопом наблюдается в виде светлых пластин.



а) ×500



б) ×300



в) ×200



г) ×2000



д) ×500

Рис. 7.2. Микроструктура Fe-C сплавов: а, б – техническое железо (Ф (а) и Ф + Ц_{III} (б)); в – доэвтектоидная сталь (Ф + П); г – эвтектоидная сталь (П); д – заэвтектоидная сталь (П + Ц_{II})

Вторичный цементит (Ц_{II}) образуется при выделении углерода из аустенита при понижении температуры от 1147 до 727 °С (линия *ES* на рис. 7.1). Под микроскопом в сталях с содержанием более 0,8 % углерода цементит вторичный наблюдается в виде сетки по границам зерен.

Третичный цементит (Ц_{III}) образуется при выделении углерода из феррита при температурах ниже 727 °С. Наблюдается в сплавах

с содержанием углерода 0,006–0,02 % в виде отдельных островков по границам зерен феррита.

Перлит (П) – механическая смесь (эвтектоид) феррита и цементита, получающаяся в результате распада аустенита, содержащего 0,8 % углерода. Феррит и цементит располагаются в виде чередующихся пластинок. Твердость перлита составляет НВ 210, пластичность $\delta = 15\%$. Травленный перлит под микроскопом выглядит более темным по сравнению с ферритом. При больших увеличениях можно наблюдать перлит в виде чередующихся темных (цементит) и светлых (феррит) пластинок (рис. 7.2, *з*).

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 % углерода называются техническим железом, от 0,02 до 0,8 % углерода – доэвтектоидными сталями. Сплав с содержанием 0,8 % углерода называется эвтектоидной сталью; с содержанием от 0,8 до 2,14 % углерода – заэвтектоидными сталями.

Микроструктура технического железа. Растворимость углерода в α -Fe зависит от температуры и изменяется согласно линии PQ (рис. 7.1). С понижением температуры растворимость углерода уменьшается от 0,02 % (при 727 °С) до 0,006 % (при 20 °С). Сплавы железа с содержанием углерода менее 0,006 % имеют структуру феррита (рис. 7.2, *а*).

В сплавах с содержанием от 0,006 % до 0,02 % углерода его растворимость в α -Fe снижается. Поэтому при понижении температуры из феррита по границам зерен феррита выделяется третичный цементит (Ц_{III}) (рис. 7.2, *б*).

Микроструктура доэвтектоидной стали (от 0,02 до 0,8 % C) состоит из феррита и перлита. После травления феррит выявляется в виде светлых полей, а перлит – в виде полей полосчатого строения (рис. 7.2, *в*). Количество перлита и феррита в доэвтектоидной стали зависит от содержания углерода. С увеличением содержания углерода количество феррита уменьшается, а количество перлита увеличивается (см. атлас микроструктур).

Микроструктура эвтектоидной стали (0,8 % C) состоит из перлита (рис. 7.2, *г*). В зависимости от скорости охлаждения пластины

цементита в перлите могут быть длиннее или короче, толще или тоньше (см. атлас микроструктур).

Микроструктура заэвтектоидной стали (от 0,8 до 2,14 % С) состоит из перлита и вторичного цементита (рис. 7.2, д). Вторичный цементит (Ц_{II}) выделяется из аустенита при охлаждении от температуры A_{cm} (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, состоящая из зерен пластинчатого перлита и вторичного цементита в виде сетки по границам перлитных зерен. Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем более массивной (толстой) получается цементитная сетка (см. атлас микроструктур).

Рассмотрим процессы формирования равновесных структур сталей на примере сплавов 1–5 (рис 7.3). В результате первичной кристаллизации стали независимо от содержания углерода формируется однородная структура *аустенит*. При дальнейшем охлаждении сплавов (ниже линий GS и SE) (рис. 7.3) происходят процессы перекристаллизации.

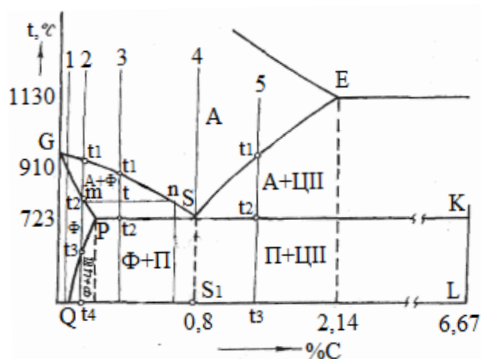


Рис. 7.3. Часть диаграммы состояния сплавов Fe-C, описывающая перекристаллизацию стали

Сплавы 1 и 2. Ниже линии GS начинается процесс полиморфного превращения аустенита в феррит. В процессе полиморфного превращения содержание углерода в аустените изменяется по линии GS , а в феррите — по линии GP . При температурах, соответствующих

линии GP , полиморфное превращение заканчивается, и структура сплавов 1 и 2 состоит из зерен феррита. При дальнейшем охлаждении вплоть до комнатной температуры в сплаве 1 никаких структурных превращений не происходит. В сплаве 2 при температурах ниже линии PQ вследствие пересыщения феррита углеродом на поверхности зерен феррита образуется третичный цементит. Объемная доля третичного цементита вычисляется по формуле

$$Q = \frac{Qt_4}{QL} \cdot 100 \%$$

Структура сплава 1 изображена на рис. 7.2, *а*, сплава 2 — на рис. 7.2, *б*.

Сплав 3. Сплав 3 представляет собой пример доэвтектоидной стали. Ниже линии GS начинается полиморфное превращение аустенита в феррит. При этом содержание углерода в аустените изменяется по линии GS , то есть при температуре сплава t содержание углерода в феррите и в аустените определяется соответственно точками m и n , а объемная доля феррита и аустенита вычисляется по формулам

$$Q_{\Phi} = \frac{tn}{mn} \cdot 100 \%, \quad Q_A = \frac{mt}{mn} \cdot 100 \%$$

При охлаждении до температуры 727°C (линия PSK) объемная доля выделившегося феррита состава, соответствующего точке P , определяется по формуле

$$Q_{\Phi} = \frac{t_2S}{PS} \cdot 100 \%,$$

а объемная доля оставшегося аустенита — по формуле

$$Q_A = \frac{Pt_2}{PS} \cdot 100 \%$$

Аустенит имеет эвтектоидный состав, соответствующий точке S . Поэтому при температуре 727°C аустенит превращается в перлит. Если пренебречь количеством углерода в феррите ввиду его малости по сравнению с содержанием в перлите, то содержание углерода в доэвтектоидной стали приближенно можно определить по формуле

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

где Π — площадь, занимаемая перлитом в структуре стали, %.

Например, 30 % площади шлифа занято ферритом, 70 % перлитом. Тогда содержание углерода в стали будет равно 0,56 %. Пример структуры доэвтектоидной стали изображен на рис. 7.2, в.

Сплав 4 является примером эвтектоидной стали. Из диаграммы Fe-C (рис. 7.3) видно, что при температурах выше точки *S* сплав состоит из аустенита, а ниже точки *S* – из феррита состава точки *P* и цементита состава точки *K*. Это значит, что при температуре 727 °С (точка *S*) происходит распад аустенита по реакции $A_s \rightarrow \Phi_p + \Pi_k$. Образующаяся смесь феррита и цементита, как уже отмечалось, называется перлитом, а превращение аустенита в перлит называется эвтектоидным или перлитным превращением. По окончании перлитного превращения сплав будет охлаждаться далее; содержание углерода в пластинках феррита будет уменьшаться согласно линии *PQ*. При температуре 20 °С перлит будет состоять из пластинок феррита с содержанием углерода 0,006 % (точка *Q*) и пластинок цементита с содержанием углерода 6,67 % (точка *L*). Зерна перлита под микроскопом при небольших увеличениях имеют темный цвет. Структура перлита изображена на рис. 7.2, г.

Сплав 5 – это пример заэвтектоидной стали. Ниже температуры t_1 предельная растворимость углерода в аустените уменьшается согласно линии *SE*; лишний углерод из внутренних областей зерен аустенита диффундирует на поверхность зерен и образует по границам зерен аустенита сетку цементита вторичного. Когда сплав охладится до температуры эвтектоидного превращения (линия *PSK*), зерна аустенита будут иметь эвтектоидный состав точки *S* и превратятся в перлит. Количество выделившегося вторичного цементита определяется по формуле

$$Q_{\Pi} = \frac{St_2}{SK} \cdot 100 \%$$

Очевидно, что с увеличением содержания углерода в сплаве возрастает количество образовавшегося вторичного цементита. Структура заэвтектоидной стали изображена на рис. 7.2, д.

Порядок проведения лабораторной работы

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 (П), и по формуле рассчитать содержание углерода (С) в стали.
5. Начертить нижнюю левую часть диаграммы состояния Fe-C; провести на ней вертикали, соответствующие рассматриваемым сплавам, и описать процессы, происходящие при охлаждении сплавов.
6. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 2–5 задания в произвольной форме.

Контрольные вопросы

1. Какая область диаграммы состояния Fe-C охватывает стали?
2. Как подразделяются Fe-C сплавы в зависимости от содержания углерода?
3. Какие фазы и 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. Какова максимальная растворимость углерода в α -Fe и γ -Fe?
6. Объясните причину выделения вторичного цементита из аустенита при охлаждении заэвтектоидных сплавов.
7. Как можно металлографически определить количество углерода?
8. Почему с увеличением содержания углерода в сталях твердость растет, а пластичность снижается?

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 состоянии.
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 фазы: аустенит, феррит, цементит, механические смеси (перлит, ледебурит). Применяя специальный отжиг, в структуре чугунов получают 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 виден в микроскопе в виде светлых участков цементита с темными пятнами перлита.

Графит – это химически чистый углерод. Он имеет гексагональную решетку и низкие механические свойства, поэтому с точки зре-

ния прочности в металлических структурах чугунов графитные включения можно рассматривать как пустоты. Вместе с тем графитные включения в чугунах играют и определенную положительную роль: улучшают обрабатываемость чугуна резанием, его износостойкость и антифрикционность, выполняя функцию 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 (Fe_3C). Белый чугун в зависимости от содержания углерода разделяется на доэвтектический (от 2,14 до 4,3 % С), эвтектический (4,3 % С) и заэвтектический (от 4,3 до 6,67 % С).

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

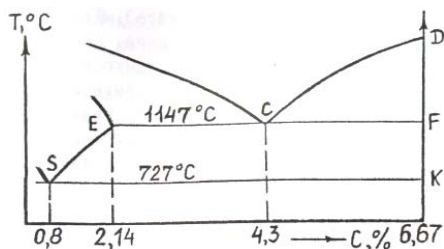


Рис. 8.1. Правая часть диаграммы состояния Fe-C

Вторичный цементит выделяется из аустенита, содержащего при 1147 °С 2,14 % С. 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).

Микроструктура эвтектического белого чугуна состоит только из 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. При температуре 727°C аустенит с содержанием $0,8\%$ С превращается в перлит. Таким образом, после полного охлаждения ледебурит состоит из цементита и перлита (рис. 8.2, б).

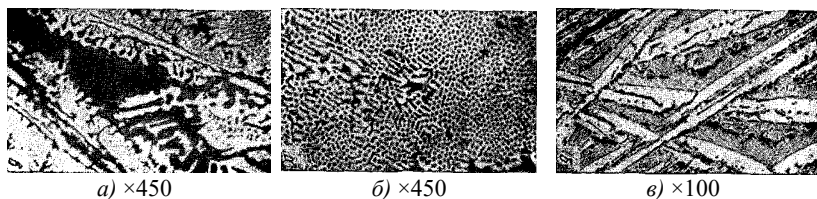


Рис. 8.2. Микроструктура чугунов: *а* – доэвтектического; *б* – эвтектического; *в* – заэвтектического

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 оказывает влияние химический состав чугуна, скорость охлаждения, температура и время выдержки расплавленного чугуна перед отливкой. Например, с увеличением скорости охлаждения расплавленного чугуна пластинки графита становятся более мелкими (см. атлас микроструктур).

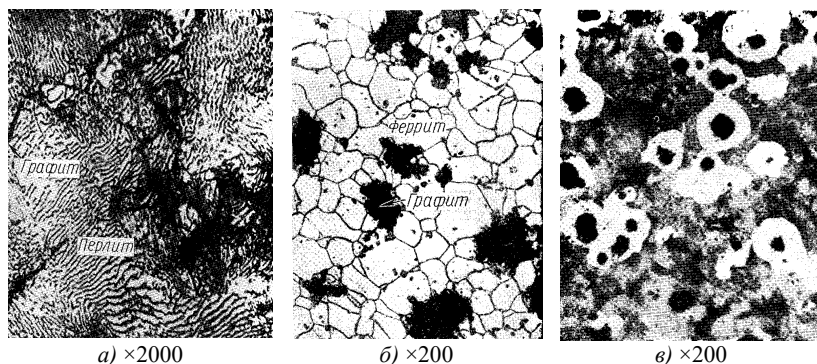


Рис. 8.3. Микроструктура чугунов: *а* – серого перлитного; *б* – ковкого ферритного; *в* – высокопрочного феррито-перлитного

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

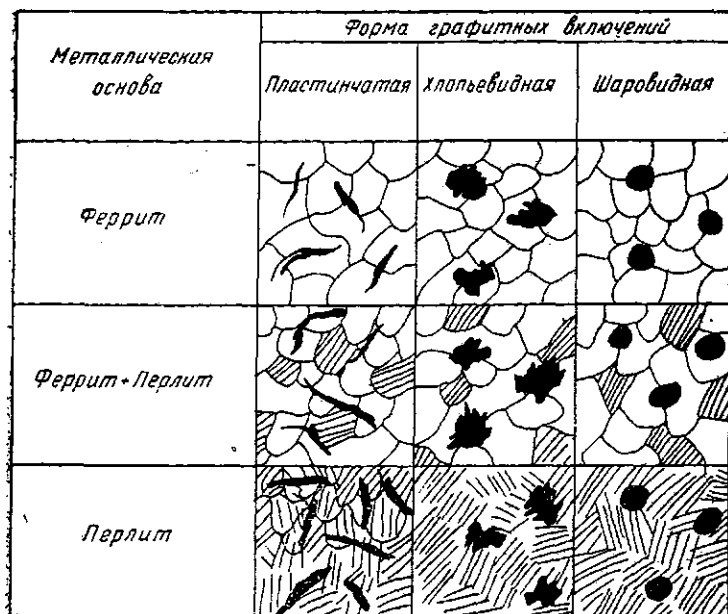


Рис. 8.4. Форма графитовых включений и металлическая основа серого, ковкого и высокопрочного чугунов

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 чугуне образуется в виде хлопьевидных включений, которые хорошо видны в микроскоп (рис. 8.3, б).

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 им даны названия: ферритный, феррито-перлитный и перлитный высокопрочные чугуны (см. атлас микроструктур).

Порядок проведения лабораторной работы

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 формирования структуры при охлаждении сплавов.
5. Написать отчет о работе в соответствии с пунктами 1–4 задания в произвольной форме.

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.

Часть 2. МЕХАНИЧЕСКИЕ, ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ

Лабораторная работа 9 Фрактографический анализ разрушения металлических материалов

Цели работы

1. Изучить строение вязких, хрупких, вязко-хрупких, смешанных 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, смешанные и усталостные изломы.
2. Излом разрушенной конструкции или детали.
3. Лупа или увеличительное стекло.
4. Штангенциркуль.
5. Атлас микрофрактограмм.

Краткие теоретические сведения

Излом — это поверхность, образовавшаяся в результате разрушения твердых тел (после прохождения трещины через все сечение образца или детали).

По природе силовых воздействий изломы могут быть получены:

- только от механической нагрузки;
- от совместного воздействия механической нагрузки и химически активных сред;
- от термических напряжений.

По характеру силовых воздействий различают изломы, полученные:

- при однократных видах нагружения, в том числе:
 - от статического (растяжение, сжатие, кручение и т. д.);
 - от динамического (ударное, высокоскоростное импульсное и т. д.);

- от длительного (при испытаниях, например, на ползучесть, коррозию под напряжением и т. д.);
- при многократных (циклических) видах нагружения (ударно-статические, мало- и многоцикловые усталостные, ударно-циклические, коррозионно-усталостные, термоусталостные и т. д.).

Фрактография — это наука, изучающая строение изломов.

Изучение строения изломов невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30–50 раз) называют макрофрактографией. Изучение изломов при больших увеличениях (как правило, в электронных микроскопах) — это микрофрактография. 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.

Изломы, полученные при однократных видах нагружения

По характеру разрушения различают следующие основные виды изломов: вязкие, хрупкие, квазихрупкие, вязко-хрупкие и смешанные.

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. 9.1).

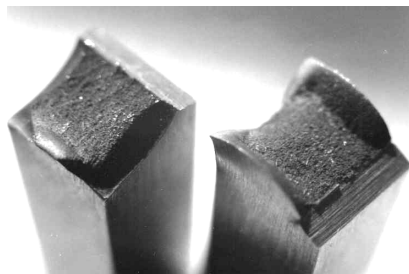


Рис. 9.1. Общий вид вязких изломов
Вблизи поверхности изломов имеется утяжка (сужение, или «шейка») вследствие протекания макроскопической пластической деформации образца или детали.

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.

Вязкое разрушение начинается с образования пор, которые при дальнейшем увеличении нагрузки соединяются (рис. 9.2, а), образуя

характерный ямочный микрорельеф, наблюдаемый на поверхности вязких изломов в электронном микроскопе (рис. 9.2, 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.

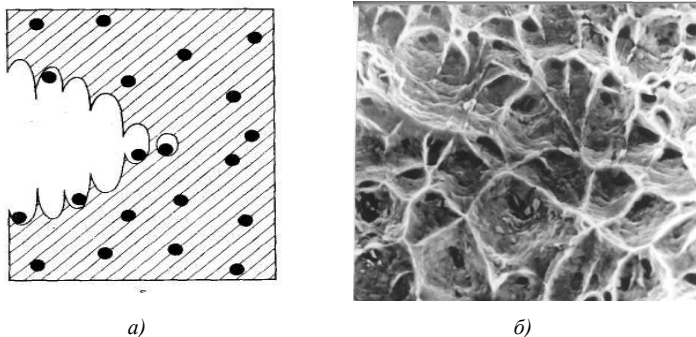


Рис. 9.2. Вязкое разрушение стали с образованием ямочного микрорельефа: а – схема; б – ямочный микрорельеф, фото $\times 1000$

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. 9.3). 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.

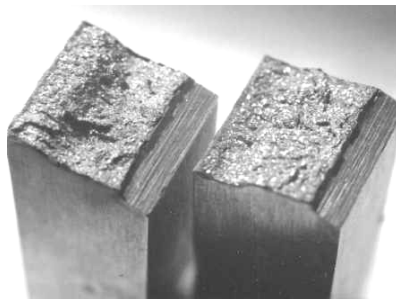


Рис. 9.3. Общий вид хрупких изломов

К основным причинам, вызывающим охрупчивание металлических материалов, следует отнести:

- 1) низкие температуры эксплуатации (в основном для материалов с ОЦК и ГПУ решеткой, склонных к хладноломкости);
- 2) высокие скорости нагружения (удар, взрыв и т. д.);
- 3) наличие в образце или детали концентраторов напряжения (острых надрезов, трещин и т. д.);
- 4) большую толщину детали (масштабный фактор);
- 5) структурное состояние материала (например, отпускная хрупкость, наличие примесей по границам зерен и т. д.).

Все перечисленные факторы, кроме некоторых случаев структурного состояния, создают жесткое напряженное состояние материала, затрудняющее пластическую деформацию и охрупчивающее материал.

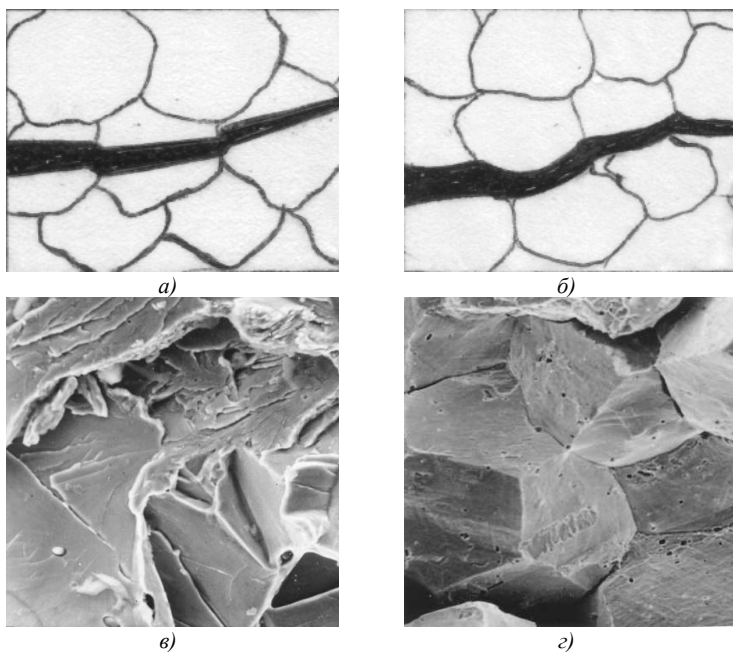


Рис. 9.4. Хрупкое разрушение стали: *a* – внутризёрненное (транскристаллитное), схема; *б* – межзёрненное (интеркристаллитное), схема; *в* – микрорельеф излома стали 45 (фото $\times 1000$); *г* – микрорельеф излома стали Н32Т3 (фото $\times 1000$)

По механизму скола хрупкие разрушения подразделяют на транскристаллитные (трещина распространяется по телу зерна) (рис. 9.4, а) и интеркристаллитные (межзёренные, по границам зерен) (рис. 9.4, б).

Транскристаллитный скол происходит путем отрыва; на поверхности излома при большом увеличении видны фасетки скола (рис. 9.4, в). Так чаще всего разрушаются материалы с ОЦК решеткой (например, стали). Межзёренное хрупкое разрушение наблюдается в тех случаях, когда границы зерен ослаблены, например, вследствие расположенных на них выделений или загрязнений. Так могут разрушаться материалы как с ОЦК, так и с ГЦК решеткой (рис. 9.4, г).

Квазихрупкое разрушение. Квазихрупкое (квазивязкое) разрушение по своему механизму близко к вязкому и содержит признаки предшествовавшей пластической деформации, хотя по своей энергоемкости является скорее хрупким, чем вязким, так как обладает низким сопротивлением разрушению. Такое разрушение называют квазисколом с образованием розеточного излома. Розеточный излом с плоскими или слегка изогнутыми поверхностями или фасетками образуется за счет слияния отдельных трещин (рис. 9.5, а).

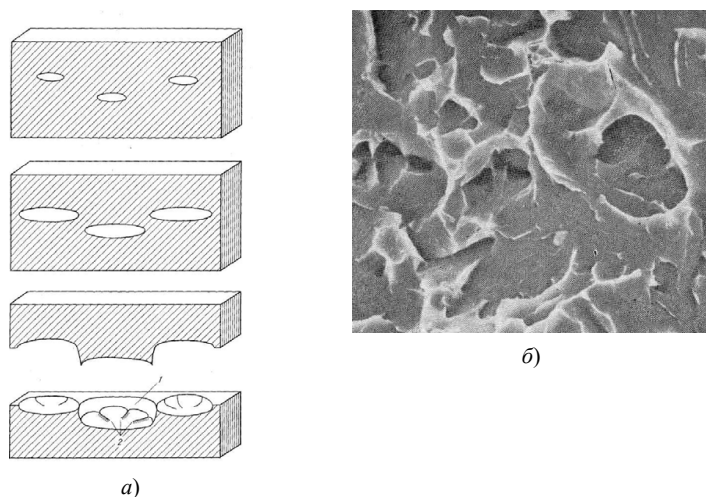


Рис. 9.5. Квазисколом: а – схема образования (1 – поверхность сдвига; 2 – отрывные гребни); б – характерный микрорельеф ($\times 1500$)

Каждая трещина распространяется концентрически. При этом округлый фронт трещин под действием пластической деформации расширяется, и образуется пора в виде линзы. При слиянии трещин образуются острые гребни, называемые гребнями отрыва. Микро-рельеф поверхности излома, образовавшейся в результате квазискола, показан на рис. 9.5, б.

Участки квазискола часто смешиваются с ямками отрыва при вязком разрушении, что указывает на схожую природу этих видов разрушения.

Разрушение в интервале вязко-хрупкого перехода (вязко-хрупкое разрушение). При понижении температуры испытания многие материалы с ОЦК решеткой склонны к хладноломкости, 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 KCU и процентное содержание вязкой составляющей в изломе B) изменяются S-образно (рис. 9.6).

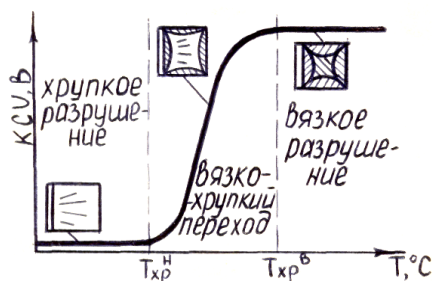


Рис. 9.6. Схема вязко-хрупкого перехода

Различают нижнюю (T_{xp}^H) и верхнюю (T_{xp}^B) критические температуры хрупкости (рис. 9.6). За T_{xp}^H принимают температуру, при которой на поверхности изломов образуются первые участки вязкой составляющей; T_{xp}^B — температура, 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.

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 сосредоточенные области вязкого и хрупкого разрушения (сосредоточенное разрушение) или рассредоточенные области (рассредоточенное разрушение) (рис. 9.7).

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

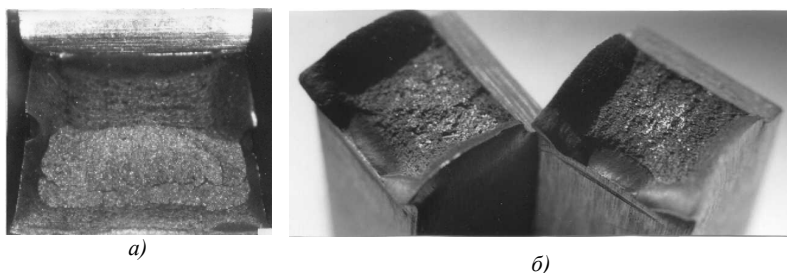
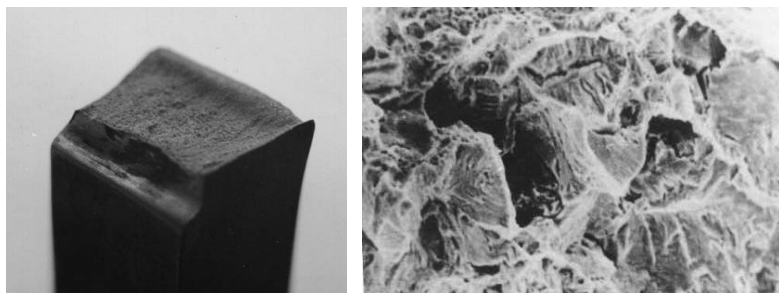


Рис. 9.7. Общий вид вязко-хрупких изломов стальных образцов:
а – сосредоточенного; б – рассредоточенного

Смешанное разрушение имеет место при разрушении материалов с ГЦК решеткой, например, аустенитных сталей и некоторых цветных сплавов в условиях плоской деформации (при низких температурах, высоких скоростях нагружения и т. д.), а также при разрушении некоторых закаленных инструментальных сталей. Полученные изломы имеют матовую или «бархатную» поверхность; они ровные, без губ среза или имеют небольшие губы среза (рис. 9.8, а) и небольшую шероховатость. Металлический блеск отсутствует.

При микрофрактографическом исследовании таких изломов можно обнаружить практически все виды микрорельефа: ямочный, квазисквал, межзёрненное вязкое разрушение и т. д. (рис. 9.8, б). Причем имеет место различное сочетание вышеперечисленных микрорельефов, а сами вышеуказанные микрорельефы не всегда ярко выражены. Так, при смешанном разрушении участки ямочного микрорельефа могут состоять из неглубоких мелких ямок, свидетельствующих о невысокой локальной пластической деформации материала.



а)

б)

Рис. 9.8. Смешанное разрушение аустенитной стали:
а — общий вид; б — микрорельеф, $\times 300$

Изломы, полученные при многократных (циклических) видах нагружения

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

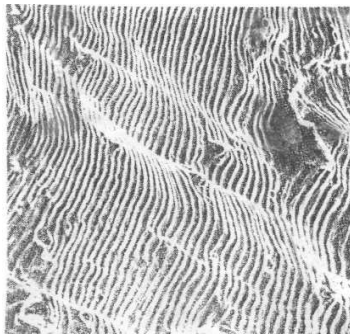


Рис. 9.9. Усталостные бороздки на поверхности излома стали

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. 9.9).

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 (рис. 9.10, *a*), отличающихся цветом, шероховатостью и, самое главное, механизмом разрушения.

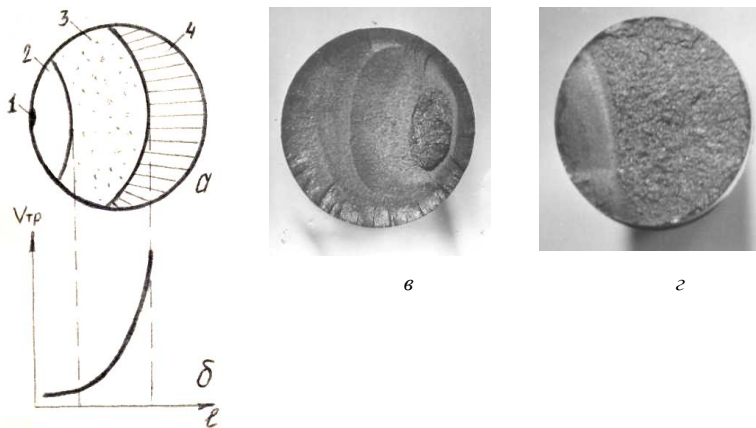


Рис. 9.10. Усталостные изломы: *a* — схема строения (*1* — очаг разрушения; *2* — зона стабильного роста трещины; *3* — зона ускоренного развития; *4* — зона долома); *б* — график изменения скорости распространения усталостной трещины; *в*, *г* — общий вид

Первая зона, непосредственно прилегающая к очагу разрушения, называется зоной стабильного (медленного) роста трещины (рис. 9.10, *a*). Она имеет очень маленькую шероховатость поверхности. Скорость роста трещины в данной зоне низкая (рис. 9.10, *б*). За зоной стабильного роста трещины следует зона ускоренного развития (рис. 9.10, *a*), отличающаяся большой шероховатостью поверхности и более темным цветом. Скорость роста трещины в пределах данной зоны резко возрастает (рис. 9.10, *б*). Микрорельеф состоит из участков, характерных как для усталостного, так и для статического разрушения. Зона долома (рис. 9.10, *a*) образуется при однократном разрушении детали, сечение которой ослаблено (уменьше-

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

Если уровень циклической нагрузки невысокий, то на поверхности изломов можно наблюдать все три вышеуказанные зоны (рис. 9.10, *а, в*); если высокий — то только две зоны: ускоренного развития и долома (рис. 9.10, *г*).

Порядок проведения лабораторной работы

1. Ознакомиться с макро- и микрофрактографией вязкого, хрупкого, вязко-хрупкого, смешанного 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 в произвольной форме.

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, охрупчивающие металлические материалы.
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. Какое разрушение называют смешанным? Какие материалы и в каких условиях чаще всего разрушаются по смешанному механизму?
11. Что является причиной усталостного разрушения? Где зарождается и как растет усталостная трещина?
12. Какое макро- и микрофрактографическое строение имеют усталостные изломы?
13. О чем свидетельствует наличие вязкого, хрупкого, усталостного излома разрушенной детали (вид и примерный уровень приложенной нагрузки)?

Лабораторная работа 10

Испытание материалов на твердость

Цели работы

1. Освоить методику определения твердости металлов по методу Бринелля и Роквелла.
2. Ознакомиться с методиками определения твердости материалов по Виккерсу, Шору и определения микротвердости металлов.
3. Ознакомиться с методикой перевода значений твердости, определенных различными методами.

Приборы, материалы и инструмент

1. Твердомеры Бринелля, Роквелла, Виккерса, дюрометр Шора, микротвердомер ПМТ-3М, портативные твердомеры.
2. Лупа для измерения диаметра отпечатка.
3. Таблица определения чисел твердости по Бринеллю и перевода значений твердости, определенных различными методами.
4. Образцы из нетермообработанной стали, закаленной стали и сплава цветного металла различной толщины.
5. 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 для контроля качества металла во многих областях промышленности. Существуют различные методы определения твердости металла: вдавливание индентора, отскок бойка 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, с испытаниями по Виккерсу, Шору, а также с испытанием на микротвердость.

Испытание на твердость по Бринеллю. 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. 10.1).

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

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

и имеет размерность напряжения (МПа). Однако в соответствии со стандартом единица измерения не указывается.

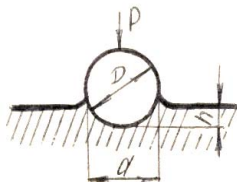


Рис. 10.1. Схема определения твердости по Бринеллю

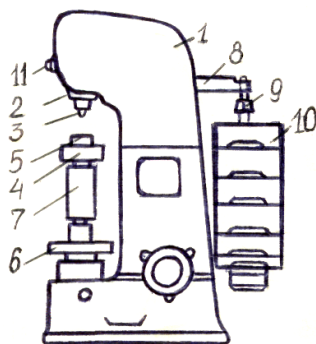
Так как глубину отпечатка h измерить трудно, а гораздо проще измерить диаметр отпечатка d , то целесообразно величину h выразить через диаметр шарика D и отпечатка d , т. е. $h = (D - \sqrt{D^2 - d^2})/2$. Тогда число твердости по Бринеллю будет определяться по формуле

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

Автоматический рычажный пресс Бринелля. Пресс Бринелля (рис. 10.2) 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 шариком 3. Электродвигатель включается нажатием кнопки, расположенной сбоку прессы. При этом рычаг 8 с подвеской 9 и грузами 10 опускается, создавая нагрузку на шарик 3, который вдавливаясь в образец 5. Через определенное время рычаг 8 и подвеска 9 с грузами 10 поднимается, 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.



а)



б)

Рис. 10.2. Пресс Бринелля: а – общий вид; б – схема

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. 10.1.

Таблица 10.1

Выбор диаметра шарика и нагрузки

Материал	Предел измерения (НВ)	Минимальная толщина образца, мм	$P = kD$	D , мм	P , Н	Время выдержки под нагрузкой, с
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	
	350–1300	9–3	$P = 100D$	10,0	10000	30
		6–3		5,0	2500	
		<3		2,5	625	
80–350	>6	$P = 25D$	10,0	2500	60	
	6–3		5,0	625		
	<3		2,5	156		

Во избежание остаточной деформации закаленных шариков необходимо, чтобы твердость испытываемого материала не превышала HB 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, так чтобы края его были отчетливо видны для измерения.

Подготовка прессы Бринелля и проведение испытания

1. Установить на подвеску 9 (рис. 10.2) грузы 10, соответствующие выбранной для испытания нагрузке.

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

3. На столик 4 поместить испытываемый 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 находиться 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 взаимно перпендикулярных направлениях. Диаметр отпечатка определяется как среднее арифметическое из двух измерений. Лупа имеет шкалу с ценой деления 0,05 мм. Нижней частью опоры лупу плотно прижи-

мают 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. 10.3) и прочесть деление шкалы, с которым совпадает противоположный край отпечатка. Данный отсчет и будет соответствовать размеру диаметра отпечатка.

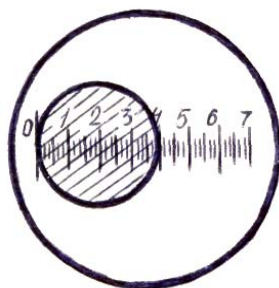


Рис. 10.3. Отсчет по шкале лупы

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. 10.2).

Таблица 10.2

Определение чисел твердости по Бринеллю и перевода значений твердости, определенных различными методами

Твердость НВ	Твердость НВ		Твердость НВ			Твердость НВ	Твердость НВ		Твердость НВ		
	Диаметр отпечатка, мм	НВ при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В		Диаметр отпечатка, мм	НВ при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В
1234	2,20	780	72	84	—	460	2,95	429	45	72	—
1116	2,25	745	70	83	—	435	3,00	415	43	72	—
1022	2,30	712	68	82	—	423	3,05	401	42	71	—
941	2,35	682	66	81	—	401	3,10	388	41	71	—
868	2,40	673	64	80	—	390	3,15	375	40	70	—
804	2,45	627	62	79	—	386	3,20	363	39	70	—
746	2,50	601	60	78	—	361	3,25	352	38	69	—
694	2,55	578	58	78	—	344	3,30	341	36	68	—
650	2,60	555	56	77	—	334	3,35	331	35	67	—
606	2,65	534	54	76	—	320	3,40	321	33	67	—
587	2,70	514	52	75	—	311	3,45	311	32	66	—
551	2,75	495	50	74	—	303	3,50	302	31	66	—
534	2,80	477	49	74	—	292	3,55	293	30	65	—
502	2,85	461	48	73	—	285	3,60	285	29	65	—
474	2,90	444	46	73	—	278	3,65	277	28	64	—

Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR			Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR		
	Диаметр отпечатка, мм	HB при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В		Диаметр отпечатка, мм	HB при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В
270	3,70	269	27	64	—	159	4,75	159	1	53	85
261	3,75	262	26	63	—	155	4,80	156	—	—	84
255	3,80	255	25	63	—	152	4,85	152	—	—	83
249	3,85	248	24	62	—	149	4,90	149	—	—	82
240	3,90	241	23	62	102	148	4,95	146	—	—	81
235	3,95	235	21	61	101	143	5,00	143	—	—	80
228	4,00	229	20	61	100	140	5,05	140	—	—	79
222	4,05	223	19	60	99	138	5,10	137	—	—	78
217	4,10	217	17	60	98	134	5,15	134	—	—	77
213	4,15	212	15	59	97	131	5,20	131	—	—	76
208	4,20	207	14	59	95	129	5,25	128	—	—	75
201	4,25	201	13	58	94	127	5,30	126	—	—	74
197	4,30	197	12	58	93	123	5,35	123	—	—	73
192	4,35	192	11	57	92	121	5,40	121	—	—	72
186	4,40	187	9	57	92	118	5,45	118	—	—	71
183	4,45	183	8	56	90	116	5,50	116	—	—	70
178	4,50	179	7	56	90	115	5,55	114	—	—	68
174	4,55	174	6	55	89	113	5,60	111	—	—	67
171	4,60	170	4	55	88	110	5,65	110	—	—	66
166	4,65	167	3	54	87	109	5,70	109	—	—	65
162	4,70	163	2	53	86	108	5,75	107	—	—	64

Испытание на твердость по Роквеллу. Испытание на твердость по методу Роквелла проводят вдавливанием в испытуемый образец (деталь) алмазного (или из твердого сплава) конуса с углом 120° 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. 10.3).

Выбор нагрузки и индентора для испытаний на твердость по методу Роквелла

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 определяется 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 – глубина внедрения индентора в испытуемый материал под действием предварительной нагрузки P_0 (рис. 10.4).

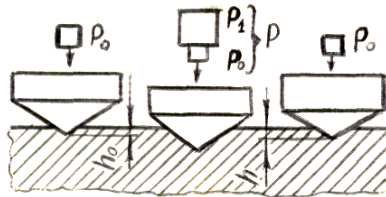


Рис. 10.4. Схема определения твердости вдавливанием алмазного конуса на приборе Роквелла

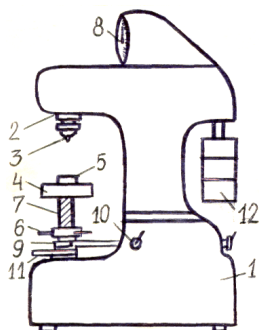
Метод Роквелла имеет широкое применение, так как дает возможность испытывать мягкие, твердые, а также тонкие материалы. Отпечатки от конуса или шарика очень малы, что позволяет испытывать готовые детали без их порчи; испытание легко выполнимо и занимает мало времени; число твердости читается прямо по шкале.

Значения твердости по Роквеллу могут быть переведены в значения твердости по Бринеллю и наоборот. С этой целью используют специальные таблицы (табл. 10.2).

Твердомер Роквелла. Твердомер Роквелла (рис. 10.5) 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 риской). Это свидетельствует о том, что создана предварительная нагрузка $P = 100 \text{ Н}$.



а)



б)

Рис. 10.5. Твердомер Роквелла: а – общий вид; б – схема

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 δ поворачивается против часовой стрелки. После окончания вдавливания основная нагрузка автоматически снимается, и остается только предварительная нагрузка. Большая стрелка индикатора δ при этом перемещается по часовой стрелке и указывает на соответствующей шкале индикатора число твердости по Роквеллу. После испытания вращением маховика b 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 твердомера 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 b по часовой стрелке стол осторожно поднимать до тех пор, пока малая стрелка индикатора не встанет против красной точки (или риски) на шкале индикатора δ .
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 *b* против часовой стрелки опустить стол, образец передвинуть и повторить испытание на новом месте. На каждом образце должно быть проведено не менее трех испытаний. Расстояние от центра отпечатка до края образца или до центра другого отпечатка должно быть не менее 3 мм.
9. Выключить тумблер *10*.

Твердость по Виккерсу и микротвердость. Испытания по Виккерсу и определение микротвердости идентичны. Нагружение проводится алмазной четырехгранной пирамидой с углом при вершине 136°. По нагрузке, приходящейся на единицу площади отпечатка, определяется число твердости:

$$HV = 1,8544 P/d^2 \text{ МПа,}$$

где *P* – нагрузка на пирамиду, Н; *d* – диагональ отпечатка, м.

Разница между этими методиками состоит в величинах используемых нагрузок. В методе Виккерса используются нагрузки 5–100 кгс, а при микроиспытаниях 5–500 г. Определение твердости по Виккерсу проводится на твердомере Виккерса, определение микротвердости – на микротвердомере. Твердомер Виккерса (рис 10.6) предназначен для определения твердости по Виккерсу как черных, так и цветных металлов, твердых сплавов, цементированных, азотированных и других слоев поверхностного упрочнения. Испытательная нагрузка: 1, 5, 10, 20, 30, 50 кгс. Микротвердомер (рис. 10.7) предназначен для оценки микротвердости металлов, сплавов, минералов, стекла, керамики и др. методом вдавливания алмазных наконечников Виккерса (увеличение: 130×, 500×, 800×; диапазон нагрузок: 0,002–0,5 кгс).

Толщина испытуемых образцов должна быть не менее 1,5 диагонали. Чтобы отпечаток имел правильную форму, образец должен быть обязательно плоскопараллельным, его поверхность должна быть шлифованной и полированной, так как отпечаток ввиду его малых размеров измеряется с использованием микроскопа.

Оба метода не имеют ограничений по измеряемой твердости. Метод Виккерса применяется для измерения твердости и толщины упрочненных поверхностных слоев методами цементации, азотирования и цианирования конструкционных сталей. Более тонкие

слои, полученные азотированием и цианированием инструментальных сталей, борированием, хромированием инструмента и т. д., испытываются на микротвердомере. Метод микротвердости используется для измерения твердости отдельных структурно-фазовых составляющих. Твердость при микроиспытаниях обозначается H_{μ} .



Рис. 10.6. Твёрдомер Виккерса модель HV-50A



Рис. 10.7. Микротвёрдомер ПМТ-3М

Твёрдость по Шору (рис. 10.8) — один из методов измерения твердости материалов. Как правило, используется для измерения твердости неметаллических материалов: пластмасс, эластомеров, каучуков и продуктов их вулканизации.

Твёрдость по Шору обозначается в виде числового значения шкалы, к которому приписывается буква, указывающая тип шкалы с явным указанием названия метода измерения твердости или прибора (дюрометра). Например, «Твёрдость по Шору 80А», «Твёрдость по дюрометру 80А», «Твёрдость по Шору 80 по шкале D».

Метод основан на измерении глубины начального вдавливания индентора и глубины вдавливания индентора после заданных периодов времени. Метод является эмпирическим испытанием. Не существует простой зависимости между твердостью, определяемой с помощью данного метода, и каким-либо фундаментальным свойством испытуемого материала.



а)



б)

Рис. 10.8. Аналоговый дюрометр Шора: а – общий вид; б – установленный на штативе с устройством пригружения

Метод отличается сравнительно большим разбросом значений результатов измерений, но удобен своей простотой (в том числе конструкцией измерительного прибора) и оперативностью проведения измерений, позволяя производить их, в том числе, на готовых изделиях, крупногабаритных деталях и криволинейных поверхностях достаточно больших радиусов. Метод получил широкое распространение в производственной практике.

Твердомеры портативные. Портативные твердомеры используют разные методы для определения твердости металлов и сплавов (рис. 10.9–10.11):

– механические – используют метод вдавливания индентора. Используются для измерения твердости мягких металлов, пластмасс, резины и т. д.;

– контактно-импедансные (ультразвуковые) – твердость определяется по изменению частоты колебаний индентора датчика при его внедрении в контролируемую поверхность;

– динамические – осуществляется удар по поверхности изделия, и выполняется замер скорости индентора датчика.



Рис. 10.9. Беспроводной динамический твердомер TH154. Измеряет твердость по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу или Шору с расширенной памятью для хранения данных измерения



Рис. 10.10. Твердомер ультразвуковой NOVOTEST T-Y1. Измеряет твердость металлов и сплавов по шкалам твердости: Роквелла (20–70 HRC); Бринелля (90–450 HB); Виккерса (230–940 HV)



Рис. 10.11. Твердомер динамический NOVOTEST T-D2. Измеряет твердость металлов и сплавов по шкалам твердости: Роквелла (20–70 HRC); Бринелля (90–450 HB); Виккерса (230–940 HV)

Порядок проведения лабораторной работы

1. Изучить схемы и устройство пресса Бринелля и прибора Роквелла, выбор инденторов и нагрузок, подготовку образцов и приборов 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. 1 и 2).
3. Выбрать материал и провести испытания на твердость данного материала по методам Бринелля и Роквелла. Сравнить полученные результаты с таблицей перевода значений твердости (табл. 10.2).
4. Написать отчет о работе в соответствии с п. 1–3 в произвольной форме.

Таблица 1

Протокол испытания на твердость по Бринеллю

№ п/п	Материал	D, мм	P, Н	Диаметр отпечатка, мм			Твердость, НВ				Твердость по Роквеллу (перевод)
				1	2	3	1	2	3	НВ _{ср}	

Таблица 2

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. Как рассчитать нагрузку на индентор при измерении твердости по Бринеллю?
4. Для каких материалов применим метод измерения твердости по Бринеллю?
5. Почему при использовании метода Бринелля вводятся ограничения при измерении твердости очень твердых материалов?
6. Какие инденторы и нагрузки используют при испытании материала по Роквеллу? Для испытания каких материалов они предназначены?
7. Как устанавливается предварительная нагрузка в приборе Роквелла? По каким шкалам определяется твердость по Роквеллу? Как она обозначается?
8. Как перевести значение твердости по Роквеллу в твердость по Бринеллю и наоборот?
9. Изложите методику определения твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу.

10. Укажите области использования метода микротвердости.
11. Какие материалы испытывают на твердость по Шору?
12. На каких физических принципах основана работа портативных твердомеров?

Лабораторная работа 11 **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.
3. Штангенциркуль, линейка.

Краткие теоретические сведения

Испытания на растяжение и характерные точки диаграммы растяжения. В большинстве случаев металлические материалы в конструкциях работают при статических нагрузках. 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. 11.1) имеют головки различной конфигурации для крепления в захватах.

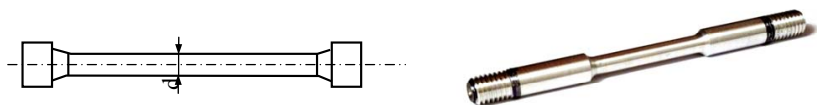


Рис. 11.1. Схема и общий вид образцов для испытаний на растяжение

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

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. 11.2).

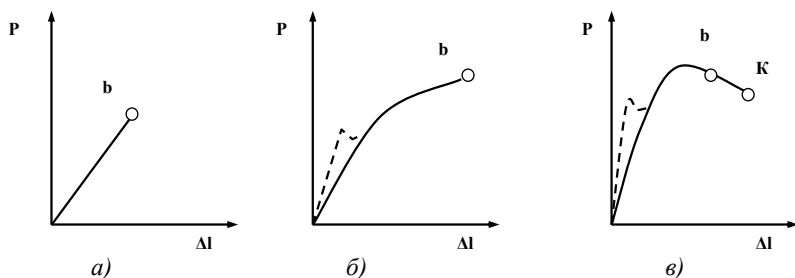


Рис. 11.2. Разновидности первичных диаграмм растяжения:
a – хрупкое разрушение; *б* – разрушение после равномерной деформации;
в – разрушение после образования шейки

В зависимости от типа диаграммы меняется набор характеристик, которые по ней можно рассчитать, а также их физический смысл. На рис. 11.3 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.

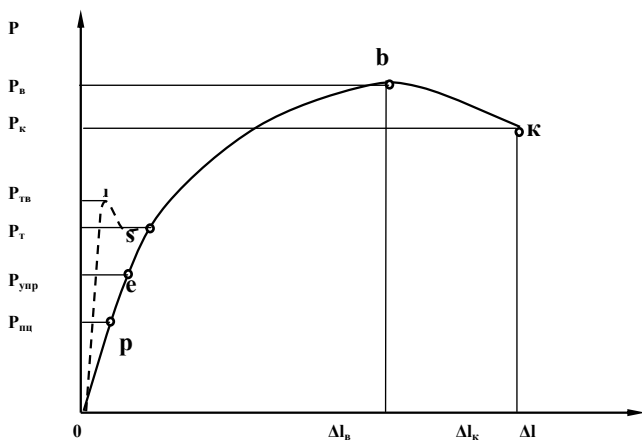


Рис. 11.3. Обобщенная диаграмма растяжения

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

$$\sigma_{\text{пц}} = \frac{P_{\text{пц}}}{F_0},$$

где $P_{\text{пц}}$ — 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:

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

где $P_{\text{упр}}$ — нагрузка, соответствующая точке p , находящейся в непосредственной близости от точки e (рис. 11.3).

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 длины образца:

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

Пределом прочности называется максимальное за время испытания напряжение:

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

где P_B — максимальная нагрузка.

Условным сопротивлением разрыву называется напряжение в момент разрыва 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 прочностных свойств в системе СИ является МПа = МН/м², в технической системе единиц — кгс/мм².

Относительным удлинением образца называется отношение приращения расчетной длины образца после разрыва (Δl) к первоначальной расчетной длине (l_0), выраженное в процентах:

$$\delta = \frac{l_K - l_0}{l_0} \cdot 100 \%$$

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 $\sigma_{\text{пц}}$ и $\sigma_{\text{упр}}$ представляет значительные методические трудности из-за очень малых деформаций, соответствующих этим характеристикам, на практике ограничиваются измерением услов-

ного 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. 11.4 показаны начальные (упругие) участки кривых «напряжение – деформация» при одноосном растяжении, кручении и гидростатическом сжатии.

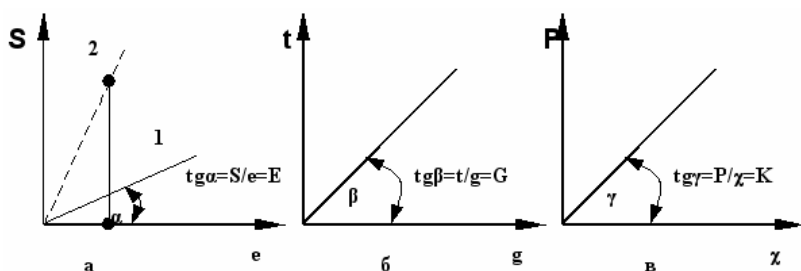


Рис. 11.4. Упругие участки кривых «напряжение – деформация»: a – одноосное растяжение; b – кручение; v – гидростатическое сжатие

Тангенс угла наклона каждой из этих трех кривых называется модулем 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).

Модуль K – модуль объемной упругости (P – гидростатическое давление, χ – 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 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 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. 11.4, *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, выражается формулами:

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

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

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

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

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

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

где ν — коэффициент Пуассона при одноосном растяжении (сжатии), характеризующий отношение поперечной относительной деформации к продольной.

Коэффициент Пуассона ν — четвертая важнейшая константа упругих свойств после модулей упругости. Эти четыре константы связаны между собой:

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

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

Зная две из них, можно рассчитать остальные.

Обобщенный закон Гука записывается относительно просто для изотропного тела, каким является, например, поликристалл. Монокристаллы 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 пропорциональ-

ность между каждым компонентом тензора деформации и всеми шестью независимыми компонентами тензора напряжений.

Модули упругости являются важнейшими характеристиками жесткости 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 или уменьшаться.

Порядок выполнения задания 1

1. Получить у преподавателя образец, указать 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 вычислить площадь поперечного сечения F_0 . Результаты измерений и расчета занести в протокол № 1.

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

4. Установить 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 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 измерить минимальный диаметр шейки d_k в двух взаимно перпендикулярных направлениях и занести сред-

нее 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. 11.5) и занести значения размеров в протокол.

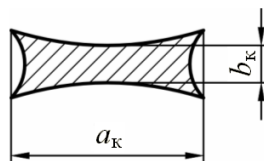


Рис. 11.5. Сечение плоского образца после растяжения

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 № 1.

4. По результатам измерения образцов до и после испытания определить относительное удлинение (δ) и относительное сужение (Ψ) образцов. Результаты расчета занести в протокол испытания № 2.

Протокол испытания № 1

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

Протокол испытания № 2

Материал	Термическая обработка	δ , %	Ψ , %	$\sigma_{пл}$, МПа	$\sigma_1 (\sigma_{0,2})$, МПа	σ_B , МПа	E , ГПа

Определение прочностных и упругих свойств материала

Построить диаграмму растяжения «напряжение (σ) – деформация (ϵ)».

1. *Определение величины предела пропорциональности $\sigma_{пл}$.* Провести прямую OA , совпадающую с прямолинейным участком кривой растяжения (рис. 11.6). Первоначальным криволинейным участком при этом необходимо пренебречь. Через точку O пересечения прямой OA с осью ϵ провести ось координат $O\sigma$. Затем на произвольной высоте, но в пределах участка упругости провести прямую BC , па-

параллельную оси абсцисс. На прямой BC отложить отрезок DE , равный половине отрезка DF . Через точку E и начало координат провести прямую OM . Предел пропорциональности $\sigma_{\text{пн}}$ определяется как напряжение, соответствующее точке касания к кривой растяжения прямой HJ , проведенной параллельно прямой OM . Результаты расчета занести в протокол испытания № 2.

2. *Определение предела текучести* материала. Если на диаграмме растяжения присутствует площадка текучести (рис. 11.6), то определяется физический предел текучести σ_T – наименьшее напряжение на площадке текучести.

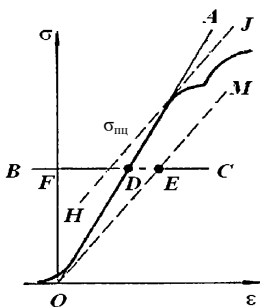


Рис. 11.6. Определение величины предела пропорциональности

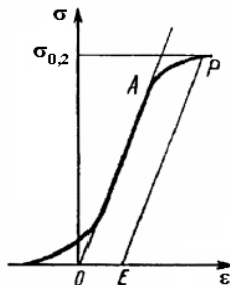


Рис. 11.7. Определение величины условного предела текучести

При отсутствии площадки текучести (рис. 11.7) определяют условный предел текучести $\sigma_{0,2}$. Для этого из начала координат O по оси деформации откладывается отрезок OE , соответствующий величине деформации 0,2 %. Из точки E проводят прямую EP , параллельную OA . Точка пересечения прямой EP с диаграммой соответствует напряжению условного предела текучести. Результаты расчета занести в протокол испытания № 2.

3. *Определить предел прочности* σ_B материала как наибольшее условное напряжение, которое выдерживает образец. Результаты расчета занести в протокол испытания № 2.

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

5. Основываясь на данных протоколов № 1 и 2 написать отчет в произвольной форме.

Порядок выполнения задания 2

По представленной преподавателем «первичной» диаграмме растяжения в координатах «нагрузка P – абсолютное удлинение Δl » построить диаграмму в координатах «напряжение σ – относительная деформация ε ». Для этого, используя имеющуюся у графика таблицу, рассчитать напряжения σ и относительную деформацию ε для всех точек графика. Расчёт провести по формулам:

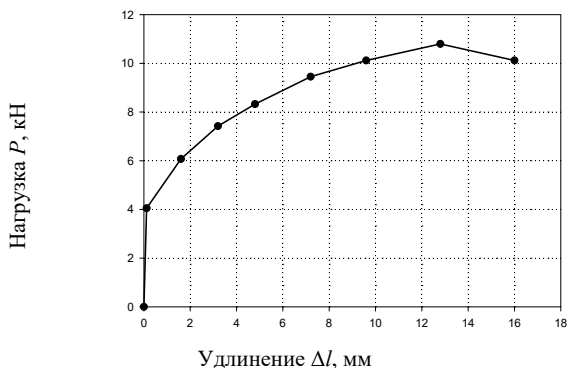
$$\sigma = \frac{P}{F} \text{ МПа}, \quad \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100 \%,$$

где $F = 45 \text{ мм}^2$ (площадь сечения образца); $l_0 = 80 \text{ мм}$ (исходная длина образца).

Затем по полученным данным строго в масштабе построить диаграмму « $\sigma - \varepsilon$ » и по данной диаграмме определить следующие параметры: предел пропорциональности $\sigma_{\text{пн}}$, физический σ_{T} или условный $\sigma_{0,2}$ предел текучести, предел прочности $\sigma_{\text{в}}$ и модуль упругости E (из закона Гука $\sigma = E\varepsilon$).

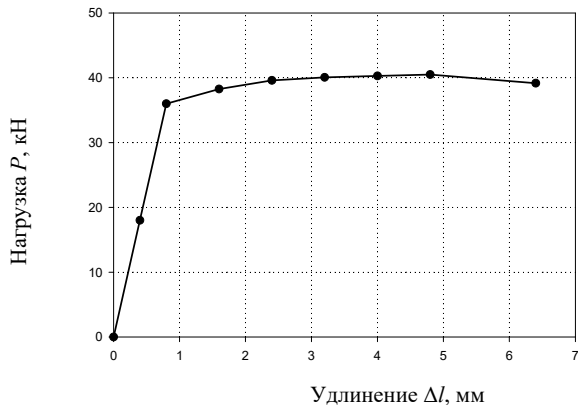
Диаграммы растяжения

Вариант 1 (сплав АМгЗ)



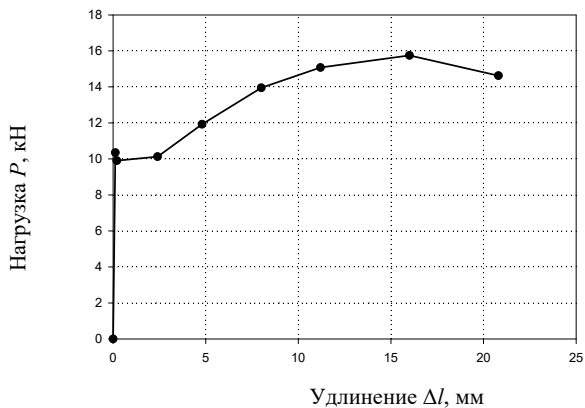
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	405	607,5	742,5	832,5	945	1012	1080	1012
	Δl , мм	0,12	1,6	3,2	4,8	7,2	9,6	12,8	16

Вариант 2 (сплав ВТ5)



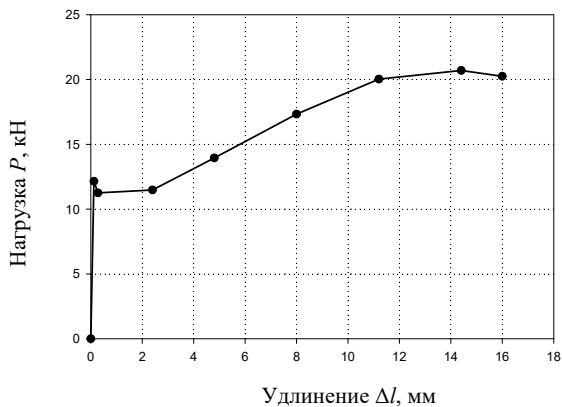
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1800	3600	3825	3960	4005	4025,7	4050	3915
	Δl , мм	0,4	0,8	1,6	2,4	3,2	4	4,8	6,4

Вариант 3 (сплав Ст2)



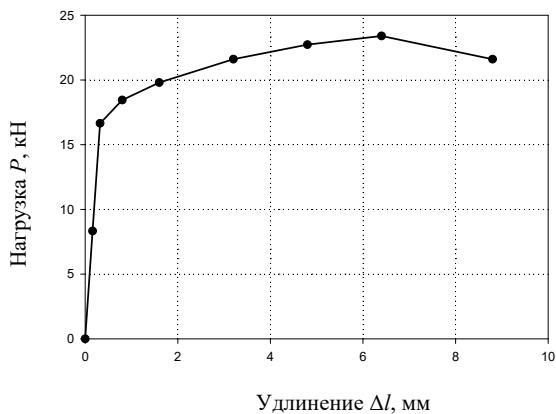
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1035	990	1012,5	1192,5	1395	1507,5	1575	1462,5
	Δl , мм	0,12	0,2	2,4	4,8	8	11,2	16	20,8

Вариант 4 (сплав Ст4)



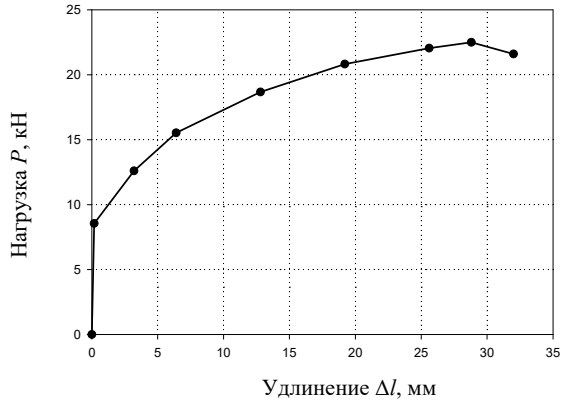
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1215	1125	1147,5	1395	1732,5	2002,5	2070	2025
	Δl , мм	0,12	0,28	2,4	4,8	8	11,2	14,4	16

Вариант 5 (сплав Д16)



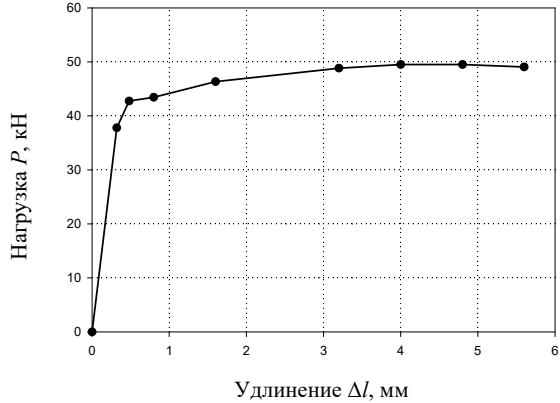
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	832,5	1665	1845	1980	2160	2272,5	2340	2160
	Δl , мм	0,16	0,32	0,8	1,6	3,2	4,8	6,4	8,8

Вариант 6 (сплав X18H10T)



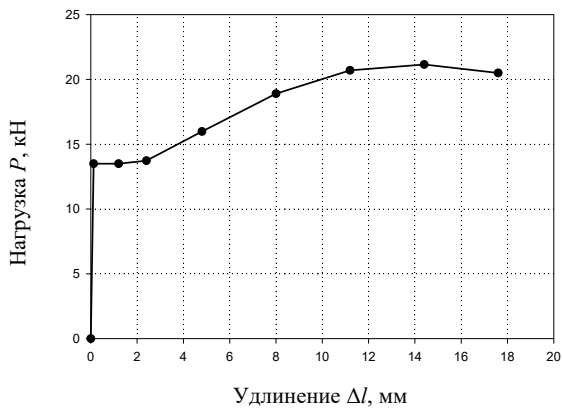
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	855	1260	15552,5	1867,5	2092,5	2205	2250	2160
	Δl , мм	0,18	3,2	6,4	12,8	19,2	25,6	28,8	32

Вариант 7 (сталь 80)



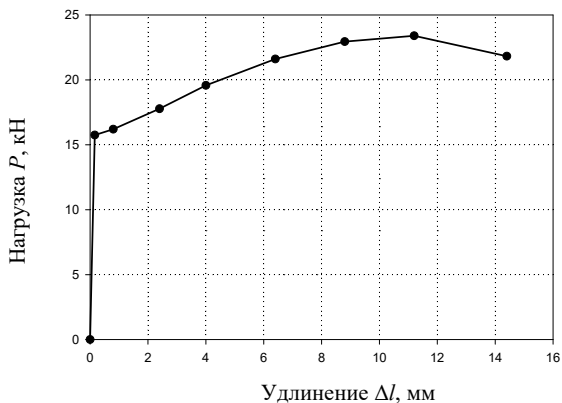
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	3780	4275	4342,5	4635	4882,5	4950	4950	4905
	Δl , мм	0,32	0,48	0,8	1,6	3,2	4	4,8	5,6

Вариант 8 (сплав 14Г)



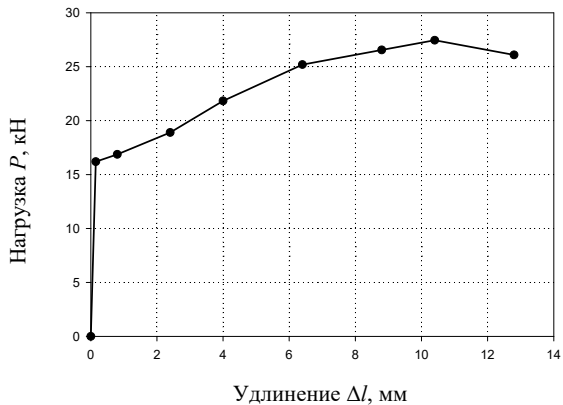
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1350	1350	137,5	1597,5	1890	2070	2115	2050
	Δl , мм	0,12	1,2	2,4	4,8	8	11,2	14,4	17,6

Вариант 9 (сплав 15ХГСНД)



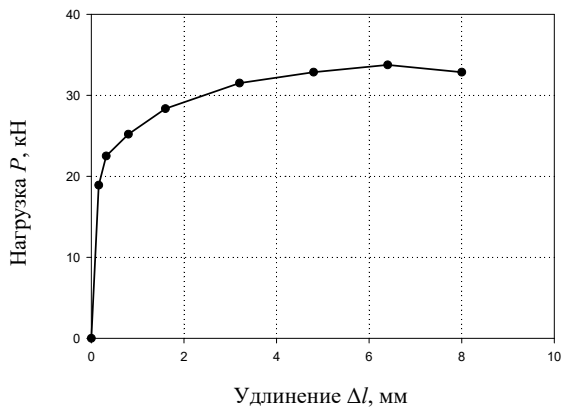
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1575	1620	1777,5	1957,5	2160	2295	2340	2182,5
	Δl , мм	0,16	0,8	2,4	4	6,4	8,8	11,2	14,4

Вариант 10 (сталь 45)



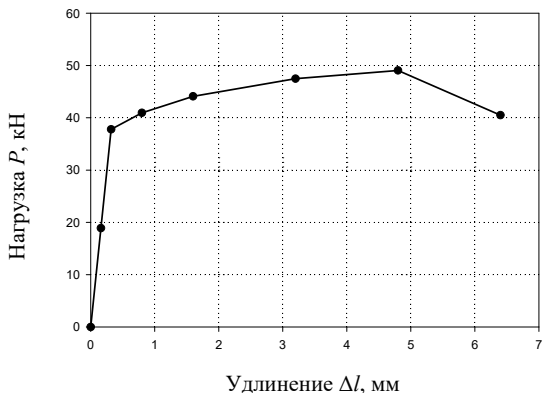
Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1620	1687,5	1890	2182,5	2520	2655	2745	2610
	Δl , мм	0,15	0,8	2,4	4	6,4	8,8	10,4	12,8

Вариант 11 (сплав 45X)



Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7	8
Координаты точек	P , кг	1890	2250	2520	2835	3150	3285	3375	3285
	Δl , мм	0,16	0,32	0,8	1,6	3,2	4,8	6,4	8

Вариант 12 (сплав 30ХГС)



Номера точек на кривой		1	2	3	4	5	6	7
Координаты точек	P , кг	1890	3780	4095	4410	4747,5	4905	4050
	Δl , мм	0,16	0,32	0,8	1,6	3,2	4,8	6,4

В отчет по заданию 2 необходимо включить таблицу с указанием σ , МПа, и ϵ , %, для всех указанных точек, расчет значений σ и ϵ , диаграмму растяжения в координатах « $\sigma - \epsilon$ », а также значения механических свойств материала, определенные по вышеуказанной диаграмме растяжения.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение основных механических свойств – прочности, пластичности.
2. От чего зависит выбор способа испытания материалов (растяжение, изгиб, сжатие)? Какие образцы используют при испытании на растяжение?
3. Какие механические характеристики материала можно рассчитать по диаграмме растяжения « $\sigma - \epsilon$ »?
4. В чем заключается разница между условной и истинной диаграммой растяжения? Чем отличаются диаграммы растяжения при наличии физического и условного пределов текучести?
5. Какими характеристиками оценивается прочность материала? Как они определяются?

6. В чем заключается разница между физическим и условным пределом текучести? В чем заключается разница между пределом прочности и истинным сопротивлением разрыву?
7. Какими характеристиками оценивается пластичность материала? Как они определяются?
8. Каков смысл наклонной прямой, используемой при определении $\sigma_{0,2}$, δ ?
9. Что такое модуль Юнга? На чем основан метод его определения?

Лабораторная работа 12

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.

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 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 под воздействием внутренних факторов:

- повышенного содержания фосфора, концентрирующегося по границам зерен;
- крупнозернистой структуры;
- наличия карбидов по границам зерен;
- полосчатости и т. д.

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 ударом маятникового копра. Концы образца располагают на опорах (рис. 12.1).

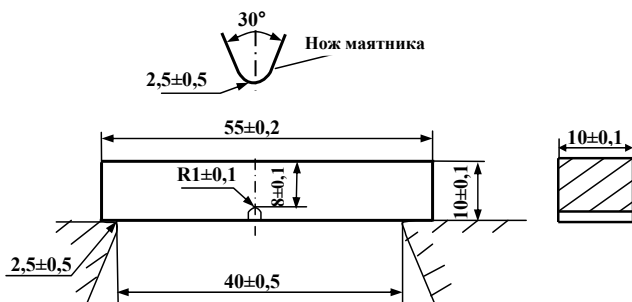


Рис. 12.1. Форма и размеры образца для испытаний на ударную вязкость

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 локализируются 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 (фор-

мы) концентраторов: U-образный с радиусом в вершине $R = 1$ мм, V-образный с $R = 0,25$ мм и Т-образный с усталостной трещиной. Соответственно при записи ударной вязкости (KC) в ее обозначение вводится третья буква, указывающая вид надреза – KCU , KCV , KCT .

Величина KCU характеризует ударную вязкость материала при отсутствии ярко выраженного концентратора напряжения. Величина KCV 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 состоит из работы зарождения трещины и работы распространения трещины. Величина KCT характеризует работу распространения трещины при ударном изгибе и оценивает способность материала сопротивляться начавшемуся разрушению. Она учитывается при выборе металлов и сплавов для конструкций особо ответственного назначения (летательные аппараты, роторы турбин и т. п.).

Испытания образцов на ударный изгиб проводятся на маятниковых копрах типа МК (например, МК-30) (рис. 12.2).

Копер состоит из тяжелого маятника, свободно качающегося вокруг оси, и специального шаблона, обеспечивающего установку надреза строго в середине пролета ножа маятника между опорами. При этом удар маятника производится со стороны, противоположной надрезу. Разрушение образца осуществляется маятником, свободно качающимся вокруг 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. 12.2).

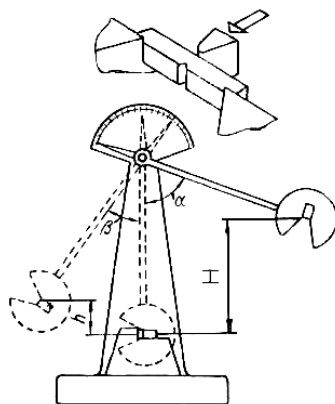


Рис. 12.2. Схема испытания на маятниковом копре

При динамических испытаниях не соблюдается принцип подобия, поэтому они жестко унифицированы как по параметрам образцов, так и по условиям проведения экспериментов.

Разрушение образца осуществляется за счет потенциальной энергии падающего маятника при отклонении его из положения равновесия на угол α или высоту H (рис. 12.2). Общий запас энергии расходуется на изгиб и разрушение образца, а также последующий взлет маятника на высоту h , соответствующую углу отклонения β . Величина работы K , затраченной на разрушение образца, определяется из разности энергии маятника в положении 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 α и β определяются по шкале прибора, однако на практике для каждого угла β величину работы находят по специальным таблицам, или шкала копра может быть проградуирована в единицах работы, если угол подъема маятника α фиксирован. Обычно он равен 150° .

Зная полную работу разрушения образца K , можно рассчитать ударную вязкость KCU , KCV или KCT .

Ударная вязкость – это работа, израсходованная на разрушение образца, отнесенная к площади его поперечного сечения в месте надреза:

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

где F – площадь сечения в месте надреза, м².

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

Таким образом, испытания на ударный изгиб являются одним из наиболее чувствительных методов контроля, чутко реагирующих на небольшие изменения состояния металла. Ударные испытания являются ценным, а иногда необходимым дополнением к статическим испытаниям гладких образцов.

Определение критических температур хрупкости.

Хладноломкость материалов

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 материалы с ОЦК и ГПУ решетками. 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_{xp}^B) и нижней (T_{xp}^H) критических температур хрупкости. При этом T_{xp}^B характеризует начало охрупчивания материала при понижении температуры, а T_{xp}^H — 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 Пауля Лудвика и Абрама Иоффе. Николай Давиденков предложил для определения критических температур хрупкости использовать температурную зависимость ударной вязкости стандартных образцов. Данная кривая в интерва-

ле вязко-хрупкого перехода имеет S-образный характер и позволяет определять как нижнюю (T_{xp}^H), так и верхнюю (T_{xp}^B) критические температуры хрупкости (рис. 12.3, а). В настоящее время это самый распространенный метод, применяемый для текущего контроля качества плавки стали.

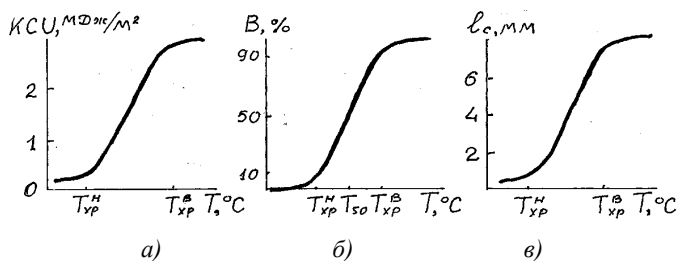


Рис. 12.3. Температурные зависимости: а — ударной вязкости (КСУ); б — вязкой составляющей в изломе (В); в — длины вязкой зоны (l_c)

Ко второй группе относятся фрактографические методы определения критической температуры хрупкости, основанные на макро- и микрофрактографическом анализе изломов. Фрактографические методы определения критических температур хрупкости металлических материалов основаны на определении доли вязкой составляющей (В) в изломе (рис. 12.3, б) или длины стабильной вязкой зоны l_c (рис. 12.4) в очаге разрушения (рис. 12.3, 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 для рас-
средоточенных изломов (см. рис. 9.7).

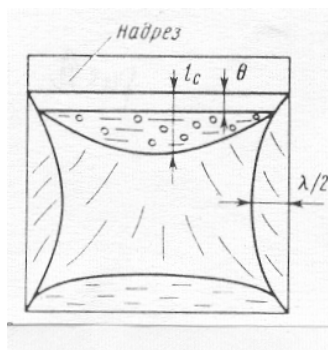


Рис. 12.4. Схема строения излома, полученного при ударном нагружении: θ — зона вытягивания; l_c — вязкая зона стабильного роста трещины; λ — губы среза

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 эксплуатации. Поэтому данные методы получили широкое распространение в практике диагностики разрушения.

Порядок выполнения задания 1

При выполнении задания студенты должны освоить методику ударных испытаний и определить ударную вязкость материалов.

Последовательность выполнения работы

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 таблицу. Отчет написать в произвольной форме.

Результаты испытаний образцов на ударную вязкость

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

Порядок выполнения задания 2

При выполнении задания студенты должны определить критические температуры хрупкости стали.

Последовательность выполнения работы

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 (волокнистой) составляющей на поверхности изломов для каждой температуры испытания.
4. Построить график температурной зависимости ударной вязкости исследуемой стали и оценить процентное содержание вязкой (волокнистой) составляющей на поверхности изломов.
5. Определить нижнюю ($T_{xp}^н$) и верхнюю ($T_{xp}^в$) критические температуры хрупкости стали по вышеуказанным графикам. Сравнить полученные результаты.
6. Отчет написать в произвольной форме.

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?

Лабораторная работа 13

Определение усталостной прочности материала

Цели работы

1. Ознакомиться с механизмом разрушения, характеристиками нагружения и усталостной прочностью материалов.
2. Определить предел усталости материала по кривой усталости.
3. Ознакомиться со строением усталостных изломов, полученных при малоциклового и многоциклового усталости.

Приборы, материалы и инструмент

1. Кривые усталости материалов.
2. Комплект усталостных изломов, полученных при испытаниях на малоциклового и многоциклового усталость.

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, которые меньше предела прочности при статическом нагружении. Однако 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 напряжения у ее 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 зарождаться 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. 13.1). Полосы локального скольжения, приводящие к образованию экструзии и интрузии, формируются под углом примерно 45° к направлению растягивающего напряжения (рис. 13.2). Они обуславливают процесс формирования зародышевых микротрещин, которые распространяются под таким же углом к направлению растягивающего напряжения, как правило, в пределах одного или двух зерен.

После образования и распространения усталостных микротрещин в области одного или двух зерен под углом примерно 45° 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

(рис. 13.3) включает три стадии: медленного стабильного роста трещины (зона l_s), ускоренного нестабильного развития трещины (зона l_r) и стадию долома (зона l_d), в которой действует механизм статического разрушения. Стадия долома наступает при достижении усталостной трещиной критической длины l_f ($l_f = l_s + l_r$) (рис. 13.3). Зону l_f называют зоной усталостного развития трещины.



Рис. 13.1. Экструзии (выпуклости) и интрузии (впадины) в отожженном никеле (увеличение в 3600 раз)

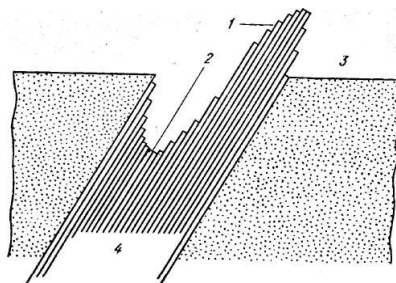


Рис. 13.2. Схема образования рельефных участков: 1 — экструзии; 2 — интрузии; 3 — поверхность металлического материала, подвергнутого циклическим нагрузкам; 4 — полосы скольжения

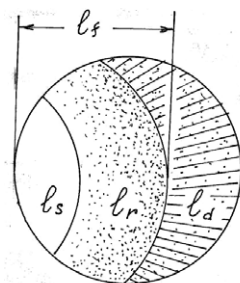


Рис. 13.3. Схема строения усталостных изломов

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. 13.4).

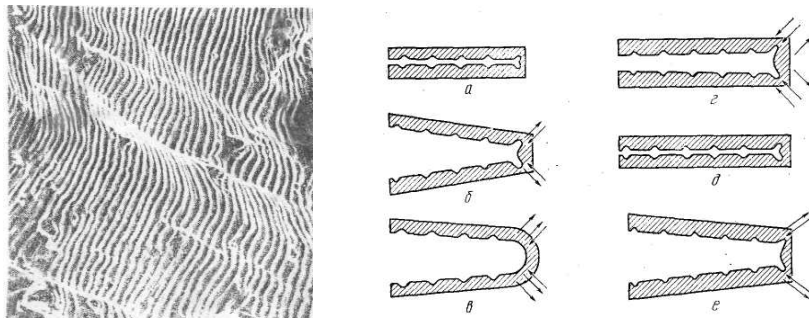


Рис. 13.4. Усталостные бороздки и механизм роста усталостной трещины, приводящий к образованию бороздок: *a* — ненагруженное состояние; *б* — небольшая растягивающая нагрузка; *в* — максимальная нагрузка; *г* — небольшая сжимающая нагрузка; *д* — максимальная сжимающая нагрузка; *е* — небольшая растягивающая нагрузка

Согласно современной модели (рис. 13.4) 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 (рис. 13.5):
 — максимальное (σ_{\max}) и минимальное (σ_{\min}) значения напряжения цикла;

— размах напряжения цикла: $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$;

- амплитуда напряжения: $\sigma_a = 0,5(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$;
- среднее напряжение цикла: $\sigma_m = 0,5(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$;
- коэффициент асимметрии цикла нагружения: $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$;
- частота и период нагружения: $f = 1/T$.

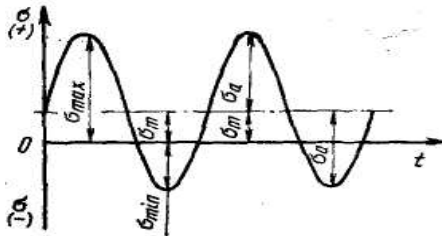


Рис. 13.5. Важнейшие параметры цикла нагружения

- В зависимости от значения коэффициента асимметрии цикла нагружения R различают следующие *виды циклов нагружения* (рис. 13.6):
- знакопостоянные циклы: растягивающие ($0 < R < 1$) и сжимающие ($1 < R$);
 - знакопеременные циклы: симметричный ($R = -1$), преимущественно растягивающие ($-1 < R < 0$) и преимущественно сжимающие ($-\infty < R < -1$);
 - отнулевой ($R = 0$) и отнулевой сжимающий ($R = -\infty$) циклы.

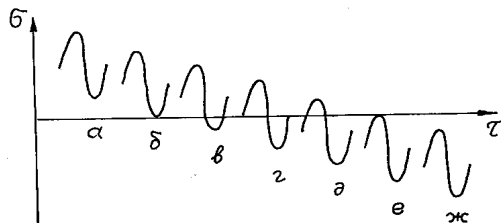


Рис. 13.6. Виды знакопостоянных (а, ж), знакопеременных (в, г, д) и отнулевых (б, е) циклов нагружения: а – растягивающие ($0 < R < 1$); б – отнулевой ($R = 0$); в – преимущественно растягивающие ($-1 < R < 0$); г – симметричный ($R = -1$); д – преимущественно сжимающие ($-\infty < R < -1$); е – отнулевой сжимающий ($R = -\infty$); ж – сжимающие ($1 < R$)

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

Форма цикла (рис. 13.7) 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.

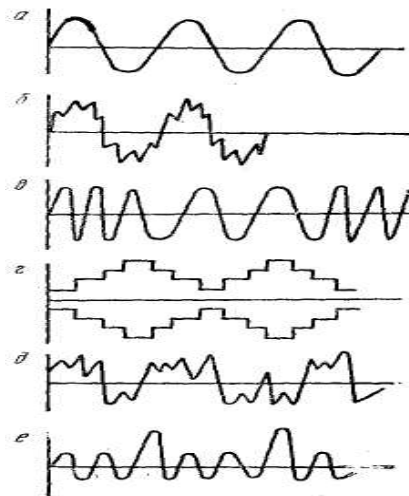


Рис. 13.7. Различные формы изменения амплитуды напряжения цикла: *a* — нагружение с постоянной амплитудой при синусоидальной (гармонической) форме циклов; *b* — с бигармонической амплитудой; *в* — с переменной частотой; *г* — программированный блочный цикл; *д* — произвольный цикл; *е* — с перегрузкой 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. 13.8):

- мягкое нагружение — с заданным размахом нагрузки (напряжения);
- жесткое нагружение — с заданным размахом деформации.



Рис. 13.8. Нагружение образцов: *а* – мягкое; *б* – жесткое

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. В промышленных конструкциях и деталях машин мягкое нагружение более широко распространено, чем жесткое.

При жестком нагружении заданной величиной является кинематически ограниченное перемещение, постоянное на всём 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. 13.9) проводят по схеме «изгиб с вращением» с заданным размахом напряжения. Напряжения цикла обозначают как σ_{-1} , МПа.

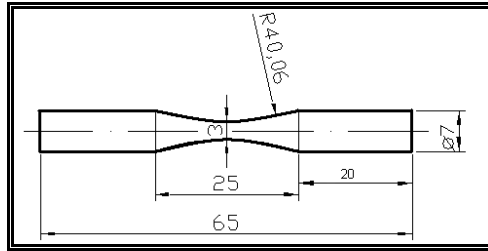


Рис. 13.9. Цилиндрический образец для усталостных испытаний по схеме «изгиб с вращением»

Первоначально устанавливают напряжение цикла σ_{-1} в образце, заведомо превышающее предел усталости материала. Проводят испытание образца. После разрушения образца фиксируют количество циклов нагружения, приведшее к его разрушению (N , цикл). Затем напряжение цикла снижают, заново проводят испытание и фиксируют 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 Велера (рис. 13.10).

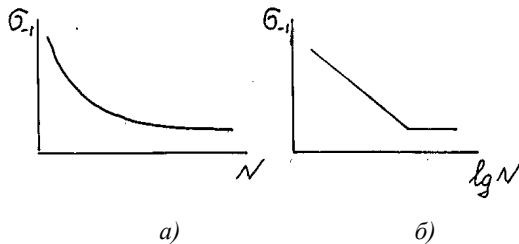


Рис. 13.10. Кривые усталости: *a* – координатах « $\sigma_{-1} - N$ »;
б – в координатах « $\sigma_{-1} - \lg N$ »

На кривых усталости с четко выраженным горизонтальным участком можно выявить уровень напряжений, не приводящий к разрушению образцов при сколь угодно больших циклах нагруже-

ния, — физический предел усталости (выносливости). Кривые такого типа характерны для черных металлов и сплавов титана. Кривые усталости с асимптотическим приближением правой ветви к горизонтали 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 (рис. 13.11, а).

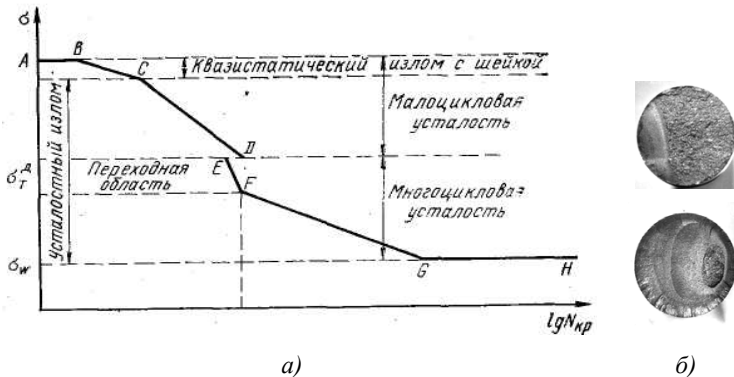


Рис. 13.11. Усталость металла: а — полная схема кривой усталости в координатах « $\lg \sigma - \lg N_{кр}$ » (σ_w — предел усталости (выносливости); σ_t^D — динамический предел текучести; N_k — количество циклов нагружения, соответствующее области разрыва кривой усталости); б — вид изломов при малоциклового и многоциклового усталости

Предел усталости (выносливости) (σ_w) — это величина максимального напряжения цикла, не вызывающая разрушение образца на базе N_R . Вид нагружения (мягкое или жесткое) 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 равным 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 *A* (рис. 13.11) 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 DE* (рис. 13.11). 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. 13.11). 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 σ_T^D , т. е. предела текучести материала при скорости деформации, равной скорости циклического нагружения.

За разрывом кривой усталости следует область *многоциклового усталости* (участок *EFGH*) (рис. 13.11). Низкий уровень циклических нагрузок в данной области усталостного разрушения обуславливает образование на поверхности изломов двух усталостных зон (рис. 13.10): 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.

Порядок проведения лабораторной работы

1. Освоить методику усталостных испытаний с целью определения предела усталости (выносливости) материала.
2. Определить предел усталости (выносливости) материала по кривой усталости, представленной преподавателем.
3. Изучить строение усталостных изломов, полученных при малоцикловой и многоцикловой усталости. Отчет написать в произвольной форме.

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 нагружение 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 малоцикловой и многоцикловой усталости?

Лабораторная работа 14 **Влияние холодной пластической деформации** **на твердость металла**

Цель работы – изучить влияние холодной пластической деформации на структуру и твердость металла.

Приборы, материалы и инструмент

1. Образцы из алюминия, меди или низкоуглеродистой стали.
2. Гидравлический пресс.
3. Твердомеры Бринелля или Роквелла.
4. 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 дислокационных структур. Формирование структуры металла при обработке давлением происходит вследствие деформации каждого из кристаллитов. В поликристаллическом материале зёрна 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. 14.1, *а*).

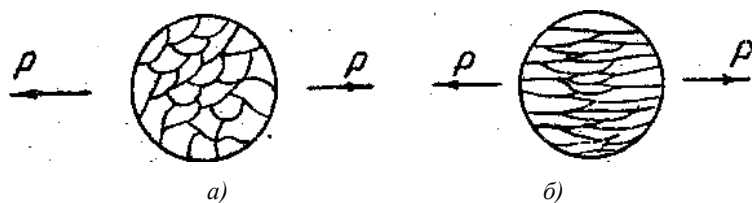


Рис. 14.1. Изменение формы зерна в результате пластической деформации: *а* — до деформации; *б* — после деформации

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. 14.1, *б*). Образуется так называемая *текстура деформации* — преимущественная ориентация зерен в направлении внешних действующих сил.

С увеличением степени холодной деформации ε показатели сопротивления деформированию (предел прочности σ_b , предел текучести σ_p , твердость НВ) возрастают, а показатели пластичности (относительное удлинение δ и сужение ψ) снижаются (рис. 14.2). Это явление получило название наклёп. 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.

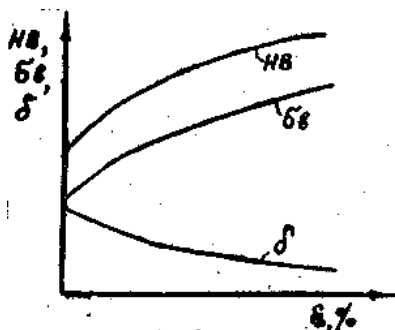


Рис. 14.2. Зависимость механических свойств металла от степени холодной пластической деформации

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 $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$, то при больших степенях деформации она достигает $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Таким образом, одним из основных факторов, определяющих рост показателей сопротивления деформации и снижение показателей пластичности с увеличением степени холодной пластической деформации, является повышение плотности дислокаций.

Порядок проведения лабораторной работы

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

Последовательность выполнения работы

1. На гидравлическом прессе осадить на разную высоту цилиндрические образцы из стали, меди или алюминия. Степень 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 HRB стальных образцов перевести в значения твердости по Бринеллю. Результаты эксперимента записать в таблицу.

3. Построить график в координатах «твердость (НВ или HRC) – степень пластической деформации (ε , %)».

4. Сделать вывод о влиянии степени пластической деформации образцов на твердость исследуемого материала.

Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы.
2. Результаты экспериментов в виде таблицы.
3. График зависимости в координатах «твердость (НВ или HRC) – степень пластической деформации (ε , %)».
4. Выводы о влиянии степени холодной пластической деформации на твердость стальных, медных или алюминиевых образцов (в произвольной форме).

Влияние степени пластической деформации на твердость металлических образцов

Материал	Номер образца	Высота образца до деформации, h_0 , мм	Высота образца после деформации, h_1 , мм	Степень деформации, ε , %	Твердость, НВ

Контрольные вопросы

1. Какую деформацию называют упругой?
2. Какую деформацию называют пластической? Чем она отличается от упругой деформации?
3. Назовите атомные механизмы пластической деформации кристаллических тел.
4. Чему равна плотность дислокаций у хорошо отожженного металла и у металла при больших степенях пластической деформации?
5. Как изменяются механические свойства и структура металла с повышением степени холодной пластической деформации?
6. Что понимают под наклёпом металла?
7. Что называют текстурой деформации?

Лабораторная работа 15 **Влияние 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 железа (АРМКО-железа или низкоуглеродистой стали).

Краткие теоретические сведения

К электрическим свойствам, наиболее широко используемым для исследования материалов, в первую очередь, относятся удельная электропроводность (γ) и обратная ей величина — удельное электросопротивление (ρ):

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

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 концентрации неоднородности.

Для определения удельного электросопротивления используют формулу

$$\rho = RS/L,$$

где R – электрическое сопротивление, Ом; S – площадь поперечного сечения, м²; 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 α – температурный коэффициент, $\alpha_R = (dR/dt) (1/R_0)$.

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

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

Метод двойного моста. Этим методом можно с высокой точностью измерять малые электросопротивления (от 10^{-6} до 1 Ом). Применение двойного моста (рис. 15.1) 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 нуль-гальванометр, поскольку величина промежуточных сопротивлений R_1, R_2, R_3, R_4 намного больше (больше 100 Ом) указанных дополнительных сообщений.

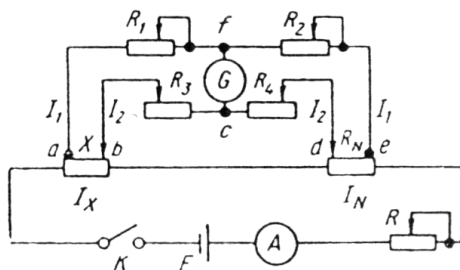


Рис. 15. Принципиальная схема двойного моста

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 подводных 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 пульта нуль-гальванометра. Небольшие изменения сопротивления X будут отражаться на показаниях гальванометра G , и для получения его нулевого показания нужно 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 $X_{ист}$ может быть вычислено из соотношения

$$X_{ист}/X = R_N/R_N^1.$$

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

Порядок проведения лабораторной работы

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

Протокол испытаний

Материал	Удельное электросопротивление ρ , Ом · м
Алюминий	
Медь	
Железо	

Контрольные вопросы

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

Часть 3. ТЕРМИЧЕСКАЯ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ

Лабораторная работа 16 Отжиг и нормализация углеродистой стали

Цели работы

1. Ознакомиться с основными видами отжига металлов и сплавов.
2. Сравнить твердость деформированной стали, меди или алюминия после дорекристаллизационного и рекристаллизационного отжигов.
3. Сравнить твердость стали после нормализационного отжига (нормализации) и после полного отжига.

Приборы, материалы и инструменты

1. Муфельная печь, клещи.
2. Твердомер Роквелла.
3. Образцы из углеродистой стали, меди или алюминия.
4. Атлас микроструктур.

Краткие теоретические сведения

Отжиг — это термическая обработка, цель которой — получить структуру металла в равновесном состоянии. Различают отжиг 1-го и 2-го рода.

Отжиг 1-го рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния, возникшие при предыдущей обработке, причем его проведение не обусловлено фазовыми превращениями.

В зависимости от того, какие отклонения от равновесного состояния устраняются, различают следующие *разновидности* отжига 1-го рода:

- гомогенизационный;
- рекристаллизационный и дорекристаллизационный;
- уменьшающий напряжения.

Основные параметры отжига 1-го рода — температура нагрева и время выдержки. Скорости нагревания и охлаждения имеют подчиненное значение.

Гомогенизационный отжиг — это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной ликвации (неоднородности химического состава, возникающей в процессе кристаллизации сплавов). Обычно гомогенизационный отжиг проводят при температурах выше $(0,90-0,95)T_{пл}$, но ниже точки солидуса сплава. Время выдержки: 8–12 час.

Гомогенизационному отжигу подвергают легированные стали; углеродистые стали такому виду отжига обычно не подвергают, так как в них при нагреве под горячую обработку давлением дендритная ликвация успевает исчезнуть из-за быстрой диффузии углерода в аустените.

Рекристаллизационный отжиг — это термическая обработка деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является рекристаллизация. *Дорекристаллизационный отжиг* — это термическая обработка деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является возврат. При рекристаллизационном отжиге изделия нагревают до температуры выше $t_{рек}$; при дорекристаллизационном отжиге — выше $t_{возвр}$.

Рассмотрим подробнее процессы, происходящие в металлах при данных видах отжига.

Как уже отмечалось ранее, холодная пластическая деформация вызывает в металлах и сплавах образование *текстуры деформации* и *наклепа*, связанных с резким увеличением дефектов кристаллического строения. Это 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 — происходит дробление (фрагментация) деформированных кристаллов на субзёрна (полигоны) с границами, представляющими собой дислокационные стенки (рис. 16.1).

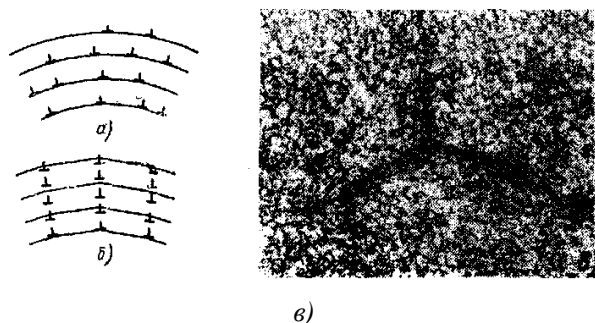


Рис. 16.1. Дробление деформированных кристаллов на полигоны:
 а, б — схема формирования; в — общий вид

При прохождении процессов возврата еще не наблюдается заметных изменений структуры металла, видимой в световом микроскопе, по сравнению с деформированным состоянием. При этом механические свойства ($HВ$, σ_B , δ) остаются без изменений или изменяются незначительно (рис. 16.2).

Однако начиная с определенной температуры ($t_{рек}^H$) в структуре холоднодеформированного металла при нагреве наблюдается образование новых равноосных, мелких зерен (рис. 16.2). Процесс образования и роста новых округлых равноосных зерен вместо волокнистой структуры называют *первичной рекристаллизацией*. Следует отметить, что новые равноосные зёрна отличаются от старых более совершенным внутренним строением и резко пониженной плотностью дислокаций. Образование таких зёрен приводит к снижению твердости и прочности металла и повышению пластичности (рис. 16.2). Движущей силой процесса первичной рекристаллизации является разница свободных энергий деформированного материала и материала в равновесном состоянии. Установлено, что температура начала рекристаллизации ($t_{рек}^H$) для чистых металлов составляет примерно $0,4 T_{пл}$, а для сплавов — $(0,7-0,75) T_{пл}$. Таким образом, на-

личие примесей является важным фактором, определяющим температуру рекристаллизации.

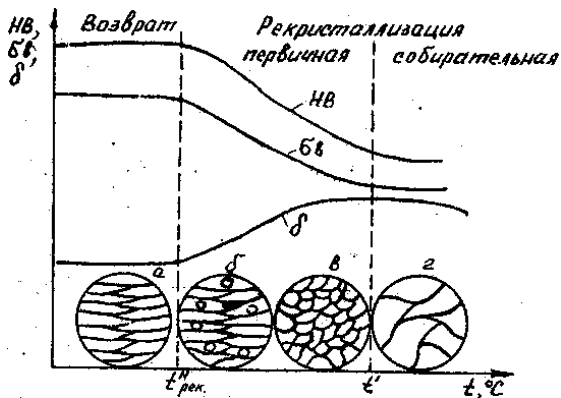


Рис. 16.2. Влияние температуры нагрева на механические свойства и структуру холоднореформированного металла. Схема строения зерен: а — в процессе возврата; б, в — при первичной рекристаллизации; г — при собирательной рекристаллизации

При дальнейшем повышении температуры наблюдается рост одних рекристаллизованных зерен за счет других (рис. 16.2). Такой процесс называется *собирательной рекристаллизацией*. Он происходит за счет снижения поверхностной энергии, так как рост зерен приводит к уменьшению площади границ. При этом структура и свойства металла приближаются к статусу, характерному для недеформированного состояния. Такая термическая обработка получила название рекристаллизационного отжига.

Таким образом, холодная пластическая деформация формирует в металлах и сплавах текстуру деформации и наклеп, связанный с резким увеличением дефектов кристаллического строения. Рекристаллизационный отжиг частично или полностью устраняет данные дефекты.

Температура рекристаллизации имеет большое значение при выборе температуры деформации металлов и сплавов. 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 образовавшийся наклеп устраняется процессом рекристаллизации, и упрочнение (наклеп) металла не наблюдается.

Отжиг, уменьшающий напряжения — это термическая обработка, при которой главным процессом является полная или частичная релаксация зональных остаточных напряжений, возникающих от предыдущих обработок: литье, сварка и т. д.

Остаточные напряжения при отжиге уменьшаются двумя способами:

1) нагревают изделие для уменьшения σ_T металла. В этом случае остаточные напряжения становятся выше предела текучести σ_T металла; он пластически деформируется, снижая остаточные напряжения. Затем изделие охлаждают. Предел текучести σ_T металла повышается, а остаточные напряжения остаются на низком уровне;

2) используют временные перегрузки изделия. В результате ползучести при напряжениях, меньших σ_T , остаточные напряжения уменьшаются.

Отжиг 2-го рода основан на использовании диффузионных (нормальных) фазовых превращений при охлаждении металлов и сплавов.

Принципиальную возможность применения к сплаву отжига 2-го рода можно установить по диаграмме состояния. Практически целесообразность отжига 2-го рода определяется тем, насколько сильно структурные изменения влияют на свойства металла или сплава.

Основными параметрами отжига 2-го рода являются *температура* нагрева, *время* выдержки при этой температуре и *скорость* охлаждения.

Различают следующие основные разновидности отжига 2-го рода сталей:

- полный;
- неполный;

- сфероидизирующий;
- нормализационный отжиг (нормализация);
- изотермический.

Полный отжиг: нагрев доэвтектоидной стали на $20\text{--}40\text{ }^\circ\text{C}$ выше A_{C3} и эвтектоидной стали на $20\text{--}40\text{ }^\circ\text{C}$ выше A_{C1} (рис. 16.3) + выдержка + охлаждение с печью. Обеспечивает получение равновесной структуры (перлит + феррит или перлит), отвечающей максимальной пластичности и низкой твердости.

Неполный отжиг: нагрев доэвтектоидной стали выше A_{C1} , но ниже A_{C3} (рис. 16.3) + выдержка + охлаждение с печью. Обеспечивает только частичную перекристаллизацию стали вследствие превращения перлита в аустенит при вышеуказанном нагреве. Используется в основном для улучшения обрабатываемости стали резанием.

Сфероидизирующий отжиг: нагрев заэвтектоидной стали выше A_{C1} , но ниже A_{cm} (рис. 16.3) + выдержка + охлаждение с печью. Приводит к разрушению и сфероидизации цементитной сетки по границам зёрен в заэвтектоидной стали и снижению ее твердости.

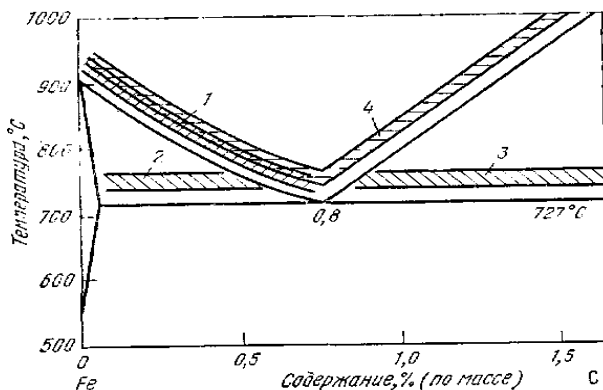


Рис. 16.3. Температура нагрева стали при отжигах 2-го рода:
 1 — полный отжиг; 2 — неполный отжиг; 3 — сфероидизирующий отжиг;
 4 — нормализационный отжиг (нормализация)

Нормализационный отжиг (нормализация): нагрев доэвтектоидной стали на $30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ выше A_{C3} , эвтектоидной стали выше A_{C1} , заэвтектоидной стали — выше A_{cm} (рис. 16.3) + выдержка + охлаждение на воздухе. После нормализационного отжига сталь имеет

структуру «сорбит» (см. атлас микроструктур); твердость стали с такой структурой несколько выше, чем со структурой «перлит».

Изотермический отжиг проводят при изотермической выдержке стали до полного распада аустенита при температуре ниже A_{C1} + охлаждение на воздухе. Изотермический отжиг позволяет сократить время отжига (по сравнению с полным отжигом) и получать более однородную структуру стали по сечению изделий.

Порядок выполнения задания 1

При выполнении настоящего задания студенты должны сравнить твердость исследуемого материала после дорекристаллизационного и после рекристаллизационного отжигов.

Последовательность выполнения задания

1. Определить (с помощью справочника) температуры дорекристаллизационного отжига ($0,2 T_{пл}$) и рекристаллизационного отжига ($0,5-0,7 T_{пл}$) в зависимости от исследуемого материала.
2. Произвести нагрев образцов после пластической деформации со степенью деформации не менее 50 %, поместив их в печи, предварительно нагретые до температур, определенных согласно п. 1.
3. После выдержки в печи в течение 20 минут образцы вынуть, охладить, замерить твердость материала и результаты записать в протокол испытаний.
4. Сделать вывод о соотношении твердости исследуемого материала после дорекристаллизационного и после рекристаллизационного отжигов.

Протокол испытаний

Материал	Степень деформации, ϵ , %	Твердость до нагрева, HRB	Температура рекристаллизации, °C	Температура дорекристаллизационного отжига, °C	Твердость после дорекристаллизационного отжига, HRB	Температура рекристаллизационного отжига, °C	Твердость после рекристаллизационного отжига, HRB

Порядок выполнения задания 2

При выполнении настоящего задания студенты должны сравнить твердость стали после нормализационного отжига (нормализации) и после полного отжига.

Последовательность выполнения задания

1. Нагреть стальной образец до температуры аустенизации (рис. 16.3).
2. Провести охлаждение образца на воздухе.
3. Замерить твердость стали после нормализации. Результаты записать в протокол испытаний. Указать структуру стали.
4. Сравнить твердость стали после нормализации с твердостью стали после полного отжига (по представлению преподавателя).

Протокол испытаний

Марка стали	Содержание углерода, %	Твердость после полного отжига, HRB	Температура нагрева стали при нормализации, °С	Твердость стали после нормализации, HRB	Микроструктура стали после нормализации

Содержание письменного отчета

1. Название и цель работы, краткие теоретические сведения.
2. Результаты экспериментов в виде таблиц протоколов испытаний.
3. График зависимости в координатах «твердость (НВ или HRC) — температура нагрева при отжиге, °С».
4. Вывод о влиянии отжигов на твердость исследуемого материала.

Контрольные вопросы

1. Какова цель отжига?
2. В чем отличие отжига 1-го рода от отжига 2-го рода?
3. Назовите разновидности 1-го и 2-го рода отжигов.
4. Какие структурные изменения происходят в наклепанном металле при прохождении процессов возврата?
5. Как изменяется структура и свойства деформированного металла после рекристаллизации?
6. Как различают холодную и горячую деформацию?

7. Чему равна температура рекристаллизации? Какие факторы определяют температуру рекристаллизации?
8. Какие структура и свойства стали получаются после нормализации по сравнению с полным отжигом?

Лабораторная работа 17 **Закалка углеродистой и легированной стали**

Цели работы

1. Освоить методику выбора режимов и технологии проведения закалки углеродистых и низколегированных сталей.
2. Исследовать влияние закалки на твердость углеродистой и низколегированной стали.

Приборы, материалы и инструменты

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочные ванны с водой и маслом.
3. Твердомер Роквелла.
4. Образцы углеродистой и низколегированной стали.

Краткие теоретические сведения

Закалка – это термическая обработка, при которой главным процессом является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения. Различают два вида закалки: без полиморфного превращения и с полиморфным превращением.

Углеродистые и низколегированные стали, в отличие, например, от некоторых цветных сплавов, подвергают закалке с полиморфным превращением.

Закалка с полиморфным превращением (или закалка на мартенсит) – это термическая обработка сплава, при которой главным является мартенситное превращение высокотемпературной фазы. Поэтому закалку углеродистых сталей называют закалкой на мартенсит. Такая закалка применяется для получения максимально возможной твердости и износостойкости стали.

Основными параметрами закалки являются температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения.

Первым этапом закалки является *нагрев стали*. В большинстве случаев цель нагрева стали – получение аустенитной структуры. Температура нагрева стали под закалку зависит от количества углерода.

Доэвтектоидную сталь необходимо нагревать до температуры на 30–50 °С выше критической точки A_{C3} (рис. 17.1). При таком нагреве происходит полная фазовая перекристаллизация ($\Phi + П \rightarrow А$), поэтому закалка называется *полной*. При неполной закалке происходит неполная фазовая перекристаллизация, т. е. сталь нагревают до межкритических температур – между критическими точками A_{C1} и A_{C3} (рис. 17.1).

Эвтектоидную и заэвтектоидную стали нагревают на 30–50 °С выше критической точки A_{C1} (рис. 17.1). Для заэвтектоидной стали такая закалка будет *неполной*, потому что при нагреве происходит частичная фазовая перекристаллизация ($П + П_{II} \rightarrow А + П_{II}$).

Для некоторых легированных сталей температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки A_{C1} и A_{C3} (на 150–250 °С), что необходимо для перевода в твердый раствор специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита. Такое повышение температуры не ведет к значительному росту зерна, так как нерастворимые частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

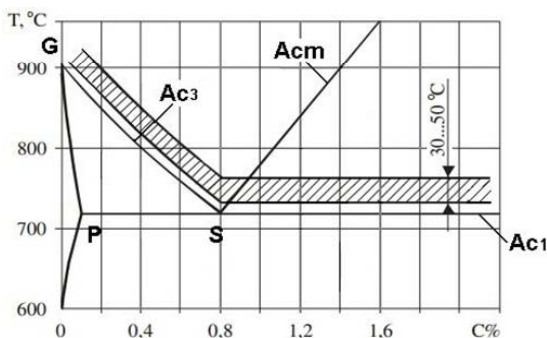


Рис. 17.1. Левая нижняя часть диаграммы Fe-C. Оптимальный интервал температур для нагрева стали под закалку

Второй этап – это *выдержка*, которая должна обеспечить полный прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превраще-

ний, а также полную гомогенизацию аустенита (т. е. равномерное распределение углерода в аустенитной структуре). 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. В табл. 17 показано время нагрева и выдержки образца или детали из углеродистых сталей в зависимости от температуры нагрева, их формы и размеров. Для легированных сталей это время может быть увеличено на 10–20 %.

Таблица 17

Продолжительность нагрева образцов или деталей из углеродистых сталей (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

Третий этап — это *охлаждение* стали. Скорость охлаждения стальных образцов или деталей должна быть не ниже критической ($V_{кр}$).

Критической скоростью заковки ($V_{кр}$) называется минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается в мартенсит. Критическая скорость заковки неодинакова для различных сталей и зависит от устойчивости аустенита, определяемой химическим составом стали.

Углеродистые стали имеют высокую критическую скорость заковки (800–200 град/с), причем наименьшей критической скоростью заковки обладает эвтектоидная сталь. Чем крупнее зерно аустенита и больше его однородность, тем меньше критическая скорость заковки. Критическая скорость заковки для углеродистых сталей обеспечивается закалкой в воде или водных растворах солей или щелочей.

Для заковки *легированных* сталей используют минеральное масло, обеспечивающее меньшую скорость заковки в мартенситном интервале температур, а следовательно, и меньшие закалочные напряжения.

Легирующие элементы, повышая устойчивость аустенита, резко снижают критическую скорость закалки. Например, при введении 1 % хрома в сталь с 1 % углерода критическая скорость закалки уменьшается в 2 раза, а при введении 0,4 % молибдена критическая скорость закалки уменьшается от 200 до 50 град/с. Сильно снижают критическую скорость закалки марганец и никель, в меньшей степени ее снижает вольфрам. Для многих легированных сталей критическая скорость закалки снижается до 20–30 град/с и ниже. Кобальт является единственным легирующим элементом, повышающим критическую скорость закалки.

При охлаждении стали со скоростью не ниже критической диффузия углерода в кристаллической решетке железа произойти не успеет, а кристаллическая решетка γ -железа перестраивается в α -железо путем сдвига атомов железа друг относительно друга на расстояния меньше межатомных. Так как диффузия атомов углерода и железа отсутствует, т. е. процесс является бездиффузионным, то содержание углерода в решетке α -железа будет равно содержанию углерода в решетке γ -железа аустенита, в результате чего решетка α -железа оказывается пересыщенной углеродом, деформируется и становится тетрагональной (рис. 17.2, а). Эта новая фаза с тетрагональной кристаллической решеткой железа называется *мартенситом*.

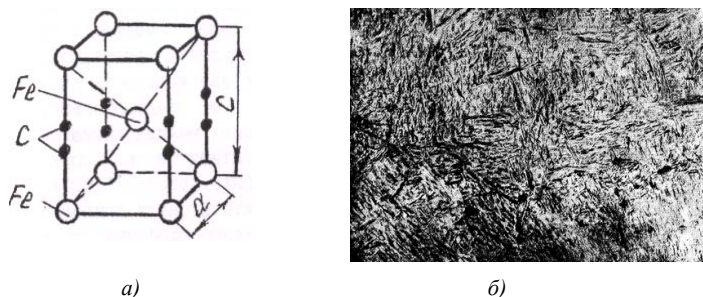


Рис. 17.2. Мартенсит: а – схема кристаллической решетки; б – микроструктура (фото с тысячекратным увеличением)

Мартенсит – это пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железо. Тетрагональность решетки мартенсита вызвана наличием в ней избыточного количества углерода (свыше 0,006 % при комнатной температуре).

Мартенсит высокоуглеродистых сталей имеет игольчатое строение (рис. 17.2, б), высокую твердость и низкую пластичность. Чем больше содержание углерода в мартенсите, тем больше искажение кристаллической решетки, т. е. больше отношение параметров решетки c/a , называемое степенью тетрагональности, и, 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 твердость до 65 HRC. Высокая твердость мартенсита обусловлена, во-первых, искажениями кристаллической решетки и, соответственно, большими внутренними напряжениями, во-вторых, возникновением фазового наклепа вследствие увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит (плотность упаковки ГЦК решетки больше, чем ОЦК решетки). В результате этого плотность дислокаций в мартенсите достигает уровня плотности дислокации холоднодеформированной стали и равняется $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Порядок проведения лабораторной работы

1. Получить у лаборанта образцы углеродистой и низколегированной стали для проведения закалки.
2. Замерить твердость стали в исходном состоянии.
3. Определить температуру и продолжительность нагрева образцов исследуемых сталей (рис. 17.1 и табл. 17).
4. Провести закалку образцов углеродистой стали в воде, а низколегированной стали в масле.
5. Определить твердость стали после закалки.
6. Результаты представить в виде протокола испытаний.
7. Отчет написать в произвольной форме.

Протокол испытаний

Марка сталей	Содержание углерода, %	Твердость стали до закалки, HRC	Температура нагрева стали, °C	Продолжительность нагрева, мин	Среда охлаждения	Твердость стали после закалки, HRC	Микроструктура стали после закалки

Контрольные вопросы

1. Какому виду закалки подвергают углеродистые и низколегированные стали?
2. Какая скорость называется критической скоростью закалки?
3. Как определить температуру закалки доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей?
4. Как рассчитать продолжительность нагрева стальных образцов или деталей при закалке?
5. Что такое мартенсит? Назовите особенности мартенситного превращения.
6. Какую решетку имеет мартенсит?
7. Какова природа высокой твердости мартенсита?

Лабораторная работа 18 Отпуск 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.
3. Исследовать влияние отпускной хрупкости на ударную вязкость легированной стали.

Приборы, материалы и инструмент

1. Твердомер Роквелла.
2. Муфельная электропечь, клещи.
3. Образцы углеродистой и легированной стали.
4. Атлас микроструктур.

Краткие теоретические сведения

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

Закалочные напряжения подразделяются на фазовые (структурные) и термические (тепловые).

Напряжения, которые возникают в результате структурных превращений (в данном случае мартенситных) в охлаждаемом образце или детали, называют *фазовыми*. Возникновение фазовых напряжений при закалке обусловлено двумя причинами:

- 1) удельный объем мартенсита больше, чем удельный объем аустенита;
- 2) мартенситное превращение в поверхностных и внутренних слоях детали протекает неодновременно.

Напряжения, возникающие в результате неравномерного теплового сжатия образца по сечению в процессе закалки, называют *термическими*.

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

В начальном промежутке времени при охлаждении до точки M_n (≈ 240 °С) в поверхностных слоях начнется мартенситное превращение, в результате чего увеличится объем материала, создавая сжимающие напряжения. Внутренняя часть образца, находясь пока в аустенитном состоянии, будет испытывать растягивающие напряжения. По мере охлаждения центральной части образцов и развития мартенситных превращений знак напряжений на поверхности и в сердцевине образца поменяется. Теперь уже растягивающие напряжения возникают в поверхностных слоях, а сжимающие – в центральной части (рис. 18.1, а).

С другой стороны, поверхностные слои образца, охлаждаясь быстрее, чем внутренние, сжимаются по законам физики. Это приводит к неравномерности изменения объема: внутренние слои препятствуют сжатию внешних слоев. Вследствие этого в поверхностных слоях возникают растягивающие, а во внутренних – сжимающие напряжения. При дальнейшем охлаждении образца теперь уже сердцевина будет испытывать тепловое сжатие. Вследствие этого вышеуказанные напряжения начнут уменьшаться и в некоторый момент произойдет изменение знака напряжений на поверхности и в сердцевине образца: на поверхности получаются остаточные напряжения сжатия, а в сердцевине – напряжения растяжения

(рис. 18.1, б). Таким образом, тепловые напряжения изменяются в обратном порядке относительно структурных напряжений.

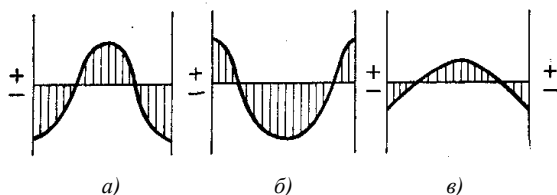


Рис. 18.1. Схема эпюры остаточных напряжений:
 а – структурные; б – тепловые; в – суммарные (–) – растягивающие;
 (+) – сжимающие напряжения)

При закалке одновременно возникают как тепловые, так и структурные напряжения, которые суммируются (рис. 18.1, в). Поэтому после закалки на поверхности образца всегда присутствуют, как правило, растягивающие напряжения, хотя иногда отмечаются и сжимающие.

Следует обратить внимание на то, что:

- 1) закалочные напряжения получаются наибольшими не после окончательного охлаждения, а в процессе самого охлаждения и могут вызвать коробление детали;
- 2) в поверхностных слоях могут возникать значительные растягивающие напряжения, которые приводят 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. 18).

Таблица 18

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

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_2C , 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. 18.2).

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.

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 (рис. 18.2) 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.

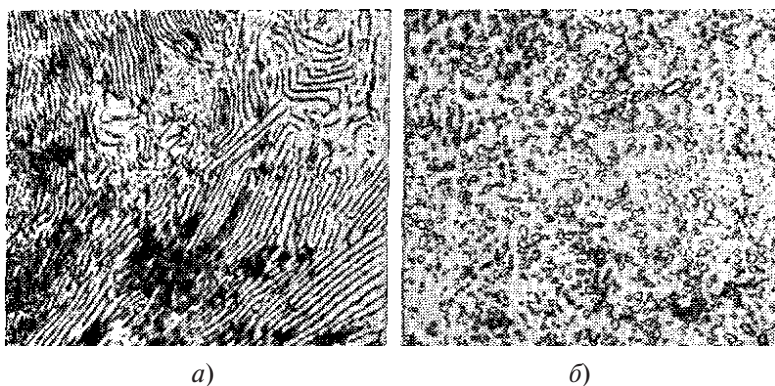


Рис. 18.2. Феррито-цементитная смесь:
а — пластинчатая; б — зернистая

Таким образом, 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.

При некоторых условиях отпуска происходит охрупчивание стали, которое называется *отпускной хрупкостью*. Понижение ударной вязкости при этом вызвано повышением температуры перехода в хрупкое состояние. Наблюдаются два рода отпускной хрупкости: отпускная хрупкость первого рода (необратимая) и отпускная хруп-

кость второго рода (обратимая), определяемые путем испытаний на ударный изгиб при комнатной температуре.

Ударная вязкость в зависимости от температуры отпуска меняется немонотонно (рис. 18.3).

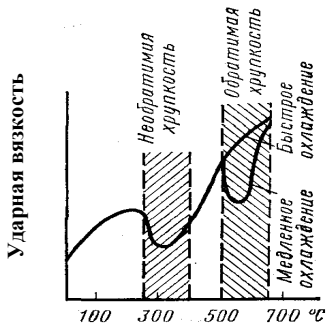


Рис. 18.3. Изменение ударной вязкости легированной стали в зависимости от температуры отпуска и последующей скорости охлаждения

Сталь, отпущенная в интервале температур 300–350 °C, имеет минимальную ударную вязкость (рис. 18.3). Это обусловлено отпускной хрупкостью первого рода (необратимой хрупкостью).

Отпускная хрупкость *первого рода* проявляется у большинства сталей независимо от их состава и скорости охлаждения. Считают, что это явление обусловлено возникновением 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 еще и превращение остаточного аустенита в мартенсит отпуска. Происходит потеря вязкой составляющей структуры – аустенита – и увеличение хрупкой составляющей – мартенсита. Сталь в состоянии необратимой отпускной хрупкости имеет блестящий межкристаллитный излом.

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

Хрупкость *второго рода* наблюдается в сталях, легированных карбидообразующими элементами, в интервале температур 500–550 °С при охлаждении в печи или на воздухе после отпуска или при слишком длительной выдержке в этом температурном интервале. В стали в состоянии отпускной хрупкости второго рода уменьшается работа зарождения и особенно распространения трещины, поэтому наблюдается снижение ударной вязкости (рис. 18.3).

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

Хрупкость второго рода часто встречается в сталях, легированных марганцем, кремнием и хромом и содержащих повышенное количество фосфора и мышьяка, или при одновременном введении в сталь хрома и никеля (или марганца).

Появление отпускной хрупкости второго рода наиболее 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 обедняются карбидообразующими элементами, куда начинает диффундировать фосфор, который значительно снижает темп 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 и тем самым устраняя отпускную хрупкость второго рода.

Задания 1 и 2 выполняются по выбору преподавателя.

Порядок выполнения задания 1

1. По диаграмме состояния «железо-углерод» 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 таблицы – протокола испытаний.
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 в произвольной форме.

Протокол испытания

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

Порядок выполнения задания 2

1. Провести ударные испытания в интервале температур отпускной хрупкости образцов из легированной стали после закалки и отпуска; провести медленное и быстрое охлаждение.
2. Сравнить значения ударной вязкости стали и строение полученных изломов.
3. Сделать вывод о влиянии отпускной хрупкости на ударную вязкость стали и вид изломов. Отчет написать в произвольной форме.

Контрольные вопросы

1. Почему закалка является окончательной термической обработкой для углеродистой стали?
2. Назовите виды отпуска. Какую форму имеет цементит при распаде мартенсита в процессе различных видов отпуска?
3. Назовите структуры, получаемые при отпуске углеродистой стали.
4. Как будет изменяться твердость при повышении температуры и продолжительности отпуска?
5. Что такое закалочные напряжения? Виды закалочных напряжений.
6. Какие изделия подвергают низкому, среднему и высокому отпуску?
7. Что такое отпускная хрупкость? Какие виды отпускной хрупкости вы знаете?
8. Как предотвратить появление отпускной хрупкости стали?

Лабораторная работа 19 **Влияние 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 до и после закалки.

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 главным процессом является мартенситное превращение высокотемпературной фазы (аустенита). Поэтому закалку углеродистых сталей называют закалкой на мартенсит.

Мартенсит — это пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железо. Мартенситное превращение протекает при быстром охлаждении углеродистой стали от температуры аустенизации со скоростью не ниже критической скорости ($V_{кр}$). Такую скорость охлаждения может обеспечить, например, охлаждение стали в воде. При этом весь углерод, ранее растворенный в решетке аустенита, остается в решетке α -железа. Так как количество углерода в решетке мартенсита много больше, чем в равновесном состоянии (0,006 %), она искажена и приобретает тетрагональную форму (рис. 19.1).

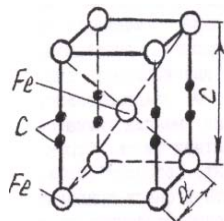


Рис. 19.1. Схема кристаллической решетки мартенсита

Чем больше в стали углерода, тем больше искажена решетка мартенсита и тем выше его твердость. Поэтому мартенсит в высокоуглеродистых сталях может иметь очень высокую твердость (до 65 HRC). Как уже отмечалось в предыдущей работе, высокая твердость мартенсита обусловлена, во-первых, искажениями кристаллической решетки и, соответственно, большими внутренними напряжениями; во-вторых, возникновением фазового наклепа вследствие увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит.

Мартенситные превращения начинаются при некоторой температуре M_H (начало мартенситных превращений) и заканчиваются при температуре M_K (конец мартенситных превращений). Положение точек M_H и M_K не зависит от скорости охлаждения, но зависит от содержания углерода в стали (рис. 19.2). Если содержание углерода в стали превышает 0,6–0,7 %, то M_K лежит в области отрицатель-

ных температур. Это значит, что после полного охлаждения стали в ее структуре помимо мартенсита будет присутствовать остаточный аустенит, понижающий твердость закаленной стали. В этом случае, чтобы получить максимальное количество мартенсита, необходимо после закалки в воде сделать еще и обработку холодом.

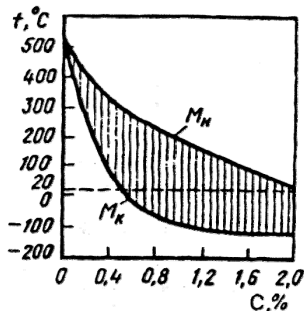


Рис. 19.2. Влияние содержания углерода в стали на температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения

Таким образом, следует различать твердость закаленной стали и твердость кристаллов мартенсита, так как в закаленных (в основном в заэвтектоидных) сталях имеется остаточный аустенит.

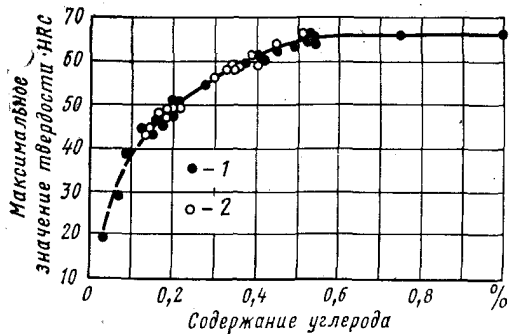


Рис. 19.3. Зависимость твердости кристаллов мартенсита от содержания в них углерода и легирующих элементов (1 – углеродистая сталь; 2 – легированная сталь)

С увеличением количества углерода до 0,5–0,6 % твердость кристаллов мартенсита увеличивается, а при дальнейшем увеличении количества углерода практически не изменяется (рис. 19.3). Твердость углеродистой стали, закаленной на мартенсит, с увеличением

содержания углерода в стали проходит через максимум при концентрации около 0,9 % углерода, а затем снижается (рис. 19.4) из-за увеличения объемной доли мягкого остаточного аустенита.

Способность стали к повышению твердости при закалке называется *закаливаемостью*. Закаливаемость характеризуется максимальной твердостью, которая может быть получена на поверхности изделия после закалки. Как уже отмечалось, значение твердости углеродистой стали зависит от содержания углерода.

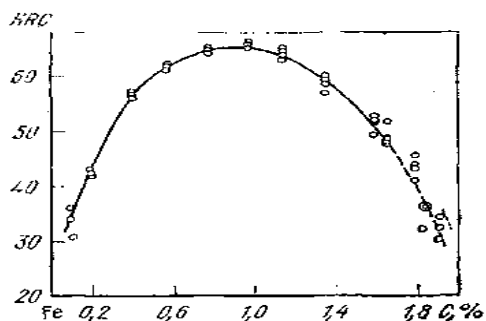


Рис. 19.4. Зависимость твердости закаленной углеродистой стали от содержания в ней углерода

Порядок проведения лабораторной работы

1. Получить у лаборанта образцы стали с различным содержанием углерода для проведения закалки.
2. Определить температуру нагрева исследуемых сталей, используя рис. 19.5.
3. Определить время выдержки образцов, используя табл. 19.
4. Провести закалку образцов из исследуемых сталей в воде.
5. Определить твердость стали в образцах до закалки (после нормализации) и после закалки.
6. Результаты экспериментов представить в виде протокола испытания.
7. Построить график зависимости твердости закаленных сталей (HRC) от количества углерода в сталях до и после закалки.
8. Написать вывод о влиянии количества углерода на твердость углеродистой стали до и после закалки.

9. Написать отчет о проведенном исследовании в соответствии с п. 2–8 в произвольной форме.

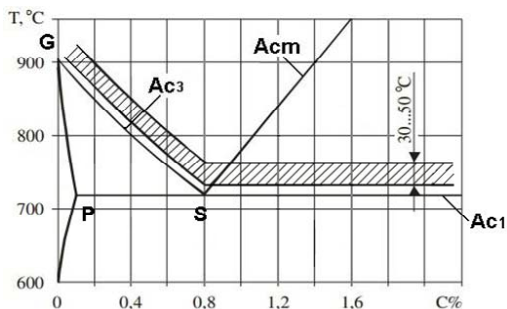


Рис. 19.5. Левая нижняя часть диаграммы Fe-C. Оптимальный интервал температур для нагрева стали под закалку

Таблица 19

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

Температура нагрева, °C	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

Протокол испытаний

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

Контрольные вопросы

1. Как влияет количество углерода на твердость стали до закалки (после нормализации)? Укажите структуру исследуемых сталей до закалки.
2. Какую термическую обработку называют закалкой?

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

Лабораторная работа 20

Влияние 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 ($C = 0,8 \%$).
5. Атлас микроструктур.

Краткие теоретические сведения

Любой вид собственно термической обработки стали включает в себя 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. 20.1).

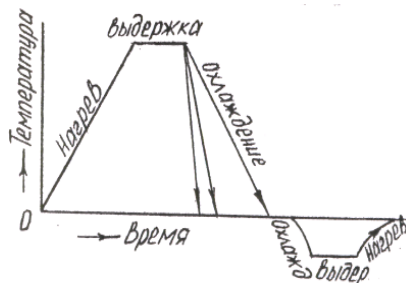


Рис. 20.1. График собственно термической обработки

Основными технологическими параметрами собственно термической обработки являются:

- температура нагрева (T , °C);
- время выдержки (τ , с);
- скорость охлаждения ($v_{\text{охл}}$, град/с).

Именно они определяют, какие и насколько полно протекают фазовые превращения, формирующие конечную структуру сплавов в процессе термической обработки. На практике наиболее распространенными видами термической обработки сталей являются отжиг, нормализация и закалка.

Первым этапом любого вида термической обработки является *нагрев* стали. В большинстве случаев цель нагрева стали — получение аустенитной структуры. Выбор температуры нагрева углеродистой стали зависит от количества углерода в стали и вида термической обработки. Выбор температуры нагрева углеродистой стали осуществляют, используя диаграмму состояния «железо-углерод» (рис. 20.2).

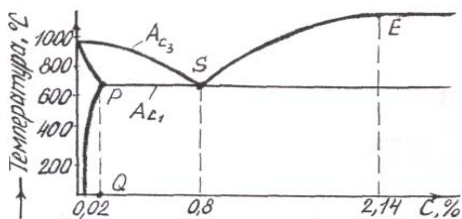


Рис. 20.2. Нижняя левая часть диаграммы состояния Fe-C

При *полном отжиге* нагрев доэвтектоидной стали проводят на 30–50 °С выше A_{C3} и эвтектоидной стали – на 30–50 °С выше A_{C1} (рис. 20.2). Заэвтектоидную сталь подвергают сфероидизирующему отжигу (нагрев на 30–50 °С выше A_{C1} , но ниже A_{cm}).

При *нормализационном отжиге (нормализации)* нагрев доэвтектоидной стали проводят на 30–50 °С выше A_{C3} , эвтектоидной стали – на 30–50 °С выше A_{C1} , а заэвтектоидной стали – на 30–50 °С выше A_{cm} (рис. 20.2).

При *закалке* стали в масле или в воде нагрев доэвтектоидной стали проводят до температуры на 30–50 °С выше критической точки A_{C3} , нагрев эвтектоидной и заэвтектоидной стали проводят на 30–50 °С выше критической точки A_{C1} (рис. 20.2).

Второй этап – это *выдержка*, которая должна обеспечить полный прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, а также полную гомогенизацию аустенита (т. е. равномерное распределение углерода в аустенитной структуре). Время выдержки зависит от размеров и формы изделия, а также от температуры нагрева (табл. 20.1).

Таблица 20.1

Время нагрева и выдержки образца или детали в зависимости от температуры нагрева, формы и размеров

Температура нагрева, °С	Продолжительность нагрева образца на 1 мм диаметра или на 1 мм толщины, мин		
	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

Третьим этапом термической обработки является *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 % углерода (рис. 20.3).

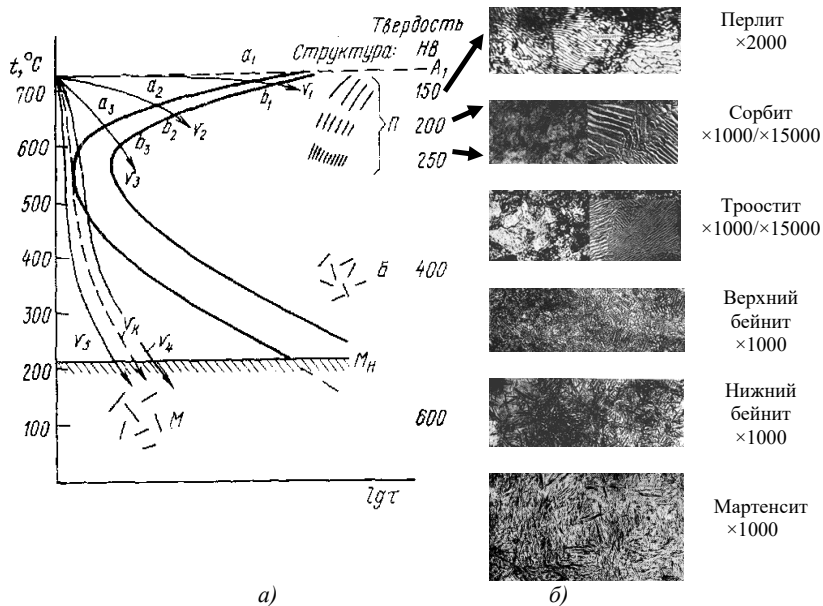


Рис. 20.3. Изотермический распад аустенита: *a* — диаграмма процесса, кривые охлаждения стали (V_1 — скорость при отжиге; V_2 — при нормализации; V_3 — при закалке в масле; V_4 и V_5 — при закалке в воде; V_k — критическая скорость); *б* — соответствующая микроструктура стали

В верхнем интервале температур (ΔT_1), т. е. ниже равновесной температуры A_1 и до температуры минимальной устойчивости аустенита t_{\min} , равной для углеродистых сталей приблизительно 550 °С (рис. 20.3, *a*), аустенит распадается на феррито-цементитную смесь, имеющую пластинчатое строение (рис. 20.3, *б*).

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. 20.4).

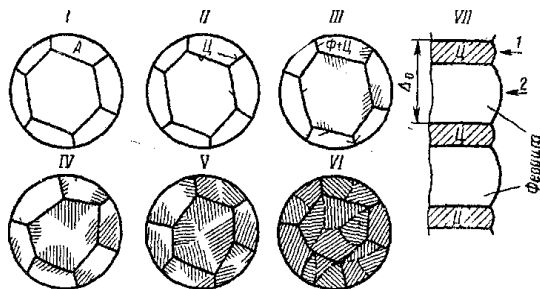


Рис. 20.4. Схема образования перлита из аустенита

Расстояние Δ 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 Δ , т. е. тем дисперснее феррито-цементитная смесь. Структуры называются соответственно перлит, сорбит, троостит (табл. 20.2). Повышение дисперсности феррито-цементитной смеси приводит к повышению твердости и прочности, но к снижению пластичности и ударной вязкости стали.

Таблица 20.2

Основные виды термической обработки, а также структура и твердость эвтектоидной стали

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

При непрерывном охлаждении аустенита со скоростью 200–500 град/с (табл. 20.2) до температуры начала мартенситного превращения (для углеродистых сталей эта температура, в зависимости от содержания углерода в стали, составляет от 350 до 100 °С) (рис. 20.3, а) начинается бездиффузионное превращение переохлажденного аустенита, имеющего ГЦК решетку, в мартенсит с объемно-центрированной тетрагональной (ОЦТ) решеткой. Тетрагональность решетки мартенсита вызвана наличием в ней избыточного количества углерода (рис. 20.5). Мартенсит имеет игольчатое строение (рис. 20.3, б), высокую твердость и низкую пластичность. Чем выше содержание углерода в мартенсите, тем больше искажение кристаллической решетки (больше отношение параметров решетки c/a) и тем выше его твердость.

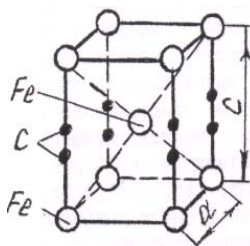


Рис. 20.5. Схема кристаллической решетки мартенсита

Получить структуру «бейнит» (верхний и нижний) (рис. 20.3) при непрерывном охлаждении стали невозможно. Для получения данной структуры используют, например, изотермическую закалку.

Для получения необходимых структур, а следовательно, и заданных свойств углеродистую сталь подвергают различным видам термической обработки.

К основным видам термической обработки относятся отжиг, нормализация, закалка. Они отличаются скоростью охлаждения стали из аустенитного состояния (табл. 20.2).

Отжиг заключается в нагреве доэвтектоидной стали на 20–40 °С выше A_{c3} , эвтектоидной стали на 20–40 °С выше A_{c1} и заэвтектоидной стали выше A_{c1} , но ниже A_{cm} (рис. 20.2) с последующей выдержкой и медленным охлаждением с печью.

После отжига получают структуры, соответствующие диаграмме состояния Fe-C: для доэвтектоидных сталей – перлит + феррит; для эвтектоидной стали – перлит; для заэвтектоидных 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_{C3} , эвтектоидной стали – выше точки A_{C1} и заэвтектоидных сталей – выше точки A_{cm} на 50–70 °С (рис. 20.2) с последующей выдержкой и охлаждением на воздухе. Структуры, получаемые после нормализации: для доэвтектоидной стали – сорбит + феррит; для эвтектоидной – 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_{C1} на 30–50 °С, эвтектоидной и заэвтектоидных сталей на 50–70 °С выше A_{C1} (рис. 20.2) с последующей выдержкой и охлаждением в масле или воде. Цель закалки – получение неравновесных структур.

При *закалке в масле* получают различные 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.

Порядок проведения лабораторной работы

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 разные среды охлаждения: отжиг (охлаждение с печью), нормализацию (охлаждение на воздухе), закалку в масле и воде. Скорость охлаждения следует определять по табл. 20.2.

4. Определить твердость стали в образцах, охлажденных с различной скоростью.
5. Результаты экспериментов представить в виде протокола испытания. 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 в произвольной форме.

Протокол испытаний

Марка стали	Содержание углерода, %	Вид термической обработки	Скорость охлаждения, град/с	Твердость, HRC	Микроструктура 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 21

Влияние легирующих элементов на прокаливаемость стали, определенную 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 легированной 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. 21.1, а). Если же скорость

охлаждения в центре меньше критической, то сердцевина детали окажется непрокалившейся (рис. 21.1, б).

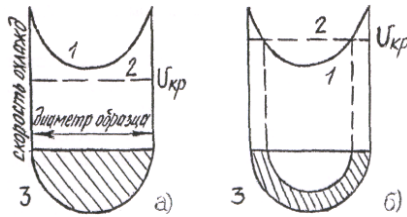


Рис. 21.1. Схема прокаливаемости цилиндрического образца: *а* – сквозная прокаливаемость; *б* – несквозная прокаливаемость (1 – кривая распределения реальных скоростей охлаждения по диаметру цилиндра; 2 – критическая скорость охлаждения; 3 – слой, закаленный на мартенсит)

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.

Некоторые факторы снижают $V_{кр}$ и повышают прокаливаемость.

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 скорость 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 выше 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 более 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^{nm} в табл. 21).

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

Содержание углерода, %	Твердость, HRC ^{пм}		Содержание углерода, %	Твердость, HRC ^{пм}	
	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 закалки. Метод заключается в том, что специальный цилиндрический образец нагревают до температуры закалки, выдерживают при этой температуре 30–50 мин, а затем в специальной установке закалывают с торца струей воды (рис. 21.2). 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 по двум диаметрально противоположным образующим образца сошлифовывают две лыски на глубину 0,5 мм. Измеряют твердость стали на приборе Роквелла по шкале HRC через 1,5–3 мм по длине лысок.

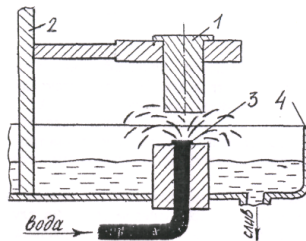


Рис. 21.2. Установка для торцевой закалки образцов:
1 – образец; 2 – штатив; 3 – сопло; 4 – сливная коробка

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. 21 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.

Порядок проведения лабораторной работы

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 таблицы.
8. Построить кривую прокаливаемости в координатах «твердость – расстояние от торца».
9. Используя данные таблицы 21, 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. 2–9 в произвольной форме.

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 22

Влияние 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 могут быть классифицированы: доэвтектоидные стали, эвтектоидные стали, заэвтектоидные, ледебуритные. Ледебуритные стали имеют в структуре первичные карбиды. В литом состоянии избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику – ледебурит.

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

- углеродистые (пониженной прокаливаемости, нетеплостойкие);
- легированные (повышенной прокаливаемости, среднетеплостойкие);
- штамповые (высокой прокаливаемости: нетеплостойкие и теплостойкие);
- 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, ХГ, 9ХС, ХВГ), содержащие от 0,7 до 1,5 % углерода и легирующие элементы (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 отпускком при 150–170 °С.

Углеродистые стали обычно закалывают 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 нагрев 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 закалывать 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. Мас-

совая доля хрома для всех марок этих сталей составляет 3,8–4,0 %.

Массовая доля ванадия в сталях с 18 % вольфрама составляет 1–1,4 %, а в сталях с 9 % вольфрама – 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 Р6М5.

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 закали нужно производить очень быстро (в соляной ванне с хлоридом бария). Так как критическая скорость закали этих сталей невелика, то охлаждение при закалке можно производить либо в струе воздуха, либо в масле.

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

Твердость стали после закали 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 закали переходит в мартенсит отпуска. Из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды, что ведет к обеднению ау-

стенита углеродом и легирующими элементами. При последующем быстром охлаждении в масле аустенит превращается в мартенсит;

2) обработка холодом при температуре ниже M_k ($-80\text{ }^\circ\text{C}$) и однократный или двукратный отпуск при $560\text{ }^\circ\text{C}$.

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

Штамповые стали для горячего деформирования (5ХНМ, 5ХГМ, БХНСВ, 5ХНТ) должны обладать высокой жаропрочностью, термостойкостью, высокой ударной вязкостью и т. д. Для обеспечения требуемых механических свойств штамповые стали закалывают в масле от $820\text{--}850\text{ }^\circ\text{C}$, затем подвергают высокому отпуску на зернистый сорбит.

Порядок проведения лабораторной работы

1. Выбрать (по указанию преподавателя) 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 $200\text{ }^\circ\text{C}$, следующие три образца – до $500\text{ }^\circ\text{C}$, остальные три образца – до $700\text{ }^\circ\text{C}$. 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 таблицы.
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 в произвольной форме.

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 °С)?

Лабораторная работа 23 Влияние 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 (ХТО) 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 %.

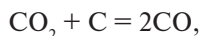
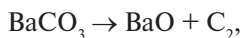
В зависимости от состояния насыщения среды цементация делится на твердую, газовую и жидкую.

При твердой цементации науглероживающим веществом является твердый карбюризатор, в состав которого входит древесный уголь с добавлением углекислых солей BaCO_3 , CaCO_3 , Na_2CO_3 , K_2CO_3 , ускоряющих процесс. Цементацию проводят при температурах 900–950 °С. Скорость цементации ориентировочно 0,1–0,12 мм/час.

При нагреве углерод образует окись углерода 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 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 системы «железо-углерод» (рис. 23.1).

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

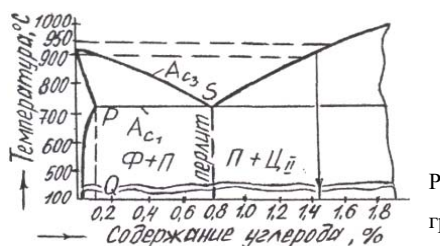


Рис. 23.1. Нижняя левая часть диаграммы «железо-углерод»

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. 23.2).

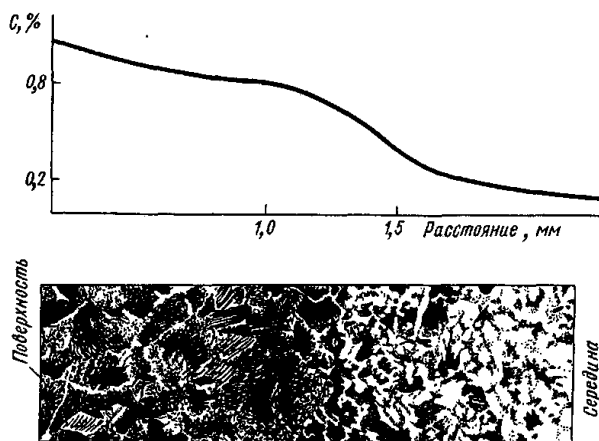


Рис. 23.2. Схема распределения углерода и структуры в стали после цементации

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 °С 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 °С. При нагреве перлит переходит в аустенит. Благодаря перекристаллизации зерно измельчается, структура улучшается, следовательно, улучшаются и механические свойства.

3. Двойная термическая обработка. После цементации и медленно охлаждения до комнатной температуры сталь нагревают выше точки A_{c3} . Для стали, содержащей 0,2 % углерода, эта 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 %, 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).

Порядок проведения лабораторной работы

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 в произвольной форме.

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 24

Закалка и старение алюминиевого сплава

Цели работы

1. Ознакомиться с режимами термической обработки цветных сплавов на примере алюминиевого сплава (например, Д16, АК4-1 и т. п.).
2. Определить режимы закалки и искусственного старения алюминиевого сплава, 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.), ковочные (АК4-1, АК6 и т. д.) и другие сплавы. Упрочняющая термическая обработка таких сплавов заключается в закалке без полиморфного превращения и последующем старении.

Закалка без полиморфного превращения — это термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре.

Для обоснования выбора температуры закалки, а также для объяснения тех превращений, которые происходят в сплавах при термической обработке, воспользуемся диаграммой состояния Al-Cu (рис. 24.1).

Как видно из диаграммы, структура алюминиевого сплава в отожженном или нормализованном состоянии при комнатной температуре состоит из твердого раствора замещения меди в алюминии и избыточных частиц второй фазы θ (CuAl_2). Закалка сплава заключается в нагреве его до температур выше линии переменной растворимости ab (сольвуса) (рис. 24.1), выдержке и быстром охлаждении. Охлаждение должно быть со скоростью не ниже критической ($V_{\text{кр}}$).

Под *критической скоростью закалки* понимают минимальную скорость охлаждения, которая предотвращает распад пересыщенно-

го твердого раствора. Частичный распад твердого раствора снижает механические свойства и коррозионную стойкость после старения. Поэтому в качестве закалочной среды чаще всего используют воду. Во избежание частичного распада твердого раствора время переноса нагретого полуфабриката (образца или детали) из печи в закалочный бак не должно превышать 15–30 с. Прокаливаемость алюминиевых сплавов составляет 120–150 мм.

После нагрева и выдержки при температурах выше линии *ab* вся избыточная интерметаллидная θ -фаза (CuAl_2) перейдет в твердый раствор; алюминий обогатится медью. Сплав становится однофазным. При быстром охлаждении интерметаллидная θ -фаза не успевает выделиться из твердого раствора, вследствие чего при комнатной температуре получается структура однородного пересыщенного твердого раствора замещения меди в алюминии.

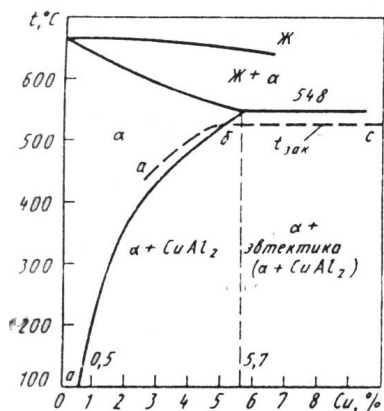


Рис. 24.1. Левая часть диаграммы состояния системы «алюминий-медь»

Недогрев ведет к тому, что вторичная θ -фаза не полностью переходит в твердый раствор, что ухудшает механические свойства. Перегрев сплава 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 при закалке без полиморфного превращения алюминиевых сплавов наблюдается незначительное повышение прочности при сохранении высокой пластичности, примерно равной пластичности отожженных или нормализованных сплавов.

Полученный после закалки пересыщенный твердый раствор находится в неустойчивом (метастабильном) состоянии, так как обладает повышенной свободной энергией. Избыточная θ -фаза (CuAl_2) будет выделяться из пересыщенного твердого раствора до тех пор, пока количество меди в твердом растворе не достигнет значения, соответствующего равновесной системе (0,5 % – при комнатной температуре, точка *a* на рис. 24.1). Этот процесс называется старением.

Старение – это термическая обработка, при которой в сплаве, подвергнутом закалке без полиморфного превращения, главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора.

В процессе старения (дисперсионного твердения) прочность растет, а пластичность снижается. 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). Их принято называть зонами Гинье – Престона (зоны ГП), по имени ученых Андре Гинье (Франция) и Джорджа Престона (Англия), обнаруживших эти зоны рентгеноструктурным методом.

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 через 5–7 суток приобретают максимальную прочность, 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 фазы θ' (CuAl_2) и θ'' (CuAl_2), имеющие сильно искаженную по сравнению с θ -фазой кристаллическую решетку. Мелкодисперсные частички θ'' - и θ' -фазы, частично когерентно или когерентно связанные с основным твердым раствором (рис. 24.2, *а*, *б*), упрочняют сплавы (повышают твердость) (рис. 24.3), а также снижают пластичность, создавая барьеры для движущихся дислокаций.

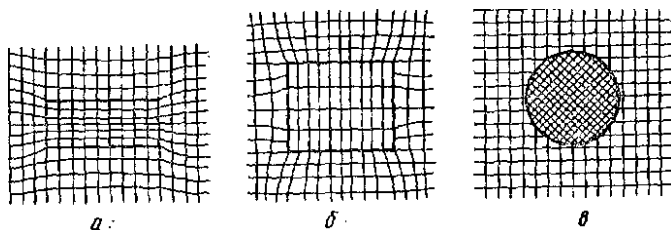


Рис. 24.2. Границы раздела между выделениями и матрицей:
а – полностью когерентные; *б* – частично когерентные;
в – некогерентные

Увеличение продолжительности искусственного старения приводит к переходу фазы θ' (CuAl_2) в стабильную фазу θ (CuAl_2), не имеющую когерентной связи с твердым раствором (рис. 24.2, *в*). Образование некогерентной θ -фазы и ее укрупнение приводят к уменьшению искажений кристаллической решетки и разупрочнению сплава (рис. 24.3).

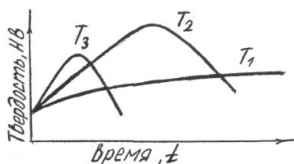
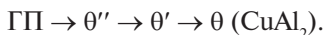


Рис. 24.3. Схема зависимости твердости закаленного алюминиевого сплава от времени старения при различных температурах старения ($T_1 < T_2 < T_3$)

Таким образом, последовательность структурных изменений при искусственном старении сплавов Cu-Al 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.

При искусственном старении алюминиевого сплава (рис. 24.3) твердость его сначала возрастает, потом достигает максимума и затем снижается (кривые T_1 , T_2 и T_3). 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 (кривая T_3 на рис. 24.3) связано с интенсивным, практически одновременным протеканием всех структурных превращений при старении.

Порядок проведения лабораторной работы

1. Изучить технологию термической обработки алюминиевого сплава.
2. Определить твердость (НВ) образцов в исходном (отожженном или нормализованном) состоянии.
3. Определить по диаграмме Al-Cu температуру закалки алюминиевого сплава.
4. Провести закалку образцов алюминиевого сплава в воде.
5. Определить твердость (НВ) после закалки.
6. Провести искусственное старение закаленных образцов, например, 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, заполнив таблицу.

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

Твердость дуралюмина после различных режимов искусственного старения

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

Контрольные вопросы

1. Какова структура алюминиевого сплава в отожженном состоянии при комнатной температуре?
2. Как и с какой целью проводят закалку алюминиевого сплава?
3. Какой вид закалки используют для алюминиевых сплавов?
4. Что понимают под критической скоростью закалки?
5. В какой среде проводят закалку алюминиевого сплава?
6. Что называют естественным и искусственным старением?
7. Чем вызвано упрочнение системы «алюминий-медь» при естественном и искусственном старении?
8. Опишите схему распада пересыщенного твердого раствора сплавов системы «алюминий-медь» при искусственном старении.
9. Как меняется твердость закаленного сплава с увеличением температуры или продолжительности искусственного старения?
10. Почему с повышением температуры старения стадия перестаривания достигается быстрее?
11. Какие сплавы могут быть подвержены закалке без полиморфного превращения и старению?

Часть 4. КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Лабораторная работа 25 Классификация и маркировка конструкционных сталей и сплавов

Цель работы – ознакомиться с принципами классификации и маркировки конструкционных сталей и сплавов.

Приборы, материалы и инструмент

1. Набор образцов металлических материалов.
2. Карточки для выполнения задания по маркировке сталей и сплавов.

Краткие теоретические сведения

Существуют несколько признаков, по которым классифицируют сплавы: по назначению, по химическому составу, по свойствам, по способу выплавки, по степени раскисления, по структуре, качеству и т. д.

В зависимости от *назначения* современные металлические материалы объединяют в следующие группы (классы):

- 1) конструкционные стали и сплавы (предназначены для изготовления конструкций и деталей машин);
- 2) инструментальные стали и сплавы (предназначены для изготовления режущего, деформирующего и мерительного инструмента);
- 3) стали и сплавы с особыми физическими свойствами (основное требование – обеспечение определенного уровня какого-либо физического свойства).

По *химическому составу* классификация сплавов базируется на указании основного компонента в составе сплава: железо, медь, алюминий и т. д. Такая классификация позволяет выделить основные классы:

- а) сплавы на основе железа (стали, чугуны);
- б) медные сплавы;
- в) алюминиевые сплавы;
- г) магниевые сплавы;
- д) титановые сплавы и т. д.

По химическому составу производят и более детальную классификацию. Например, стали в свою очередь делятся по химическому составу на две группы: углеродистые (нелегированные) и легированные; медные сплавы делятся на латуни и бронзы и т. д.

Кроме того, стали *по качеству* подразделяют на стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особо высококачественные. Основными признаком качества является содержание вредных примесей в сталях: серы и фосфора. Предельно допустимое содержание примесей в сталях разных категорий качества следующее:

	P	S
— сталь обыкновенного качества	0,045 %	0,060 %
— качественная сталь	0,035 %	0,040 %
— высококачественная сталь	0,025 %	0,025 %
— особо высококачественная сталь	0,025 %	0,015 %

По *степени раскисления* (удаление кислорода из металла) различают спокойные (сп), полуспокойные (пс), кипящие (кп) стали. По *способу производства* различают стали конвертерные (К), бессемеровские (Б), мартеновские (М), электросталь и стали особых методов выплавки: электрошлаковый переплав (ЭШП), вакуумно-индукционная плавка (ВИП), вакуумно-диффузионная плавка (ВДП), электронно-лучевой переплав (ЭЛП), плазменно-дуговая плавка (ПДП) и т. д.

Конструкционные стали и сплавы должны обладать высокими прочностью, пластичностью и вязкостью в сочетании с хорошими технологическими свойствами: легко обрабатываться давлением, резанием, хорошо свариваться и т. д. Поэтому конструкционные стали, как правило, содержат менее 0,5–0,6 % углерода. Конструкционные стали и сплавы используют для изготовления деталей машин, механизмов в машиностроении, металлоконструкций в строительстве и т. д.

По *химическому составу* конструкционные стали и сплавы подразделяют:

- 1) на углеродистые конструкционные стали;
- 2) легированные конструкционные стали и сплавы, в том числе стали и сплавы специального назначения (жаростойкие, коррозионно-стойкие и т. д.);

- 3) промышленные чугуны;
- 4) цветные металлы и сплавы.

Углеродистые конструкционные стали

По качеству (количеству вредных элементов – серы и фосфора) углеродистые конструкционные стали подразделяют:

- на стали обыкновенного качества;
- качественные углеродистые стали;
- автоматные стали.

Стали обыкновенного качества: маркировка и классификация

К этой группе относятся стали, содержащие до 0,6 % углерода, при производстве которых обычно не предъявляются высокие требования к шихте, процессу плавки и разлива. Они содержат серу (маргеновская – до 0,055 % и бессемеровская – до 0,06 %), фосфор (маргеновская – до 0,045 % и бессемеровская – до 0,08 %).

Стали обыкновенного качества *маркируются* буквами «Ст» (сталь) и цифрой от 0 до 6 (номер по ГОСТ). Чем больше номер, тем больше в стали углерода; дополнительно могут быть указаны степени раскисления (кп, пк и т. д.), способ производства (М, Б и т. д.).

В зависимости от назначения и гарантируемых свойств стали обыкновенного качества делятся на три группы:

- 1) **А** – стали, поставляемые по механическим свойствам без уточнения их химического состава. Обозначаются: **Ст0...Ст2**, **СтЗкп** и т. д.;
- 2) **Б** – стали, поставляемые с гарантируемым химическим составом. Они дополнительно обозначаются буквами **М** – маргеновская, **Б** – бессемеровская и **К** – конвертерная, например **МСтЗкп**, **БСт6** и т. д.;
- 3) **В** – стали, которые выплавляются маргеновским или бессемеровским способом и поставляются с гарантированным химическим составом и механическими свойствами. Обозначаются: **ВМСт1**, **ВМСт3** и т. д.

Качественные углеродистые стали

Качественные углеродистые стали выплавляются в маргеновских или электропечах. Содержат серы не более 0,04 % и фосфора не более 0,035 %. Они *маркируются*: сталь **08** (0,08 % С), сталь **20**

(0,2 % С) и т. д. Если стали перечисляются, то допускается обозначение: сталь **20, 45, 50** и т. д.

Качественные стали могут содержать повышенное (0,7–1,0 %) количество марганца, например, сталь **15Г, 35Г, 50Г** и т. д.

Литейные углеродистые качественные стали маркируются дополнительно буквой «Л», которая ставится после маркировки: **15Л, 40Л, 50Л** и т. д.

Автоматные стали

Автоматные стали *маркируются* буквой «А»; расположенная за ней цифра указывает количество углерода в стали в сотых долях процента (иногда добавляют до 1 % марганца). Например, **A12** (0,12 % С), **A20** (0,2 % С), **A40Г** (0,4 % С; 1 % Мn) и т. д. Автоматные стали предназначены для изготовления на станках-автоматах винтов, болтов, гаек и т. д. Хорошо обрабатываются резанием благодаря повышенному содержанию серы (0,15–0,3 %) и фосфора (0,05–0,15 %).

Легированные конструкционные стали и сплавы

Легированные конструкционные стали маркируют цифрами и буквами, например, **12ХН3ТА**, где:

- первая цифра (**12**) указывает среднее содержание углерода в сотых долях процента;
- далее русскими заглавными буквами (**Х, Н, Т**) указываются все основные легирующие элементы в стали (табл. 25.1);
- цифры *после* буквы указывают примерное содержание соответствующего легирующего элемента в целых процентах;
- отсутствие цифры после буквы указывает на то, что содержание данного легирующего элемента не превышает 1,5 %. При отсутствии цифры в начале марки подразумевается 1;
- литейные легированные стали, так же как и углеродистые, маркируются дополнительно буквой «Л», которая ставится после маркировки по стандартной схеме. Например, **40ХЛ, 35ХМЛ, 10Х18Н9Л, 20Х13Л** и т. д.

Обозначение некоторых легирующих элементов в стали

А – азот	К – кобальт	Т – титан	Ю – алюминий
Б – ниобий	Н – никель	Ф – ванадий	А в конце – высококачественная ($S, P \leq 0,025 \%$)
В – вольфрам	М – молибден	Х – хром	
Г – марганец	Р – бор	Ц – цирконий	
Д – медь	С – кремний	Ч – редкоземельные	

Маркировка, отражающая качество стали. Основная масса легированных конструкционных сталей выплавляется качественными (содержание $S, P \leq 0,035 \%$). Высококачественные стали содержат меньше вредных примесей (не более $0,025 \%$ S и $0,025 \%$ P) и обозначаются, как уже отмечалось, буквой «А», помещенной в конце марки.

Для получения высококачественного металла применяют различные способы обработки жидкого металла или переплава с целью удаления вредных примесей, газов, неметаллических включений, повышения однородности структуры. Эти дополнительные способы переработки находят отражение в написании марки стали:

- 1) **15ХА-СШ, 12Х2Н4МА-СШ, 35ХМФА-СШ, 35ХН3МА-СШ** – стали, прошедшие дополнительную обработку синтетическими шлаками в ковше;
- 2) **ШХ15-Ш, ШХ15СГ-Ш, 95Х18-Ш, 18Х2Н4МА-Ш** – стали, подвергнутые электрошлаковому переплаву;
- 3) **12Х18Н10Т-ВИ, 03Х18Х12Б-ВИ** – стали, выплавленные в вакуумно-индукционных печах.

Классификация легированных конструкционных сталей и сплавов

В зависимости от назначения и свойств легированные конструкционные стали и сплавы подразделяют на следующие группы:

- конструкционные (машиностроительные) цементируемые;
- конструкционные (машиностроительные) улучшаемые;
- высокопрочные;
- строительные (низколегированные);
- рессорно-пружинные;
- шарикоподшипниковые;
- стали и сплавы специального назначения;

- жаростойкие;
- жаропрочные;
- коррозионно-стойкие (нержавеющие);
- криогенные;
- износостойкие;
- тугоплавкие металлы и сплавы.

Конструкционные (машиностроительные) цементируемые стали

Для цементируемых изделий применяют малоуглеродистые (0,1–0,25 % С) стали. После цементации, закалки и низкого отпуска таких сталей цементованный слой должен иметь твердость HRC 58–62, а сердцевина – HRC 20–35.

Для изделий небольших размеров возможно применение углеродистых сталей следующих марок: сталь 10, 15, 20. Для более нагруженных и крупных изделий применяют легированные стали. Названия сталей определяют основные легирующие элементы.

Хромистая сталь. Для изделий несложной формы и небольшого сечения, цементируемых на глубину 1,0–1,5 мм, применяют хромистые стали марок, например **15X, 15XA, 20X** и др.

Хромоникелевая сталь. Для средних и крупных деталей ответственного назначения, работающих на износ при высоких удельных нагрузках, применяют стали марок **20XН, 12XНЗ, 12X2Н4, 20X2Н4** и др.

Хромоникельвольфрамовая (-молибденовая) сталь. Легирование хромоникелевых сталей молибденом (или вольфрамом) дополнительно повышает устойчивость переохлажденного аустенита, а следовательно, и прокаливаемость. Критический диаметр достигает 100 мм и более. Это такие стали как, например, **18X2Н4ВА, 18X2И4МА** и др.

Хромомарганцевая сталь. Вместо дорогих хромоникелевых сталей для зубчатых колес, валов и других деталей нередко применяют более дешевые хромомарганцевые стали. Широкое применение получили стали марки **18ХГТ, 15ХГНТ** и др.

Стали, легированные бором. Для цементации используют также стали, содержащие бор (0,002–0,005 %), например **15ХР, 20ХГНР** и др. Бор повышает прокаливаемость и износостойкость стали.

Конструкционные (машиностроительные) улучшаемые стали

Улучшаемыми конструкционными сталями называют стали, которые используют после закалки от температуры 820–880 °С и высокого отпуска (улучшения) при температуре 550–650 °С. Стали содержат 0,3–0,5 % углерода. Они должны иметь высокий предел текучести, малую чувствительность к концентрациям напряжений, достаточный запас вязкости, хорошую прокаливаемость и малую чувствительность к отпускной хрупкости.

Углеродистые улучшаемые стали марок 35, 40, 45 используются только для изделий, имеющих небольшие сечения или работающих при невысоких нагрузках. Для деталей крупного сечения применяют легированные стали.

Хромистые стали применяют для средненагруженных деталей (марки **30Х, 38Х, 40Х, 50Х** и др.).

Хромомарганцевые стали. Совместное легирование хромом (0,9–1,2 %) и марганцем (0,9–1,2 %) позволяет получить стали **40ХГ, 40ХГР, 30ХГТ** и др.

Хромокремнемарганцевые стали обладают высоким комплексом свойств (**20ХГС, 25ХГС, 30ХГС** и др.).

Хромоникелевые стали обладают высокой прокаливаемостью, хорошей прочностью и вязкостью. Это стали **40ХН, 45ХН, 50ХН** и др.

Хромоникелемолибденовые (хромоникелевольфрамовые) стали обладают высокой пластичностью и вязкостью. Критический диаметр прокаливаемости более 100 мм. Вольфрам и ванадий способствуют измельчению зерна. К ним относят стали **38ХНЗМФА, 30ХН2ВФ** и др.

Высокопрочные стали

Высокопрочными называют стали, имеющие предел прочности $\sigma_b = 1800\text{--}2000$ МПа и более. К ним относят:

1) легированные стали ($C = 0,3\%$) с повышенным количеством карбидообразующих элементов (хром, ванадий, вольфрам, молибден), например сталь **30Х5МСФА** (после закалки и отпуска при 500 °С, $\sigma_b = 1800$ МПа);

2) легированные стали ($C = 0,3\%$), где $Ni > 4\%$ (понижает T_{xp}) и одновременно $Co < 4\%$ (повышает точку A_{c1}), например сталь **30Н9К4** (после закалки и отпуска при 200 °С, $\sigma_b = 1300$ МПа);

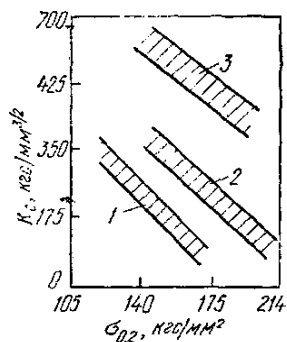


Рис. 25.1. Связь трещиностойкости (K_{IC}) и предела текучести ($\sigma_{0.2}$):
 1 — сталь типа 30XНЗМ; 2 — мартенситно-старяющие стали;
 3 — трип-стали (ПНП-стали)

3) мелкозернистые (№ 8–10) и ультрамелкозернистые (№ 11–13) стали, полученные путем применения высокой скорости нагрева и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), например, сталь **30X5M2CФА** (после ВТМО и отпуска при 200 °С, $\sigma_B = 1800$ МПа);

4) безуглеродистые (<0,03 % С) мартенситно-старяющие стали, упрочнение которых достигается в результате закалки и старения мартенсита при температуре 450–500 °С. Упрочнение связано с выделением из мартенсита дисперсных частиц (40–80 Å) — интерметаллидов типа Ni_3Ti , $NiTi$. Например, сталь **H18K12M5T** (после закалки с 800–850 °С и старения при 450–500 °С, $\sigma_B = 2400$ МПа);

5) трип-стали или ПНП-стали (пластичность, наведенная превращениями), например сталь **30X9H8M4Г2C2**. После закалки с 1100 °С сталь аустенитная. Деформация во время испытания приводит к образованию мартенсита; $\sigma_B = 2000$ МПа (рис. 25.1).

Строительные (низколегированные) стали

Строительные стали предназначены для изготовления мостов, газо- и нефтепроводов, ферм и т. д. Все строительные конструкции, как правило, являются сварными. Строительная сталь — это углеродистая и низкоуглеродистая сталь с содержанием углерода менее 0,22–0,25 % (табл. 25.2). Повышение σ_B и σ_T достигается легированием дешевыми элементами: марганцем и кремнием. Предел прочности σ_B таких сталей, как правило, не превышает 500–600 МПа.

Таблица 25.2

Состав и механические свойства строительных углеродистых
и низколегированных сталей

Группа стали	Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства			
		C	Si	Mn	V	N	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	T_{np} , °C
Углеродистые горячекатаные	Ст3	0,2	0,2	0,5	—	—	450	250	1,0	0
	СтЗпс	0,2	0,1	0,5	—	—	450	250	0,5	+10
	СтЗкп	0,2	0,05	0,5	—	—	450	250	0,5	+40
Низколегированные:										
— горячекатаные	17ГС	0,2	0,5	1,2	—	—	550	350	25	-10
— нормализованные	17ГС	0,2	0,5	1,2	—	0,01	550	400	25	-30
	16Г2АФ	0,18	0,5	1,5	0,1	—	600	450	23	-20
— термически упрочняемые	17ГС	0,2	0,5	1,2	—	—	600	450	25	-70
— после прокатки	08Г2СФБ	0,08	0,4	1,4	0,03	0,007	550	400	28	-70

Используют также специально разработанные строительные стали.

Сталь 18Г2АФ имеет феррито-перлитную структуру, но с сильно измельченным зерном благодаря присутствию нитридов ванадия. Измельчение зерна обеспечивает повышение предела текучести примерно на 100 МПа.

Сталь Фортивелл включает 0,2 % углерода, 0,5 % молибдена, 0,003 % бора. Легирование молибденом и бором, замедляющими распад аустенита, приводит к получению бейнитной структуры при охлаждении на воздухе. Сталь имеет хорошую пластичность и $\sigma_T = 450$ МПа.

Рессорно-пружинные стали

Сталь, применяемая для изготовления пружин и рессор, должна обладать высоким пределом упругости (текучести) и пределом выносливости при достаточной пластичности и вязкости. Для получения этих свойств стали должны содержать не менее 0,5 % углерода и подвергаться закалке и отпуску при температуре 350–520 °C (троостит отпуска). Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) углеродистых пружинных сталей после окончательной термической обработки должен быть не ниже 800 МПа, а легированной стали – не ниже 1000 МПа, $\delta = 5$ %.

Для изготовления пружин и рессор небольшого сечения используют углеродистые стали: сталь **65, 70, 75**. Для пружин и рессор большого сечения – стали, легированные марганцем и кремнием. Чем больше сечение, тем больший процент легирующих элементов должен быть в стали. К легированным рессорно-пружинным сталям относят, например, **55С2, 70С3А, 60СГ, 50ХА, 60С2ХА** и др. (табл. 25.3).

Таблица 25.3

Состав пружинных сталей

№ п/п	Марка стали	C	Mn	Si	Cr	V
1	65	0,62–0,70	0,50–0,80	0,17–0,37	–	–
2	70	0,67–0,75	0,50–0,80	0,17–0,37	–	–
3	75	0,72–0,80	0,50–0,80	0,17–0,37	–	–
4	65Г	0,62–0,70	0,90–1,20	0,17–0,37	–	–
5	50С2	0,47–0,55	0,60–0,90	1,50–2,00	–	–
6	55С2	0,52–0,60	0,60–0,90	1,50–2,00	–	–
7	60С2	0,57–0,65	0,60–0,90	1,50–2,00	–	–
8	70С3А	0,66–0,74	0,60–0,90	2,40–2,80	–	–
9	55СГ	0,50–0,60	0,80–1,00	1,30–1,80	–	–
10	60СГ	0,55–0,65	0,80–1,00	1,30–1,80	–	–
11	50ХФА	0,46–0,54	0,50–0,80	0,17–0,37	0,80–1,10	0,10–0,20
12	50ХФА	0,48–0,55	0,80–1,00	0,17–0,37	0,95–1,20	0,15–0,25
13	60С2ХА	0,56–0,64	0,40–0,70	1,40–1,80	0,70–1,00	–

Шарикоподшипниковые стали

Шарикоподшипниковые стали должны обладать прежде всего высокой твердостью, поэтому применяют высокоуглеродистые стали типа инструментальной. Чтобы шарикоподшипниковая сталь легко принимала закалку (т. е. имела низкую критическую скорость закалики) и в качестве закалочной среды для нее можно было бы применять масло, сталь легируют (обычно хромом).

Шарикоподшипниковые стали маркируются буквой «Ш», затем указывается среднее содержание в стали хрома (Х) *в десятых долях процента*. Наличие других легирующих элементов, как принято в легированных сталях, указывается в процентах.

Термическая обработка деталей шарикоподшипника (шарики, ролики, кольца) состоит из двух основных операций – закалики и низкого отпуска, что обеспечивает получение твердости не ниже

HRC 62. Структура должна представлять собой отпущенный мелко-игольчатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами. Примеры шарикоподшипниковых сталей представлены в табл. 25.4.

Таблица 25.4

Состав и назначение шарикоподшипниковой стали

Марка стали	Химический состав, %				Назначение	
	C	Mn	Si	Cr	Шарики	Ролики
					диаметр в мм	
ШХ6	1,05–1,15	0,2–0,4	0,17–0,37	0,4–0,7	До 13,5	До 10
ШХ9	1,00–1,10	0,2–0,4	0,17–0,37	0,9–1,2	13,5–22,5	10–15
ШХ15	0,95–1,05	0,2–0,4	0,17–0,37	1,3–1,65	Более 22,5	15–30
ШХ15СГ	0,95–1,05	0,9–1,2	0,4–0,65	1,3–1,65	—	Более 30

Стали и сплавы специального назначения

Жаростойкие стали и сплавы

Под жаростойкими (окалиностойкими) сталями и сплавами понимают стали и сплавы, обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах при температурах выше 550 °С (табл. 25.4) и работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии.

Чем больше в стали содержание хрома, алюминия, кремния, тем выше ее окалиностойкость и тем выше может быть рабочая температура (рис. 25.5).

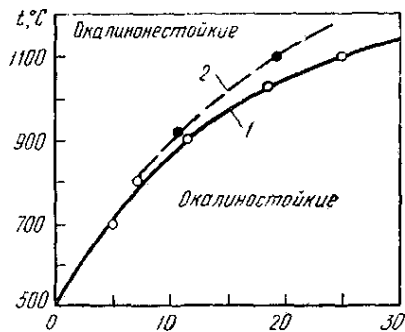


Рис. 25.2. Влияние хрома на окалиностойкость сталей

Составы некоторых жаростойких сталей

Марка стали	Жаростой- кость	Содержание элементов, %				
		C	Si	Mn	Cr	Ni
12X17	900	0,12	0,8	0,8	16,0–18,0	–
15X25T	1050	0,15	1,0	0,8	24,0–27,0	–
12X18H9	850	0,12	0,8	2,0	17,0–19,0	8,0–10,0
10X23H18	1050	0,10	1,0	2,0	22,0–25,0	17,0–20,0
ХН32Т	1100	0,05	0,7	0,7	19,0–22,0	30,0–34,0
ХН45Ю	1400	0,10	1,0	1,0	15,0–17,0	44,0–46,0
15X25ТЛ	1050	0,1–0,2	0,5–1,2	0,5–0,8	28,0–27,0	–

Жаропрочные стали и сплавы

Под *жаропрочными* сталями и сплавами понимают стали и сплавы, обладающие повышенными механическими свойствами при высоких температурах. Основными легирующими элементами являются тугоплавкие металлы. Различают:

1) перлитные (**12ХМ**, **12Х1МФ**), мартенситные (**12Х2МФСР**, **Х5ВФ**) и мартенсито-ферритные (**15Х11МФ**, **1Х12ВНМФ**) стали;

2) стали с высоким содержанием кремния – *силхромы* (**Х6С**, **Х12Н7С2**); применяются в основном в котлостроении при длительных механических воздействиях и температурах не выше 500–600 °С;

3) аустенитные стали – гомогенные (**1Х14Н16Б**, **Х18Н10Т**) и дисперсионно твердеющие (**4Х12Н8Г8МФБ**, **Х12Н20ТЗР**) – применяют для изготовления клапанов двигателей, лопаток турбин и т. д., работающих при температурах 600–700 °С;

4) никелевые жаропрочные сплавы – гомогенные *нихромы* (**Х20Н80**) и *инконели* (**ХН35ВТЮ**) и стареющие *нимоники* (**ХН77ТЮ**, **ХН70ВМТЮ**). Применяются для изготовления лопаток турбин, работающих при температурах 600–800 °С;

5) кобальтовые жаропрочные сплавы, например *виталиум* (0,3 % С; 27,5 % Cr; 2,5 % Ni; 5,5 % Мо; 1,5 % Fe). Применяются там же, где и никелевые сплавы;

6) жаропрочные сплавы на основе молибдена – сплав **ВМ1** (0,4 % Ti; 0,1 % Zr; 0,6 % W; 0,01 % С); рабочие температуры сплавов 1200–1400 °С.

Коррозионно-стойкие (нержавеющие) стали и сплавы

Поверхностное разрушение металла под воздействием внешней среды называется *коррозией*. Чистое железо и низколегированные стали неустойчивы против коррозии в атмосфере, в воде и во многих других средах. Введение в сталь более **12 % хрома** делает ее коррозионно-стойкой в атмосфере и во многих других промышленных средах. Различают:

- общую коррозию металлов;
- межкристаллитную (интеркристаллитную) коррозию (МКК), связанную с выделением карбидов по границам зерен;
- коррозионное растрескивание (коррозия под напряжением), связанное с образованием тонких трещин по телу зерна в нагруженных изделиях, помещенных в слабую коррозионную среду.

Название коррозионно-стойких сталей и сплавов определяются основными легирующими элементами:

1) хромистые нержавеющие стали (**1X13, 12X17, 15X25T**). Термическая обработка: закалка 1000–1050 °С и отпуск (250–750 °С);

2) хромоникелевые нержавеющие стали:

- аустенитные стали (**X18H10T, X18H12T**);
- аустенито-мартенситные стали (переходного класса) (**09X15H8Ю, X15H9Ю**);
- аустенито-ферритные стали (**08X22H6T, 12X22H5T**);

3) кислотостойкие стали: (**0X23H28M3ДЗТ, 0X16H40M5Д-ЗТЗЮ**);

4) кислотостойкие сплавы на основе никеля: *хастеллой* (**H70MФ, ХН65МВ**).

Криогенные стали и сплавы

Под криогенными сталями и сплавами подразумевают металлические материалы, используемые в машинах и оборудовании, предназначенных для получения, перевозки и хранения сжиженных газов. Эти материалы эксплуатируют до температур кипения: кислорода (–183 °С), азота (–196 °С), неона (–247 °С), водорода (–253 °С) и гелия (–269 °С), а также сжиженных углеводородов (метана, бутана и др.), температура кипения которых лежит в интервале от –80 до –180 °С.

При понижении температуры прочность сталей повышается, а пластичность и вязкость снижаются. Отсюда прочность криогенных сталей должна гарантироваться при комнатной температуре, а пластичность и вязкость — при низкой температуре.

До температуры $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ используют низкоуглеродистые стали, содержащие 5–9 % никеля (**0Н6**, **0Н9**). При температурах ниже $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (77 К) используют аустенитные стали типа **X18Н10Т**, **09Х13АГ19**. При температурах, близких к $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$, используют аустенитные стали типа **X21Г7Н5**.

Износостойкие стали и сплавы

Износ деталей машин и аппаратов может быть вызван трением металлических деталей друг о друга и воздействием рабочей среды — потоком жидкости или газа, царапанием твердых частиц о поверхность деталей и другими поверхностными процессами. Способность металла к наклепу в существенной степени определяет его износостойкость. В случае абразивного износа, когда твердые частицы абразива (например, песка) вырывают мельчайшие кусочки металла, стойкость против износа будет определяться сопротивлением металла хрупкому разрушению и его твердостью.

Примерами износостойких сталей являются:

- графитизированная сталь типа **ЭИ293** (1,5–1,75 % С; 0,75–0,95 % Si; 0,2–0,4 % Mn) с включениями графита;
- высокомарганцевая сталь типа стали Гадфильда **Г13** (1,25 % С; 13 % Mn);
- кавитационная сталь **30Х10Г10**, которая сопротивляется износу от действия потока жидкости и газа;
- пористые металлокерамические материалы, пропитанные маслом.

Тугоплавкие металлы и сплавы

К *тугоплавким* относят металлы, температура плавления которых выше температуры плавления железа ($1539\text{ }^{\circ}\text{C}$): ванадий ($t_{\text{пл}} = 1900\text{ }^{\circ}\text{C}$), вольфрам ($3410\text{ }^{\circ}\text{C}$), гафний ($1975\text{ }^{\circ}\text{C}$), молибден ($2610\text{ }^{\circ}\text{C}$), ниобий ($2415\text{ }^{\circ}\text{C}$), рений ($3180\text{ }^{\circ}\text{C}$), тантал ($2996\text{ }^{\circ}\text{C}$), технеций ($2700\text{ }^{\circ}\text{C}$), титан ($1672\text{ }^{\circ}\text{C}$), хром ($1875\text{ }^{\circ}\text{C}$), цирконий ($1855\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Хотя чистые тугоплавкие металлы обладают высокой жаропрочностью, они при этом отличаются высокой хрупкостью. Легирование тугоплавких металлов другими тугоплавкими металлами повышает жаропрочные свойства, коррозионную стойкость и пластичность. Поэтому на практике применяют не чистые тугоплавкие металлы (молибден, вольфрам, тантал, ниобий), а сплавы на их основе. Это, например, сплавы на основе:

- *ниобия*: **ВН-2** (4,5 % Мо; <0,05 % С); **ВН-4** (10 % Мо; 1,5 % Zr; 0,3 % С);
- *молибдена*: **ЦМ-3** (0,3 % Zr; 0,002 % С); **ВМ-3** (0,45 % Zr; 1 % Ti; 1,4 % Nb; 0,35 % С);
- *тантала*: (США) **F-60** (10 % W); **Nb 6-7,5V** (30 % Nb; 7,5 % V);
- *вольфрама*: (США) 50 % Мо.

Промышленные чугуны

В *сером чугуне* углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *пластинчатого графита* (НВ 170–241). *Маркируется* буквами **СЧ**. После букв следуют цифры, например, **СЧ 28-48**, где 28 – предел прочности при растяжении (кгс/мм²); 48 – предел прочности при изгибе (кгс/мм²). Антифрикционные серые чугуны *маркируются* тремя буквами: **АЧС-1**, **АЧС-2**, **АЧС-3**, где 1, 2, 3 – номер по ГОСТу.

В *высокопрочном чугуне* углерод в значительной степени или полностью находится в свободном состоянии в форме *шаровидного графита* (НВ 170–207). *Маркируется* буквами **ВЧ**, затем следуют цифры, например **ВЧ 45-5**, где 45 – предел прочности при растяжении (кгс/мм²); 5 – относительное удлинение (%). Антифрикционные высокопрочные чугуны *маркируются*: **АВЧ-1**, **АВЧ-2**, где 1, 2 – номер по ГОСТу.

Ковкий чугун получается в результате отжига отливок из белого чугуна. В ковком чугуне весь углерод или значительная часть его находится в свободном состоянии в форме *хлопьевидного графита* (НВ 149). *Маркируется* буквами **КЧ** и цифрами, например **КЧ 37-12**, где 37 – предел прочности при растяжении (кгс/мм²); 12 – относительное удлинение (%). Антифрикционные ковкие чугуны *маркируются*: **АКЧ-1**, **АКЧ-2**, где 1, 2 – номер по ГОСТу.

Цветные металлы и сплавы

Титан и его сплавы

Титан – металл серебристо-белого цвета. Порядковый номер 22, атомный вес 47,9, $T_{пл} = 1665 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, плотность 4,5 г/см³. Температура перехода α -титана (ГПУ решетка) \leftrightarrow β -титан (ОЦК решетка) равна 882 $^\circ\text{C}$.

Технический титан маркируется в зависимости от чистоты: **BT1-00** (99,53 % Ti), **BT1-0** (99,48 % Ti), **BT1-1** (99,44 % Ti). Механические свойства технического титана: $\sigma_b = 300\text{--}550$ МПа; $\delta = 20\text{--}30$ %.

Титановые сплавы маркируются буквами «ВТ», «ОТ», «ПТ» и цифрой. Буквы «В», «О» и «П» указывают на организацию – разработчика этих сплавов. Если после порядкового номера сплава стоит буква «С» или через дефис стоит ноль или единица, то это указывает, что сплав модернизирован, изменен по химическому составу. Титановые сплавы делятся (табл. 25.6):

- 1) на сплавы с α -структурой (α -стабилизаторы: Al, O₂, N₂), например, **BT5**, **BT5-1**. Отличаются высокой пластичностью;
- 2) сплавы с β -структурой (β -стабилизаторы: Mo, V, W, Mn, Cr, Fe). Широкого применения не получили;
- 3) двухфазные сплавы (до 2 % β -стабилизаторов): **BT4**, **OT4-2**;
- 4) двухфазные сплавы (свыше 2 % β -стабилизаторов): **BT8**, **BT9**.

Таблица 25.6

Химический состав и свойства титановых сплавов

Марка сплава	Нормальный химический состав в %	Механические свойства		Вид полуфабриката
		σ_b , МПа	δ , %	
Сплавы с α -структурой				
BT5	5,0 Al	790–950	10	Литье, поковки
BT5-1	5,0 Al; 2,5 Sn	750–950	10	Листы
Сплавы с $\alpha + \beta$ -структурой				
BT3-1	5,5 Al; 2,0 Cr; 2,0 Mo; 1,0 Fe	1000–1200	–	Поковки
BT4	4,0 Al; 1,5 Mn	700–900	12	Листы
BT6	6,0 Al; 4,0 V	950–1100	8	То же
BT8	6,5 Al; 3,5 Mo; 0,20 Si	1050–1250	9	»

Алюминий и его сплавы

Алюминий – металл белого цвета. Порядковый номер 13, атомный вес 26,98, $T_{пл} = 660$ °С. Алюминий имеет ГЦК решетку. Плотность алюминия составляет 2,7 г/см³. Алюминий обладает высокой электро- и теплопроводностью.

Различают алюминий особой чистоты **A999** (99,999 % Al), высокой чистоты: **A-995** (99,995), **A-99** (99,99), ..., **A95** (99,95) – и технической чистоты: **A85**, **A8**, **A7**, **A6**, **A5**, **A0** (99,0).

Алюминиевые сплавы делятся на литейные и деформируемые.

Литейные алюминиевые сплавы маркируются буквами **АЛ** (литейный алюминиевый сплав) или **ВАЛ** (высокопрочный литейный алюминиевый сплав), далее цифра указывает номер по ГОСТу. Литейные алюминиевые сплавы образуют пять систем:

- 1) *алюминий – магний*: **АЛ8**, **АЛ13**, **АЛ27** (Mg от 4,5 до 13 %; Si от 0,5 до 1,3 %);
- 2) *алюминий – кремний (силумины)*: **АЛ2**, **ВАЛ16** (Si от 6,0 до 13 %; Mn от 0,2 до 0,5 %);
- 3) *алюминий – медь*: **АЛ7**, **АЛ19** (Cu от 3,0 до 5,3 %; Mn от 0,6 до 1,0 %);
- 4) *алюминий – медь – кремний (алькусины)*: **АЛ3**, **АЛ6** (Cu от 1,5 до 8 %; Si от 3 до 8 %);
- 5) *алюминий – прочие компоненты*: **АЛ30** (Si от 1,5 до 22 %; Mn от 0,15 до 0,8 %; Cu от 0,8 до 9,5 %; Ni от 0,8 до 3,6 %; Zn от 2,0 до 12 %).

Деформируемые алюминиевые сплавы подразделяются на две группы: не упрочняемые термической обработкой (ТО) и термически упрочняемые. Каждая из вышеуказанных групп, в зависимости от образующих сплав систем, имеет свою характерную маркировку:

- 1) не упрочняемые ТО: Al-Mn (**АМц**); Al-Mg (**АМг**);
- 2) упрочняемые ТО на основе:
 - Al-Mg (магналии): **АМг1...АМг5...**;
 - Al-Mg-Si (авиали): **...АД33...АД35...**;
 - Al-Cu-Mg-Mn (дюралюмины): **... Д16...Д32...**;
 - Al-Mn: **АМц**;
 - Al-Zn-Cu-Mg (высокопрочные): **... В93...В95...**;
 - Al-Cu-Mg-др. (ковочные, жаропрочные): **... АК4...АК8...**

Механические свойства некоторых деформируемых алюминиевых сплавов представлены в табл. 25.7.

Свойства некоторых деформируемых алюминиевых сплавов

Свойства	АМц	АД31	Д16	В95	АК6
σ_B , МПа	180	215	500	560	420
δ , %	13	15	12	11	13
НВ	40	80	131	150	105

Медь и ее сплавы

Медь (Cu) – металл красного цвета. Порядковый номер 29, атомный вес 63,54, $T_{пл} = 1083$ °С. Медь имеет ГЦК решетку. Плотность меди 8,94 г/см³. Медь (после серебра) обладает наибольшей электропроводностью и теплопроводностью. В зависимости от чистоты медь поступает следующих марок: **М00** (99,99 % Cu), **М0** (99,95 % Cu), **М1** (99,9 % Cu), **М2** (99,7 % Cu), **М3** (99,5 % Cu) и **М4** (99,0 % Cu).

Медь образует два вида сплавов: латуни и бронзы.

Латуни

Латуни – это сплавы меди с цинком. Практическое значение имеют латуни с содержанием цинка $Zn \leq 48-51$ %. Латуни находят применение в качестве литейных и деформируемых сплавов.

По структуре различают:

- α -латуни ($Zn < 39$ %); пластичные, хорошо деформируются;
- $\alpha + \beta$ -латуни ($39 \leq Zn \leq 46$ %); прочные, но имеют меньшую пластичность;
- β -латуни ($46 < Zn \leq 51$ %); твердые, прочные, но имеют низкую пластичность, их практически не используют.

По химическому составу латуни подразделяют:

- на простые (состоящие только из меди и цинка);
- сложные (специальные, легированные), включающие третий, четвертый и т. д. компоненты.

Латуни маркируются буквой «Л», за ней следуют цифры, которые указывают:

а) в простой латуни – количество меди в сплаве в процентах, например: **Л96** (96 % Cu; 4 % Zn); **Л80** (80 % Cu; 20 % Zn); **Л62** (62 % Cu; 38 % Zn). Среднее значение механических свойств таких латуней: $\sigma_B = 250-300$ МПа; $\delta = 50$ %;

б) в сложной (легированной) латуни – кроме цинка, все добавляемые в латунь легирующие элементы, которые обозначаются заглавными буквами от русского названия химического элемента (табл. 25.8).

Таблица 25.8

Обозначение некоторых легирующих элементов

О – олово	С – свинец	А – алюминий
Ж – железо	Н – никель	К – кремний
Мц – марганец	Мг – магний	Ц – цинк

Далее через дефис указывается количество данных легирующих элементов в процентах. Например, **ЛС74-3** (74 % Cu; 3 % Pb; остальное Zn); **ЛЖМц59-1-1** (59 % Cu; 1 % Fe; 1 % Mn; остальное Zn). Среднее значение механических свойств: $\sigma_b = 350\text{--}400$ МПа; $\delta = 40$ %.

Бронзы

Бронзы – это сплав меди с оловом (оловянистые или оловянные бронзы) и всеми другими элементами, кроме цинка (безоловянистые или безоловянные бронзы). Безоловянные бронзы называют по основному легирующему элементу, например, алюминиевые бронзы, бериллиевые бронзы и т. д.

Бронзы используют как литейный и деформируемый сплав. Бронзы отличаются высокой твердостью, прочностью и хорошими литейными свойствами, обусловленными малой усадкой (около 1 %).

Маркируются бронзы буквами «**Бр**», затем аналогично латуням (табл. 25.8) указываются все основные легирующие элементы русскими заглавными буквами, после чего цифрами через дефис перечисляется среднее количество данных элементов в процентах (табл. 25.9 и 25.10).

Таблица 25.9

Химический состав и свойства некоторых оловянных бронз

Марка бронзы	Содержание элементов, %					Механические свойства		Основное назначение
	Sn	Zn	Pb	Ni	P	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	
БрО10	9–11	–	–	–	–	250	5	Сложное литье, подшипники, шестерни
БрОФ10-1	9–11	–	–	–	0,8–1,2	250	5	То же
БрОЦСН3-7-5-1	2,5–4	6–9,5	3–6	0,5–2	–	200	10	Арматура, шестерни
БрОЦС5-5-5	4–6	4–6	4–6	–	–	170	8	То же
БрОФ4-0.25	3,5–4	–	–	–	0,1–0,25	350	50	Лист, лента, проволока
БрОЦ4-3	3,5–4	2,7–3	–	–	–	320	40	То же

Таблица 25.10

Химический состав и свойства некоторых безоловянных бронз

Марка	Механические свойства			Назначение
	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	НВ	
Al-бронзы БрАЖ9-4 БрАЖ9-4Л БрАЖН10-4-4	600 550 800	5 15 9	180 130 225	Для обработки давлением (прутки, поковки) Фасонное литье
Si-бронза БрКМц3-1	700	35	180	Прутки, проволока, ленты для изготовления пружин, сеток
Be-бронза БрБ2	950	1–2	150	Полосы, прутки, ленты, проволоки для пружин
Pb-бронзы БрС30	6–8	4–6	–	Для заливки стальных вкладышей подшипников тяжелого нагружения

Порядок проведения лабораторной работы

1. Ознакомиться с конструкционными сталями и сплавами по набору образцов металлических материалов.

2. Расшифровать по карточке маркировку сталей, чугунов и сплавов. Задание представить в виде отчета.

Для сталей указать, углеродистая сталь или легированная. Для *углеродистой стали* указать качество стали, примерное содержание углерода, расшифровать значение других цифр в маркировке (если они есть). Для *легированной стали* указать группу стали по назначению и свойствам, примерное содержание углерода и всех легирующих элементов, качество стали.

Для чугунов указать вид чугуна (например, серый или серый антифрикционный), расшифровать значение цифр в маркировке.

Для цветных металлов и сплавов указать вид металла или сплава (например, титан, алюминиевый сплав, бронза и т. д.), содержание всех легирующих элементов. Кроме того, для *алюминиевого сплава* указать, литейный сплав или деформируемый, название сплава (например, силумин, авиаль и т. д.); для *медного сплава* указать, латунь это или бронза.

Контрольные вопросы

1. Как классифицируют стали и сплавы по назначению? По химическому составу? По степени раскисления? По способу производства?
2. От чего зависит качество стали? Назовите группы сталей по качеству.
3. Какие стали называют углеродистыми конструкционными? Из каких компонентов состоят углеродистые конструкционные стали?
4. На какие группы делятся и как маркируются углеродистые конструкционные стали обыкновенного качества?
5. Как маркируются качественные углеродистые конструкционные стали?
6. Как маркируются и для чего предназначены автоматные стали?
7. Какие стали называют легированными конструкционными сталями?
8. Укажите цели легирования.

9. Расскажите о принципах маркировки легированных конструкционных сталей и сплавов. Какими буквами обозначаются основные легирующие элементы?
10. Какого качества изготавливают легированные конструкционные стали?
11. Как классифицируются легированные конструкционные стали и сплавы в зависимости от их назначения и свойств? Приведите примеры.
12. Назовите основные группы сталей и сплавов специального назначения. Что обеспечивает им необходимые свойства?
13. Назовите основные виды и маркировку промышленных чугунов.
14. Как маркируются титан и титановые сплавы? От чего зависит структура и свойства титановых сплавов?
15. Как маркируются литейные и деформируемые алюминиевые сплавы?
16. Какие сплавы образует медь? Как они маркируются?

Лабораторная работа 26

Классификация и маркировка инструментальных сталей и сплавов с особыми физическими свойствами

Цель работы — ознакомиться с принципами классификации и маркировки инструментальных сталей и сплавов с особыми физическими свойствами.

Приборы, материалы и инструмент

1. Набор образцов металлических материалов.
2. Карточки для выполнения задания по маркировке сталей и сплавов.

Краткие теоретические сведения

Инструментальные стали и сплавы

Инструментальные стали и сплавы предназначены для изготовления мерительного, металлорежущего и деформирующего инструмента. Такие стали должны обладать высокой твердостью, износостойкостью и теплостойкостью. Поэтому инструментальные стали, как правило, содержат $C \geq 0,6-0,7 \%$.

Классификация инструментальных сталей

По *теплостойкости* инструментальные стали подразделяют на нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие (рис. 26.1).

По *назначению* различают:

1) стали для режущего инструмента:

- нетеплостойкие, работают до 200–250 °С;
- теплостойкие (быстрорежущие), работают до 600–650 °С;

2) штамповые стали:

- для штампов холодной штамповки (нетеплостойкие);
- для штампов горячего деформирования металлов: полутеплостойкие и теплостойкие с интерметаллидным упрочнением (дисперсионное твердение, карбиды вольфрама, молибдена, ванадия);

3) стали для измерительного инструмента: Х, ХГ, сталь 50 (ТО: закалка + низкий отпуск + обработка холодом), сталь 20 (с цементацией) и др.

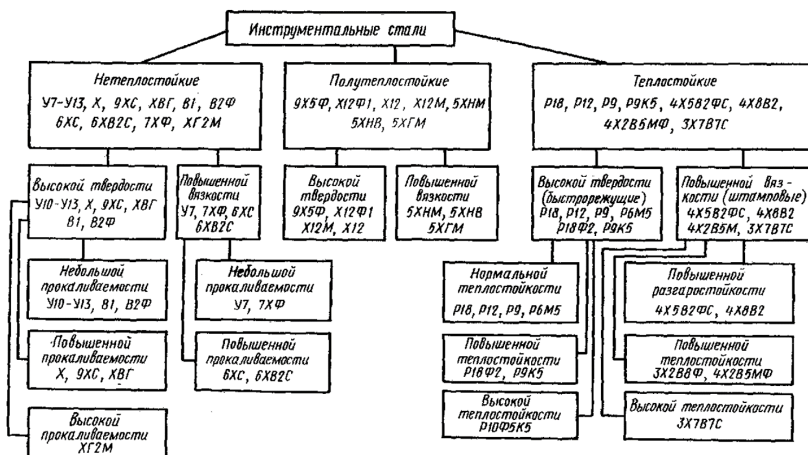


Рис. 26.1. Общая классификация и маркировка инструментальных сталей

Маркировка углеродистых и легированных инструментальных сталей

Углеродистые инструментальные стали маркируются буквой «У»; затем цифра указывает среднее содержание углерода в десятых долях процента. Литера «А» в конце указывает, что сталь высококачественная. Например, **У8** (0,8 % С), **У10** (1,0 % С), **У12А** (1,2 % С) и т. д.

В *легированных* инструментальных сталях легирующие элементы и их количество в сталях указываются теми же буквами и цифрами, как и в конструкционных легированных сталях. Однако в указании количества углерода в стали имеются различия. Если в марке легированной инструментальной стали отсутствует первая цифра (или стоит 1), то количество углерода $C = 1\%$; если стоит какая-либо другая цифра, кроме 1, то она указывает среднее содержание углерода в десятых долях процента, например, **XBГ** (1 % C; 1 % Cr; 1 % W; 1 % Mg), **6XC** (0,6 % C; 1 % Cr; 1 % Si) и т. д.

Быстрорежущие стали маркируются буквой «Р». Следующая за ней цифра указывает среднее содержание основного легирующего элемента – вольфрама (W) – в процентах. Количество углерода в быстрорежущих сталях находится на уровне 0,95–1,05 %. Например, **P18** (1 % C; 18 % W), **P6M5** (1 % C; 6 % W; 5 % Mo) и т. д.

Твердые сплавы. Твердые сплавы представляют собой вещество, полученное из порошков карбидов тугоплавких металлов (WC, TiC, TaC) и связующего металла (чаще всего кобальта). Характерной особенностью твердых сплавов является их очень высокая твердость (87–92 HRC) при достаточно высокой прочности ($\sigma_{изг} < 2500$ МПа), которая приближается к прочности инструментальных сталей. Они отличаются очень большой износостойкостью и теплостойкостью.

Различают три группы твердых сплавов:

- 1) группа **ВК** (вольфрамовые сплавы). **Маркировка:** **ВК3** (97 % WC, 3 % Co), **ВК8** (92 % WC, 8 % Co), **ВК20** (80 % WC, 20 % Co);
- 2) группа **ТК** (титановольфрамовые сплавы). **Маркировка:** **T30K6** (30 % TiC, 6 % Co, остальное (64 %) WC), **T14K8** (14 % TiC, 8 % Co, остальное (78 %) WC);
- 3) группа **ТТК** (титанотанталовольфрамовые сплавы). **Маркировка:** **ТТ7К12** (7 % (TiC + TaC), 12 % Co, остальное (81 %) WC), **ТТ20К9** (20 % (TiC + TaC), 9 % Co, остальное (71 %) WC).

Стали и сплавы с особыми физическими свойствами

Магнитные стали и сплавы

Из всех металлов только *железо, кобальт, никель*, а также редкоземельный *гадолиний* обладают ферромагнетизмом, т. е. способностью значительно сгущать магнитные силовые линии. Важнейшими являются следующие магнитные характеристики:

- 1) *остаточная индукция* (B_r) — магнитная индукция, остающаяся в образце после его намагничивания и снятия магнитного поля (измеряется в гауссах, Гс);
- 2) *коэрцитивная сила* (H_c) — напряженность поля, которая должна быть приложена к образцу, для того чтобы его размагнитить (измеряется в эрстедах, Э);
- 3) *магнитная проницаемость* (μ) — интенсивность намагничивания (измеряется в Гс/Э).

По степени выраженности этих характеристик различают три группы магнитных сталей и сплавов: магнитотвердые, магнитомягкие и немагнитные.

Магнитотвердые стали и сплавы применяют для изготовления постоянных магнитов. От них требуется высокое значение коэрцитивной силы и остаточной индукции, а также их постоянство во времени. Это достигается использованием неравновесной структуры, большой искаженности.

Углеродистые стали применяются для изготовления небольших по размеру магнитов. Обычно для этой цели используются стали У8–У12, которые после закалки и низкого отпуска имеют $H_c = 60–65$ Э и $B_r = 8000–8500$ Гс.

Хромистые стали (1 % С и 1,5 или 3 % Cr) имеют примерно такие же магнитные свойства, что и углеродистая, однако обладают значительно большей прокаливаемостью, поэтому из них изготавливают магниты больших размеров.

Кобальтовые стали (содержащие наряду с хромом 5 или 15 % кобальта) обладают наиболее высокими магнитными свойствами (H_c от 100 до 170 Э и B_r от 8000 до 8500 Гс).

Сплавы Fe-Ni-Al (11–14 % Al; 22–34 % Ni; остальное — железо), так называемые сплавы «альнико» или ЮНДК; в них можно получить H_c 400–500 Э при остаточной индукции B_r 6000–7000 Гс, что позволяет изготавливать мощные магниты малой массы.

Магнитомягкие стали и сплавы используют для сердечников реле, трансформаторов. Для получения магнитной мягкости необходимо максимальное приближение к равновесному состоянию, а также необходимо получить крупное зерно. Такие стали и сплавы должны иметь низкую коэрцитивную силу, высокую магнитную

проницаемость в слабых, средних или сильных полях, низкие потери на перемагничивание и т. д.

Техническое (армко) железо ($C < 0,05 \%$). $H_c = 0,8 \text{ Э}$; $\mu = 4500 \text{ Гс/Э}$.
Недостатки – высокая электропроводность, потери от токов Фуко.

Электротехническая сталь (Э1 и т. д.) – это ферритный сплав железа с кремнием:

- а) $Si < 2 \%$ – динамная сталь, используется, например, для изготовления статоров электрических машин;
- б) $Si > 2 \%$ – трансформаторная сталь, более хрупкая.

Железоникелевые сплавы:

- пермаллои (77–78,5 % Ni). $H_c = 0,02 \text{ Э}$; $\mu = 22000\text{--}120000 \text{ Гс/Э}$;
- гайперники (45–50 % Ni). $H_c = 0,3 \text{ Э}$; $\mu = 1700\text{--}10000 \text{ Гс/Э}$.

Ферриты и оксиферы – металлокерамические материалы ($Fe_2O_3 + [ZnO, NiO, MgO...]$). Имеют высокое электросопротивление $\rho = 10^3\text{--}10^7 \text{ (Ом}\cdot\text{мм}^2)/\text{м}$; $\mu = 6000\text{--}7000 \text{ Гс/Э}$.

В качестве *немагнитных* сталей и сплавов используют цветные сплавы (например, латунь, бронза) и аустенитные стали: **X18H10T**, **55Г9Н9Х3**, **45Г17Ю3** и др.

Стали и сплавы с высоким электросопротивлением

Сплавы с высоким электросопротивлением должны обладать следующими свойствами:

- 1) большим удельным электросопротивлением (ρ);
- 2) возможно малым температурным коэффициентом электросопротивления (α) (оно должно мало изменяться с изменением температуры);
- 3) высокой окалиностойкостью (сплавы, предназначенные для нагревательных элементов).

Сплавы с высоким электросопротивлением делятся на две группы:

- 1) для изготовления нагревательных элементов (табл. 26.1);
- 2) реостатные сплавы (табл. 26.2).

Таблица 26.1

Состав и свойства сплавов для нагревательных приборов

Марка	Название	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	ρ , (Ом·мм ²)/м	α , К ⁻¹	Предельная температура t , °С
X13Ю4	Фехраль	0,15	0,1	0,7	12–15	0,6	3,5–5,5	1,26	0,00005	1000
1X17Ю5	Сплав 1	0,12	0,2	0,7	16–19	0,6	4,6–6,0	1,30	0,00001	1000
1X25Ю5	Сплав 2	0,12	1,2	0,7	23–27	0,6	4,5–6,5	1,40	–	1150
X20Н80	Нихром	0,15	0,9	0,7	20–23	75–78	0,2	1,11	0,00001	1100
X15Н60	Нихром	0,15	0,9	1,5	15–18	55–61	0,2	1,10	0,00017	1050

Таблица 26.2

Состав и свойства реостатных сплавов (на основе меди)

Марка сплава	Ni	Mn	Сумма примесей	ρ , (Ом·мм ²)/м	α , К ⁻¹	Предельная температура t , °С
МНМц3-12 (манганин)	2,5–3,5	11,5–13,5	<0,9	0,43	0,00003	200
МНМц40-1,5 (константан)	39–41	1–2	<0,9	0,48	0,00002	500
МНМц43-0,5 (копель)	42,5–44,0	0,1–1,0	<0,6	0,50	0,00014	500

Сплавы с заданным значением коэффициента теплового расширения

В приборостроении в ряде случаев требуются сплавы с коэффициентом линейного расширения, равным нулю или коэффициенту линейного расширения стекла, а также с весьма большим коэффициентом и т. д. Чтобы удовлетворить этим требованиям изготавливают сплавы строго определенного состава.

Так, сплав с 36 % никеля называется **инваром** (от лат. *invariabilis* – неизменный), и его можно считать практически не расширяющимся в интервале температур от –80 до 100 °С. Другие сплавы имеют постоянный коэффициент линейного расширения в определенном интервале температур (рис. 26.2). Состав и свойства других сплавов представлены в табл. 26.3.

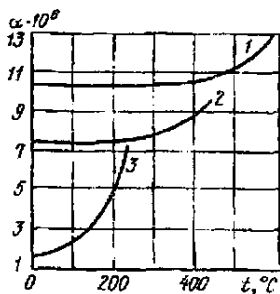


Рис. 26.2. Коэффициент линейного расширения сплавов Fe-Ni (1 – 50 % Ni; 2 – 42 % Ni; 3 – 36 % Ni)

Таблица 26.3

Состав и тепловые свойства инварных сплавов

Название сплава	Марка сплава	Содержание элементов, %		Тепловые свойства	
		Ni	Co	Коэффициент линейного расширения, $\alpha \cdot 10^4$	Температурный интервал измерений, $^\circ\text{C}$
Инвар	Н36	36	–	1,5	20–100
Суперинвар	Н31К6	30–34	4–6	1,0	20–60
Платинит	Н48	48	–	9,0	20–300

Сплавы с постоянным модулем упругости

В ряде случаев требуется металл с постоянными, не изменяющимися с температурой модулями упругости (E , G), применяемый для пружин различных точных приборов, для камертонов и т. д. В этом случае применяют сплавы элинвар и ниспен-С. *Элинвар* («неизменная упругость») содержит около 36 % Ni, 8 % Cr, остальное – железо (табл. 26.4). Его применяют преимущественно в нагартованном состоянии, а сплав *ниспен-С* – после закалки с отпуском или закалки с последующей пластической деформацией.

Свойства сплавов с постоянным модулем упругости

Свойства	Эливар ЭИ25	Ниспен-С Н35ХМВ
Модуль нормальной упругости, кгс/мм	16000–17000	18000
Коэффициент расширения, мм/(мм · град)	$7-8 \cdot 10^{-6}$	$7-8 \cdot 10^{-6}$
Электросопротивление, (Ом · мм ²)/м	0,9	0,9
Предел прочности, МПа	700–900	700–1400
Относительное удлинение, %	15–20	40–70

Порядок проведения лабораторной работы

1. Ознакомиться с конструкционными сталями и сплавами по набору образцов металлических материалов.

2. Расшифровать по карточке для выполнения задания маркировку сталей и сплавов. Задание представить в виде отчета.

Для инструментальных сталей и сплавов указать, углеродистая или легированная сталь, или твердый сплав. Для *углеродистой стали* указать примерное содержание углерода, расшифровать значение других букв и цифр в маркировке (если они есть). Для *твердого сплава* указать, к какой системе относится сплав (вольфрамовый сплав, титановольфрамовый сплав и т. д.), примерное содержание карбидов; какого металла и сколько содержит связующее вещество. Для *легированной стали* указать группу стали по назначению и свойствам (например, быстрорежущая сталь, полутеплостойкая и т. д.), примерное содержание углерода и всех легирующих элементов в стали, качество стали.

Для сталей с особыми физическими свойствами указать группу стали по назначению и свойствам (магнитотвердая сталь, сплав с высоким электросопротивлением и т. д.); расшифровать значение букв и цифр в маркировке (если они есть).

Контрольные вопросы

1. Для чего предназначены инструментальные стали и сплавы?
2. Как классифицируются инструментальные стали по назначению?
По теплостойкости? По химическому составу?
3. Как маркируются углеродистые инструментальные стали?
4. Как маркируются легированные инструментальные стали?
5. Как маркируются и какими свойствами обладают быстрорежущие стали?
6. Что представляют собой твердые сплавы? На какие группы делятся и как маркируются?
7. На какие группы по назначению подразделяют магнитные стали и сплавы?
8. Какими свойствами должны обладать стали и сплавы с высоким электросопротивлением? Какие группы образуют данные стали и сплавы?
9. Какими свойствами должны обладать сплавы с заданным значением коэффициента теплового расширения? Приведите примеры.
10. Какими свойствами должны обладать сплавы с постоянным модулем упругости? Приведите примеры.

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 : учебник для вузов / под ред. Б.Н. Арзамасова. — М. : Машиностроение, 2008. — 648 с.
3. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. — М. : Металлургия, 1978. — 647 с.
4. Лахтин, Ю.М. Материаловедение : учебник для машиностроительных вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. — М. : Машиностроение, 1980. — 493 с.
5. Геллер, Ю.А. Материаловедение. Методы анализа. Лабораторные работы и задачи : учебное пособие для вузов / Ю.А. Геллер, Ф.Г. Рахштадт. — М. : Металлургия, 1989. — 456 с.
6. Золотаревский, В.С. Механические свойства металлов / В.С. Золотаревский. — М. : Металлургия, 1998. — 306 с.
7. Клевцов, Г.В. Физика и механика разрушения. Основы диагностики разрушения металлических материалов : электронный учебник / Г.В. Клевцов, Н.А. Клевцова, О.А. Фролова. — Тольятти : Изд-во ТГУ, 2014 (Регистрац. свид. № 38553 от 10 марта 2015 г.).
8. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций : учебное пособие / Г.В. Клевцов [и др.]. — М. : МИСиС. — 2007. — 264 с.