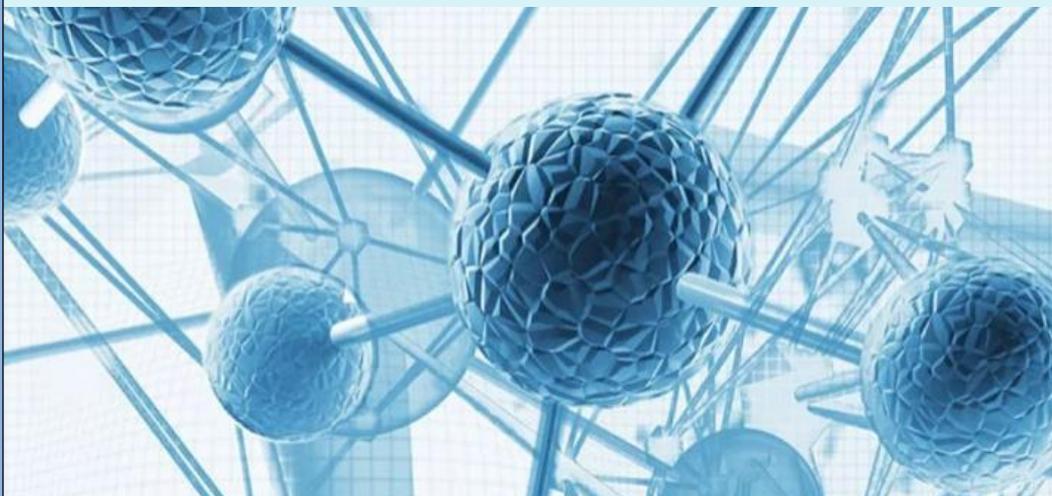
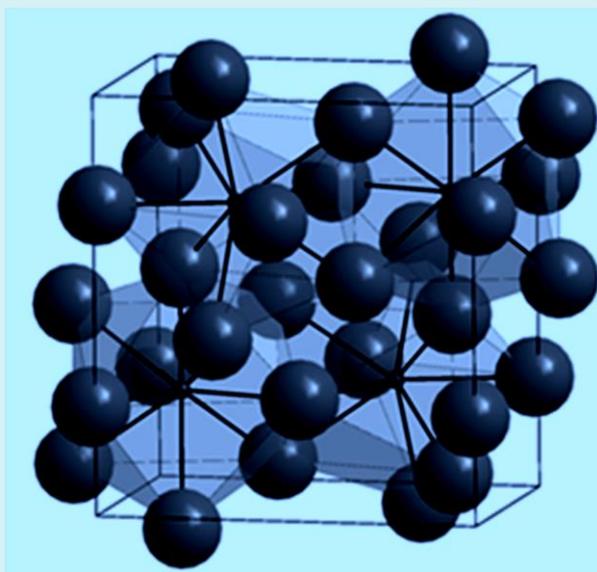


В.А. БЕЛЕВИТИН



**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ**



МИНИСТЕРСТВО ПРОСВЕЩЕНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Южно-Уральский государственный
гуманитарно-педагогический университет»

В.А. БЕЛЕВИТИН

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Учебное пособие

Челябинск
2022

УДК 378.14(07)

ББК 4481.268.я7; 4484.711

Б 43

Белевитин, В.А. Материаловедение конструкционных материалов: учебное пособие / В.А. Белевитин. – Челябинск: Изд-во Южно-Урал. гос. гуман.-пед. ун-та, 2022. – 216 с. – Текст: непосредственный.

ISBN 978-5-907611-10-8

В учебном пособии изложены основы материаловедения конструкционных материалов. Приведены основные особенности и закономерности атомно-кристаллического строения металлических сплавов, формирования их структурно-фазового состояния и основных технико-технологических свойств. Учебный материал проиллюстрирован оригинальными рисунками и графиками. Пособие включает общие и специфические сведения, недостаточно полно освещённые в учебной и учебно-методической литературе.

Рекомендуется студентам, обучающимся по программам бакалавриата и специалитета профиля «Транспорт».

Рецензенты: М.С. Дмитриев, д-р техн. наук, доцент
К.Н. Семендяев, канд. техн. наук

ISBN 978-5-907611-10-8

© В.А. Белевитин, 2022

© Издательство Южно-Уральского государственного гуманитарно-педагогического университета, 2022

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
ЧАСТЬ 1. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ	10
Глава 1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ	14
1.1. Основные понятия и определения	14
1.2. Особенности атомно-кристаллического строения	19
1.3. Реальное строение металлов и дефекты кристаллических решеток	28
1.3.1. Точечные дефекты	29
1.3.2. Линейные дефекты	33
1.3.3. Поверхностные дефекты	51
1.3.4. Объемные дефекты	53
1.3.5. Кристаллизация металлов	53
Глава 2. ФАЗЫ И СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	67
2.1. Характеристика основных фаз в сплавах	67
2.2. Твердые растворы	69
2.3. Геометрия структур отдельных фаз	75
2.4. Диффузия и структура сплавов	77
2.5. Химические соединения и родственные им фазы	80
2.6. Фазы и структуры железоуглеродистых сплавов	86
2.7. Механические смеси	91

Глава 3. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	92
3.1. Условия построения диаграмм состояния	92
3.2. Основные типы диаграмм состояния сплавов	97
3.2.1. Диаграмма состояния I рода – сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов	97
3.2.2. Диаграмма состояния II рода – сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии	101
3.2.3. Диаграмма состояния III рода – сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии	105
3.2.4. Диаграмма состояния IV рода – сплавов, образующих химические соединения	114
3.2.5. Связь между свойствами сплавов и типом диаграмм состояния	116
ЧАСТЬ 2. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ	118
Глава 4. ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ	118
4.1. Компоненты и фазы в сплавах железо–углерод	118
4.2. Диаграмма состояния железоуглеродистой системы железо–цементит	121
4.3. Общая характеристика углеродистых сталей	129
4.4. Влияние углерода на свойства стали	131
4.5. Влияние примесей на свойства стали	132
4.6. Классификация углеродистых сталей	135
4.7. Влияние легирующих элементов на свойства стали	139

4.8. Карбиды в легированных сталях	142
4.9. Классификация легированных сталей	143
4.10. Принципы маркировки легированных сталей	145
Глава 5. ЧУГУНЫ	149
5.1. Разновидности чугунов	149
5.1.1. Литейный серый чугун	151
5.1.2. Ковкий чугун	156
5.1.3. Высокопрочный чугун	158
5.2. Специальные чугуны	162
5.2.1. Антифрикционные чугуны	162
5.2.2. Легированные чугуны	164
5.2.3. Комплексно-легированный чугун	166
Глава 6. СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	167
6.1. Общая характеристика конструкционных сталей ...	167
6.2. Механические свойства и методы испытания металлов	170
6.3. Упрочнение металла пластической деформацией .	176
6.4. Ползучесть, длительная прочность и термическая усталость	179
6.5. Методы повышения конструкционной прочности металлических материалов	186
6.6. Методы повышения надежности конструкционных материалов	204
СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	213

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедением называют прикладную науку, изучающую взаимосвязь между составом, строением и свойствами материалов. Эффективное решение важнейших технических проблем, связанных с экономией материалов, уменьшением массы машин и приборов (как одной из важных составляющих ресурсосбережения – металлоемкости), повышением точности, надежности и работоспособности деталей, узлов и механизмов во многом зависит от успехов в развитии материаловедения.

Теоретической основой материаловедения являются соответствующие разделы физики и химии, однако наука о материалах в основном развивается экспериментальным путем. Поэтому дальнейшему развитию материаловедения способствует разработка новых методов исследования и конструирования строения (структуры) и физико-химических свойств конструкционных материалов.

Курс «Материаловедение конструкционных материалов» включает две самостоятельные части: 1) материаловедение; 2) неметаллические материалы (полимеры, стекло, резина и т.д.). В свою очередь материаловедение состоит из следующих разделов: 1. Металлография (учение о внутреннем строении металлических материалов – металлов и сплавов). 2. Учение о термической обработке металлических материалов. 3. Учение о коррозии (химической стой-

кости) металлических материалов. 4. Учение о механических свойствах металлических материалов. 5. Систематика металлических материалов (системное описание технически полезных металлов и сплавов с указанием их состава, свойств и областей применения).

Использование неметаллических материалов в промышленности невелико (около 10–12%). Основу конструкционных материалов составляют металлы и сплавы, поэтому основное внимание в учебном пособии уделено именно металлам и сплавам.

Как учебная дисциплина «Материаловедение конструкционных материалов» является важным базовым курсом при подготовке педагогов профессионального обучения по направлению специализации «Транспорт». В соответствии с имеющимися учебными планами к ее изучению студенты приступают, предварительно прослушав курсы естественно-научного цикла – химии и физики.

Особенностью данного учебного пособия, в отличие от известных учебников по данной дисциплине, является намерение представить наиболее полно базовые разделы материаловедения с учетом профиля подготовки педагогов профессионального обучения по направлению специализации «Транспорт». Так, подробно рассмотрены вопросы коррозии конструкционных материалов, имеющие весьма важное значение в обеспечении работоспособности деталей в нередко высокоагрессивных рабочих средах эксплуатации и обслуживания автомобильного транспорта, предупреждения тем самым внезапных его отказов, что

чревато серьезными последствиями вследствие того, что автомобиль является средством повышенной опасности.

Отличительной стороной учебного пособия является включение ряда специальных сведений об основных технологических и эксплуатационных свойствах конструкционных материалов, методах их исследования и испытаний, необходимых для получения достаточно полной и надежной информации о свойствах конструкционных материалов и об изменениях их в зависимости от химического состава, структуры и способов обработки.

Важнейшей специфической особенностью педагогического процесса в профессиональном образовательном учреждении является практическое обучение, составляющее главный его компонент. При этом процесс обучения в ходе практической подготовки имеет существенные отличия, поскольку основная цель производственного обучения – формирование у обучаемых основ профессионального мастерства в области осваиваемой профессии. Вследствие этого вышеупомянутые вопросы частично представлены в виде лабораторных работ, позволяющих студентам формировать и совершенствовать адаптационно-деятельностные и проектно-преобразующие умения и практические навыки, знакомиться с научными методами познания, постановки и решения проблем. Такой подход является реализацией педагогического принципа единства теории и практики учебно-воспитательного процесса, включая воспитание аккуратности, внимательности при: 1) планировании, проведении исследований и обработке результатов

исследований с использованием методов математической статистики; 2) анализе и представлении результатов исследований (оформлении схем, таблиц и т.п.); 3) применении приемов работы с исследовательским оборудованием, контрольно-измерительными инструментами, стандартами, нормативной документацией, а также развитию мышления, логики.

В связи с переходом общества в новую – постиндустриальную – стадию развития в направлении стратегических приоритетов структурной перестройки экономики наметилась тенденция ресурсосбережения, которая обозначила в качестве первоочередных мер на современном этапе необходимость пересмотра стандартов и технических условий на машиностроительную продукцию, норм расхода металла всех видов (эксплуатационных, ремонтных и т.д.) в соответствии с нормативно-технической документацией и с учётом изменения качества продукции, повышения доли металлических заготовок и деталей, прошедших термическую, химико-термическую и специальные виды обработки (электронно-лучевой, плазменной, лазерной и др.). Снижение на этой основе металлоемкости транспортных средств и промышленно используемой автотранспортной техники может стать следствием, прежде всего, научно-технического прогресса в области совершенствования структуры и качества конструкционных материалов, детерминирования интегральной технологической компетентности будущих специалистов – выпускников образовательных организаций среднего и высшего профессионального образования.

ЧАСТЬ 1

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Наука о внутреннем строении металлов и сплавов называется металлографией.

Наука изучает не всякие явления, а только те из них, которым присущи свойства повторения, и её главная задача – отыскивать законы и закономерности, согласно которым эти явления протекают. Научный метод – главный и наиболее мощный способ (средство) познания, сущность которого состоит в том, что он позволяет добывать знания о явлениях, которые можно проверить, сохранить и передать другим. Научное исследование – процесс выработки новых научных знаний, один из видов познавательной деятельности. Наука в наши дни становится все более и более значимой и существенной частью реальности.

Значение науки металлографии определяется основным правилом металловедения – науки, изучающей зависимость между составом, строением и свойствами металлов и сплавов в зависимости от их изменения под внешним воздействием теплового, химического, механического влияния и потоков высокой энергии (электромагнитных, радиоактивных, плазменных и др.). Согласно этому правилу все свойства металлов и сплавов (механические, физические, химические и технологические) зависят только от двух основных факторов – химического состава и внутренней структуры.

Впервые существование связи между строением стали и её свойствами установлено П.П. Амосовым (1799–1851 гг.), первым применившим (1831 г.) микроскоп в изучении металла как метода исследования. Всемирно признанным основоположником научного металловедения является русский металлург Д.К. Чернов (1839–1921 гг.), открывший полиморфизм стали, изложивший в 1876 г. основы современной теории кристаллизации металлов, создавший фундамент современного металловедения и термической обработки стали.



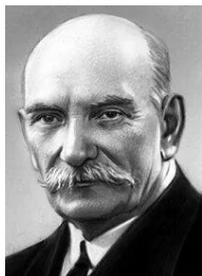
**Аносков Павел Петрович
(1799–1851)**



**Чернов Дмитрий Константинович
(1839–1921)**

В начале XX века большую роль в развитии металловедения сыграли работы Н.С. Курнакова (1860–1941 гг.) и его учеников, применивших для исследования металлов методы физико-химического анализа (электрический, дилатометрический, магнитный и др.). Разработка теории и технологии термической обработки стали связана с именами С.С. Штейнберга (1872–1940 гг.), Н.А. Минкевича (1883–1942 гг.). Исследованию механизма и кинетики фазовых превращений в металлических сплавах посвящены

работы российских ученых С.Т. Конобеевского, А.А. Байкова, В.Д. Садовского, А.А. Бочвара и многих других.



**Курнаков Николай
Семенович
(1860–1941)**



**Штейнберг Сергей
Семойлович
(1872–1940)**



**Минкевич Николай
Антонович
(1883–1942)**



**Конобеевский
Сергей Тихонович
(1890–1970)**



**Байков Александр
Александрович
(1870–1946)**



**Бочвар Андрей
Анатольевич
(1902–1984)**

Среди зарубежных ученых большой вклад в изучение железоуглеродистых сплавов внесли А. Ле-Шателье (Франция), Р. Аустен (Англия), Ф. Осмонд (Франция) и др. Важнейшие рентгеноструктурные исследования сплавов выполнили М. Лауэ и П. Дебай (Германия), У.Г. Брэгг и У.Л. Брэгг (Англия). Широко известны работы Э. Бейна,

Р. Мейла (США) и Велера (Германия) в области теории фазовых превращений.

Объединенными усилиями экспериментаторов и теоретиков, среди которых следует отметить В.Т. Риды (США), А.Х. Коттрелла (Англия), Ж. Фриделя (Франция), Я.И. Френкеля, Г.В. Курдюмова, И.А. Одингга и В.И. Трофимова (Россия), А. Зегера (Германия) и др., учение о нарушениях (дефектах) кристаллической структуры стало базой, на которой развиваются современные представления о природе прочности, пластичности, разрушения.



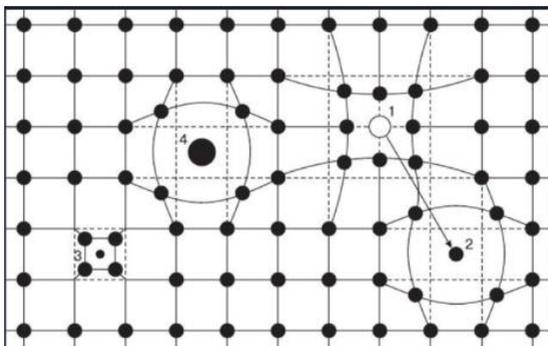
**Курдюмов Григорий
Вячеславович
(1902–1996)**



**Одинг Иван
Августович
(1896–1964)**



**Френкель
Яков Ильич
(1894–1952)**



Образование дефекта по Френкелю

Черные металлы подразделяются на:

– железные: железо, кобальт, никель, марганец. Кобальт, никель и марганец часто применяют как добавки к сплавам железа, а также в качестве основы для соответствующих сплавов, похожих по своим свойствам на высоколегированные стали;

– тугоплавкие: титан, вольфрам, хром, молибден и др.
– температура плавления выше, чем железа (> 1539 °C).
Применяют как добавки к легированным сталям, а также в качестве основы для соответствующих сплавов;

– урановые: актиний и актиноиды, имеющие преимущественное применение в сплавах для атомной энергетики;

– редкоземельные: лантан, церий, неодим и др., объединяемые под названием лантаноиды. Эти металлы обладают близкими химическими свойствами, но различными физическими (температура плавления и т.д.). Их применяют как присадки к сплавам др. элементов;

– щелочноземельные: литий, натрий, кальций и др., которые в свободном металлическом состоянии не применяются.

Цветные металлы подразделяются на:

– легкие: бериллий, магний, алюминий, обладающие малой плотностью;

– благородные: серебро, золото, металлы платиновой группы, обладающие высокой коррозионной устойчивостью;

– легкоплавкие металлы: цинк, олово, свинец и др.

Металлы в твердом и отчасти в жидком состоянии обладают рядом характерных свойств:

- 1) высокой тепло- и электропроводностью;
- 2) положительным температурным коэффициентом электросопротивления: с повышением температуры электрическое сопротивление чистых металлов возрастает;
- 3) термоэлектронной эмиссией, то есть могут испускать электроны при нагреве;
- 4) хорошей отражательной способностью: металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском;
- 5) повышенной способностью к пластической деформации, т.е. к деформации, при которой после снятия (удаления) приложенных сил (нагрузки) тело не восстанавливает своей первоначальной формы и размеров.

Наличие таких свойств и характеризует металлическое состояние вещества. Металлы имеют особый вид «металлической связи». Взаимодействие электронов внешних оболочек различных атомов создает такую связь (силы сцепления) между атомами металла. В результате сил сцепления ион-атомы располагаются в пространстве в геометрически правильном порядке с определенной закономерностью в форме кристаллических решеток и удерживаются один возле другого электронным «газом» (рис. 1.2). При этом ядра ион-атомов совершают малые колебания около своих равновесных положений в кристаллических решетках, а электроны свободно перемещаются в решетке, обеспечивая хорошую тепло- и электропроводность, которые снижаются с повышением температуры.

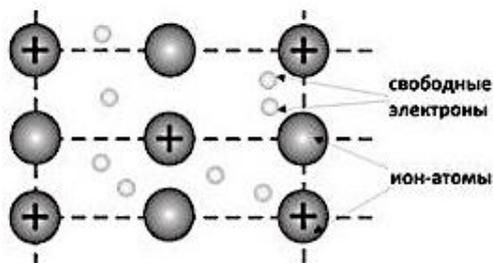


Рис. 1.2 – Схема строения металла

Порядок расположения ион-атомов в кристаллической решетке различный, расстояния между центрами ион-атомами (параметры или периоды решеток) для различных металлов неодинаковы. Атомные связи различаются в основном по характеру сил притяжения, так как энергия отталкивания (рис. 1.3), как правило, связана с деформацией электронных оболочек ион-атомов и существенна на расстояниях, меньших или равных диаметру ион-атома.

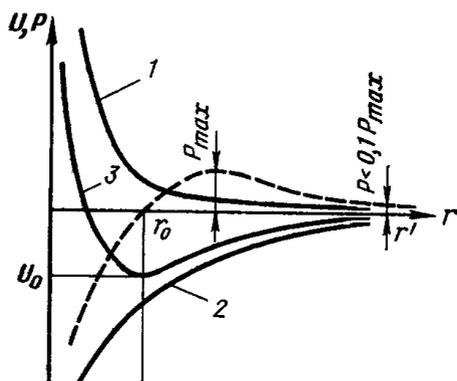


Рис. 1.3 – Изменение потенциальной энергии (U) при наличии только сил отталкивания (1), только сил притяжения (2), полной энергии (3) и силы взаимодействия пары атомов P (штриховая линия) в зависимости от расстояния r между ними

Металлы представляют собой поликристаллические тела, состоящие из большого числа мелких (10^{-1} – 10^{-4} см), различно ориентированных один по отношению к другому кристаллов (рис. 1.4). Расстояние между атомами в кристалле $r = r_0$ (см. рис. 1.3), соответствующее минимуму энергии системы U_0 , определяется равенством конкурирующих сил притяжения и отталкивания между валентными электронами и ионами. Минимальная потенциальная энергии U_0 и определяет энергию связи, которая равна работе, необходимой для удаления соседних атомов на бесконечно большое расстояние.

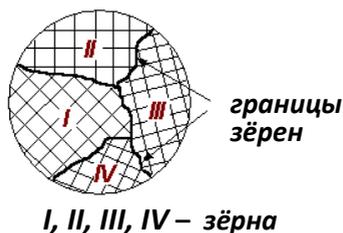


Рис. 1.4 – Границы кристаллов (зёрен)

Чистые металлы не обладают требуемыми механическими и технологическими свойствами для обеспечения работоспособности деталей, узлов и механизмов автотранспортной техники, поэтому наиболее широко в технике (промышленности) используют сплавы.

Металлическим сплавом называется вещество, состоящих из двух и более исходных компонентов, преимущественно металлических.

В настоящее время сплавы в основном получают сплавлением, в процессе которого компоненты различно взаимодействуют друг с другом, образуя фазы.

Фазой называется однородная по химическому составу, кристаллической структуре, физическим свойствам часть гетерогенной термодинамической системы, отделенная от других ее частей поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура изменяются скачком (рис. 1.5).

Системой называется совокупность фаз, находящихся в равновесии при определенных внешних условиях (температура, давление). Система может быть простой, если она состоит из одного элемента (чистый металл), и сложной — из нескольких элементов (сплав).

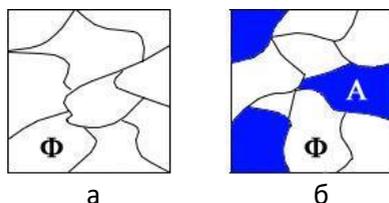


Рис. 1.5 – Разновидности строения сплавов:
а – однофазные (Fe); б – двухфазные

1.2. Особенности атомно-кристаллического строения

Под атомно-кристаллической структурой металлов и сплавов понимают взаимное расположение ион-атомов в кристалле (зерне). Зёрна состоят из ион-атомов, расположенных в периодически повторяющемся в трех измерениях порядке. Наименьший комплекс атомов, многократно

повторяющийся в трехмерном пространстве и позволяющий воспроизвести пространственную кристаллическую решётку, называют элементарной ячейкой (заштрихована в верхнем левом углу на рис. 1.6).

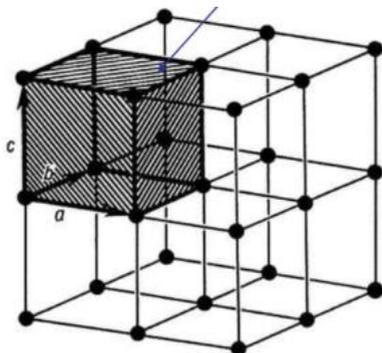


Рис. 1.6 – Кристаллическая решетка

На рис. 1.7 показаны три наиболее характерных для металлов типа элементарных ячеек кристаллических решёток: объёмноцентрированная кубическая (ОЦК), гранецентрированная кубическая (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГПУ), а также схемы упаковки в них ион-атомов.

Атомы объёмноцентрированной кубической решетки (ОЦК) расположены в вершинах куба, а один атом – в центре его объема (рис. 1.7, а). В гранецентрированной кубической решётке (ГЦК) атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани (рис. 1.7, б).

В гексагональной ГПУ-решётке атомы расположены в вершинах и центре шестигранных оснований призмы, а три атома – в средней плоскости призмы (рис. 1.7, в).

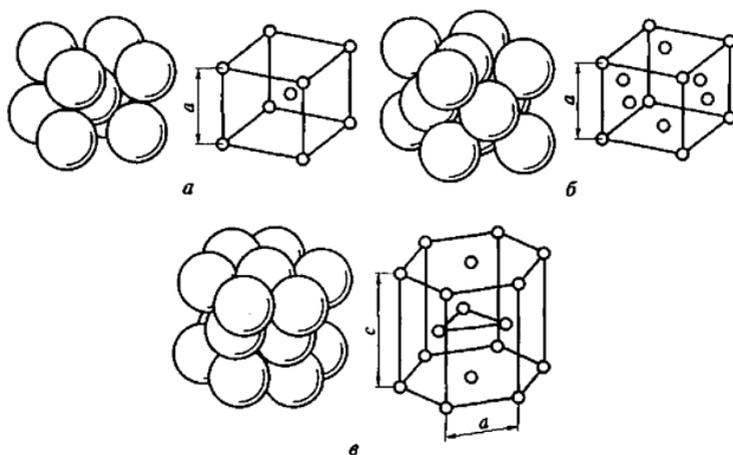


Рис. 1.7 – Характерные для металлов типы элементарных ячеек кристаллических решеток: ОЦК (а), ГЦК (б) и ГПУ (в), а также схемы упаковки в них ион-атомов

Из-за неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях и направлениях кристаллической решётки (рис. 1.8) многие свойства отдельно взятого кристалла/зерна (химические, физические, механические) по данному направлению отличаются от свойств в другом направлении и, естественно, зависят от того, сколько атомов встречается в этом направлении. Различие свойств в разных направлениях носит название *анизотропии*, характерной для кристаллического строения. В аморфных телах с хаотическим расположением атомов в пространстве расстояния между атомами в различных направлениях равны, вследствие чего их свойства не различаются в разных направлениях, то есть аморфные тела *изотропны*.

Технические металлы являются поликристаллами, то есть состоят из множественной совокупности кристаллитов

(зёрен) с различной ориентацией в разных направлениях. При этом их химические, физические, механические свойства во всех направлениях усредняются.

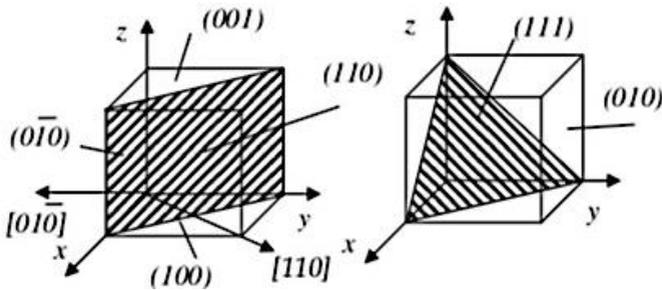


Рис. 1.8 – Основные кристаллографические направления и плоскости

Некоторые металлы при разных температурах могут иметь различную кристаллическую решетку (табл. 1.1 и 1.2). Способность металла существовать в различных кристаллических формах носит название *полиморфизм* или *аллотропия*. Принято обозначать полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, индексом α (α -Fe), при более высокой – β , – γ и т.д.

Таблица 1.1

Типы кристаллических решёток важнейших металлов без полиморфных превращений

Тип кристаллической решетки	Металл
ОЦК	Na, K, V, Nb, Cr, Mo, W
ГЦК	Ag, Au, Pt, Cu, Al, Pb, Ni
ГПУ	Be, Mg, Zn, Cd

Таблица 1.2

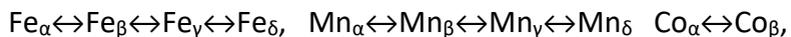
**Типы кристаллических решёток важнейших металлов
с полиморфными превращениями**

Тип кристаллической решетки	Металл	Аллотропическая форма	Интервал температур существования данной формы
ОЦК ГЦК ОЦК	Fe	α γ δ	До 911 °С 911–1392 °С 1392–1536 °С
ГПУ ГЦК	Co	α β	До 477 °С 477–1430 °С
Алмазная Тетрагональная объёмноцентрированная	Sn	α β	До 13 °С 13–232 °С
ГПУ ОЦК	Zr	α β	До 862 °С 862–1852 °С
ГПУ ОЦК	Ti	α β	До 882 °С 882–1668 °С

Полиморфные изменения кристаллической решетки приводят к скачкообразным изменениям физико-химических свойств металла (удельного объема, теплоемкости, тепло- и электропроводности, магнитных, механических, химических свойств и т.д.) и называются полиморфными превращениями. Различные полиморфные состояния металла или сплава называют модификациями. Способность металла существовать в различных модификациях называется полиморфизмом.

Полиморфные превращения встречаются у чистых металлов (к ним применяют термин *аллотропические превращения*), а также в твердых растворах и химических соединениях (например, мартенситные реакции).

Известны полиморфные превращения для металлов:



а также для Ca, Li, Na, Cs, Sr, Te, Zr, V, большого числа редкоземельных металлов и др. Плутоний насчитывает шесть кристаллических форм – α , β , γ , δ , δ' и ϵ .

Полиморфное превращение происходит случае, когда при данной температуре металл может существовать с меньшим запасом свободной энергии и, соответственно, с иной кристаллической решеткой или иными параметрами при одинаковой форме решетки.

Из рис. 1.9 видно, что в интервале температур 911–1392 °С устойчивой является модификация Fe_γ (γ -железо) с ГЦК кристаллической структурой (с длиной ребра куба $a = 3,63 \times 10^{-8}$ см), имеющей меньшую свободную энергию, чем модификация Fe_α (α -железо) с ОЦК кристаллической структурой (с длиной ребра куба $a = 2,87 \times 10^{-8}$ см).

При температурах выше 1392 °С устойчиво δ -железо (Fe_δ) с ОЦК кристаллической структурой, а ниже 911 °С вплоть до 768 °С устойчиво β -железо (Fe_β) также с ОЦК кристаллической структурой, так как его свободная энергия для таких температур меньше, чем у γ -железа (Fe_γ). Температуре 911 °С соответствует превращение γ -железа (Fe_γ) в немагнитное β -железо (Fe_β). При температуре 768 °С

происходят изменения во внешних электронных оболочках атомов, вследствие чего β -железо (Fe_β) трансформируется в α -железо (Fe_α), которое приобретает магнитные свойства.

Температура, при которой осуществляется переход из одной модификации аллотропической формы в другую, называется *температурой полиморфного превращения*.

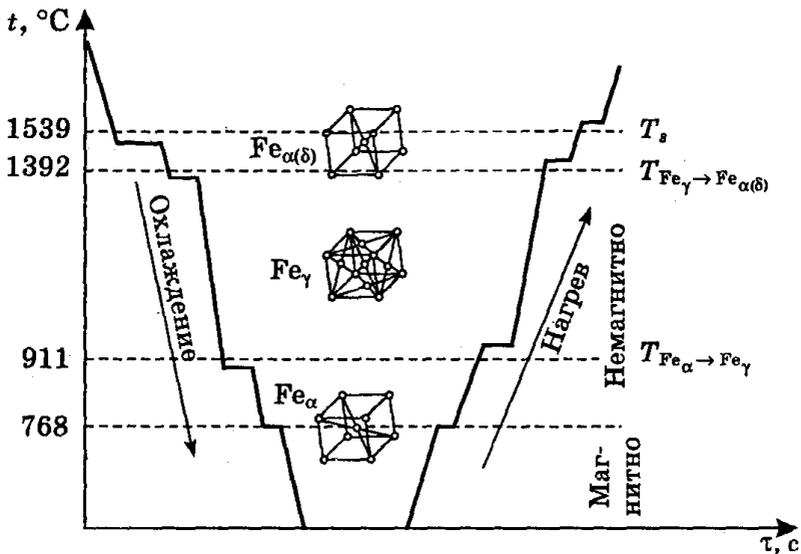


Рис. 1.9 – Кривые охлаждения и нагрева Fe-C-сплава

Стабильность полиморфных модификаций при определенных значениях температуры и давления определяется значением термодинамического потенциала (свободной энергии):

$$G = H - ST,$$

где H – энтальпия (общий запас внутренней энергии, теплосодержание);

S – энтропия (емкость связанной энергии)
в кал/ (град·моль);

T – температура.

Более стабильной при фиксированной температуре будет полиморфная модификация, имеющая меньшее алгебраическое значение термодинамического потенциала G , что может быть достигнуто либо за счет малой энтальпии H , либо большой энтропии. Вследствие меньшей энтальпии ГЦК и ГПУ кристаллические структуры устойчивы при низких температурах, а более «рыхлая» ОЦК кристаллическая структура устойчива при повышенных температурах (табл. 1.1). Стабильность ОЦК решетки в железе и при низких температурах связывают с возрастанием электронной составляющей энтропии.

При полиморфном превращении кристаллиты (зёрна) новой полиморфной формы и структуры растут в результате неупорядоченных переходов атомов через границу фаз, представляющих собой обособленную часть металла или сплава, имеющую одинаковый состав, строение и свойства. Отрываясь от решетки исходной фазы (например, β), атомы поодиночке или группами присоединяются к решетке новой фазы (в частности, α), и, как следствие этого, граница зерна α передвигается в сторону зерна β , «поедая» исходную фазу β .

Удобным местом для зарождения новой фазы считаются границы зерен или зоны с повышенным уровнем свободной энергии.

Причиной зарождения новой фазы на границах зёрен является воздействие ряда следующих факторов:

– влияние термодинамического стимула: при образовании зародыша новой фазы исчезает некоторая часть границы зерна, и высвобождающаяся при этом избыточная энергия межзеренной поверхности раздела исходной (матричной) фазы идет на образование новой фазы;

– влияние концентрационного фактора: сосредоточение на границах зерен поверхностно-активных элементов (примесей) облегчает процесс зарождения и образования новой фазы;

– влияние кинетического фактора: для зарождения и роста новой фазы требуется диффузия, и вклад этого процесса весьма существенен и имеет решающее значение для преимущественного зарождения частиц новой фазы.

По ряду причин сказывается стимулирующее влияние структурного фактора – процесс зародышеобразования новой модификации облегчается на дефектах упаковки, представляющих собой локализованные нарушения пространственной закономерности расположения атомных слоев, то есть прослойки с иной кристаллической структурой, чем исходная (матричная) фаза. Если возникающая новая фаза имеет кристаллическую решетку того же типа, что и дефект упаковки, то последний служит готовым зародышевым центром новой фазы. Проявляется также действие концентрационного фактора – химические неоднородности, ликвации из-за различающейся растворимости легирующего компонента на дефектах упаковки (атмо-

сферы Су-зукки) представляют собой готовые концентрационные флуктуации, необходимые для зарождения частиц новой фазы по диффузионному механизму.

Аналогичны проявления по действию концентрационного фактора, а именно – готовых флуктуаций по составу неоднородностей из атомов растворенного компонента сплава и примесных атомов (атмосферы Коттрелла) вблизи дислокаций и линейных дефектов кристаллической решетки исходной (матричной) фазы. Необходимо учитывать также вклад кинетического фактора, обусловленного тем, что диффузионная подвижность примесных атомов вдоль дислокационных трубок заметно выше, чем в исходной (матричной) фазе. Влияние дислокаций на процесс зарождения частиц новой фазы, как и границ зёрен, наиболее полно проявляется при пониженных температурах.

1.3. Реальное строение металлов и дефекты кристаллических решеток

В кристаллической решетке реальных металлов имеются различные дефекты (несовершенства), которые нарушают связи между атомами и оказывают влияние на свойства металлов. Различают следующие структурные несовершенства:

- точечные: малые во всех трех измерениях;
- линейные: малые в двух измерениях и сколь угодно протяженные в третьем;
- поверхностные – малые в одном измерении;

– объемные дефекты: сколь угодно протяженные во всех трех измерениях.

1.3.1. Точечные дефекты

Одним из распространенных несовершенств кристаллического строения является наличие точечных (нульмерных) дефектов: вакансий, дислоцированных атомов (рис. 1.10) и примесные атомы, то есть атомы других элементов (рис. 1.11).

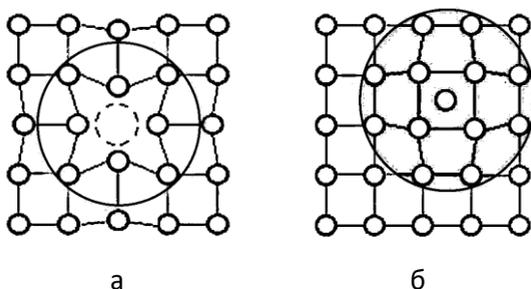


Рис. 1.10 – Точечные дефекты:
вакансия (а) и дислоцированный атом (б)

Вакансия – отсутствие атомов в узлах кристаллической решетки, «дырки» (рис. 1.10, а), которые образовались в результате различных причин. Образуется вакансия при переходе атомов с поверхности в окружающую среду или из узлов решетки на поверхность (границы зёрен, пустоты, трещины и т.д.) в результате пластической деформации, при бомбардировке тела атомами или частицами высоких энергий (облучение в циклотроне или нейтронное облучение в ядерном реакторе). Концентрация вакансий в значительной степени определяется температурой тела. Перемещаясь по кристаллу, одиночные вакансии могут встре-

чаться и объединяться в дивакансии. Скопление многих вакансий может привести к образованию объемных дефектов (пор, пустот).

Дислоцированный атом – это атом, вышедший из узла решетки и занявший место в междоузлии (рис. 1.10, б). Концентрация дислоцированных атомов значительно меньше, чем вакансий, так как для их образования требуются существенные затраты энергии. При этом на месте переместившегося атома образуется вакансия. Дислоцированные (межузельные) атомы (см. рис. 1.10, б) являются как бы избыточными атомами и располагаются в междоузлиях (микропорах).

В металле всегда присутствуют примесные атомы, так как в большинстве случаев экономически невыгодными являются затраты на их удаление. Примесные атомы могут иметь размеры больше или меньше размеров основных атомов и располагаются в узлах решетки или междоузлиях (рис. 1.11). Примесные атомы внедрения (рис. 1.11, б) занимают аналогичные позиции дислоцированным (межузельным) атомам, образуя, тем самым, твердый раствор внедрения. Примесные атомы могут располагаться и в узлах кристаллической решетки (рис. 1.11, а), занимая места атомов основного компонента с образованием твердого раствора замещения.

Вакансии являются самой важной разновидностью точечных дефектов, они ускоряют все процессы, связанные с перемещениями атомов (диффузия, спекание порошков и т.д.).

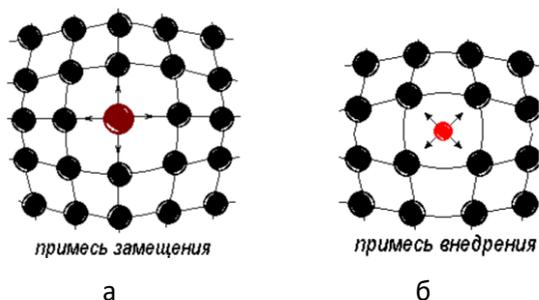


Рис. 1.11 – Примесные точечные дефекты кристаллического строения: замещения (а) и внедрения (б)

Точечные дефекты вызывают незначительные искажения решетки, что может привести к изменению свойств тела (электропроводность, магнитные свойства), их наличие способствует процессам диффузии и протеканию фазовых превращений в твердом состоянии. При перемещении по материалу дефекты могут взаимодействовать. В узлах кристаллической решётки атомы колеблются с частотой приблизительно 10^{13} c^{-1} и, взаимодействуя благодаря колебательному движению с соседними атомами, обмениваются кинетической энергией. За счет флуктуации кинетической энергии атомы преодолевают потенциальные барьеры с выходом из узлов кристаллической решетки. Вакансии чаще образуются в результате перехода атомов из узлов решетки на поверхность (границу зерна, пустоты, трещины и т.д.), реже в результате перехода в междоузлие с одновременным образованием дополнительно еще одного вида точечных дефектов – комбинации вакансии и междоузельного (дислоцированного) атома, что представляет собой парный дефект Френкеля (рис. 1.12).

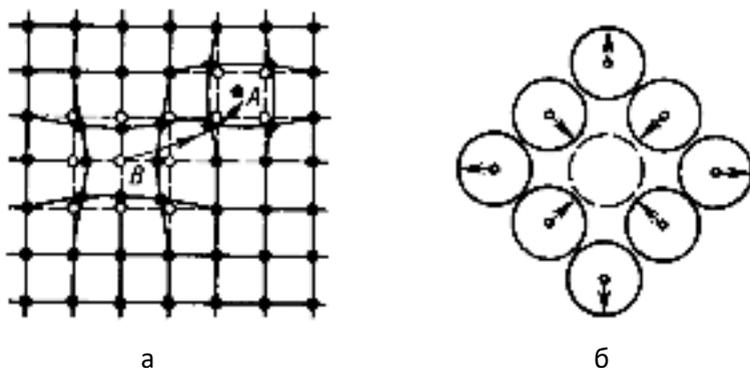


Рис. 1.12 – Межузельный (дислоцированный) атом А и вакансия В образуют в кристаллической решётке парный эффект Френкеля (а) со смещением атомов вокруг вакансии (а и б) и межузельного атома (а)

Межузельные атомы и вакансии вызывают упругие искажения в кристаллической решетке (рис. 1.12, а): вакансии можно рассматривать как центр всестороннего локального растяжения, а межузельный атом – локального сжатия. Из теории упругого поля следует, что напряжения и деформации вокруг таких центров убывают обратно пропорционально третьей степени расстояния от него. Заметные смещения соседних атомов из равновесных положений создаются на расстоянии одного-двух атомных диаметров. Быстрое затухание атомных смещений при удалении от центра точечного дефекта свидетельствует о том, что поля напряжений здесь *близкодействующие*.

Межузельный атом смещает близлежащих соседей на расстояние, равное 20% от межатомного, что приводит к более существенному повышению напряжений и де-

формаций, чем при образовании вакансий. Поэтому энергетические затраты (энергия активации) на их образование в 3–4 раза выше, чем для вакансий. Следствием этого является тот факт, что их концентрация несоизмеримо ниже, чем вакансий и вакансии являются основными точечными дефектами (не считая примесных атомов).

На концентрацию точечных дефектов, кроме температуры (тем бóльших, чем выше температура), оказывают влияние резкое охлаждение, высокая степень деформации кристалла (например, ковкой), а также облучение металлов потоками высокой энергии (радиационное облучение и пр.). В последнем случае количество дефектов зависит не от температуры, а от природы кристалла и энергии бомбардирующих быстрых частиц, которые соударяются с атомами и выбивают их из положения равновесия, образуя дефекты Френкеля.

1.3.2. Линейные дефекты

Линейные дефекты являются более сложным нарушением структуры кристаллической решетки и связаны с нарушением места положения целой группы атомов, расположенных вдоль какой-либо воображаемой линии в кристалле. Несовершенства кристаллической решетки в виде линейных дефектов имеют размеры, близкие к атомным расстояниям в двух измерениях и значительную протяженность в третьем измерении. К этому виду дефектов относятся дислокации, простейшими из которых являются краевые, винтовые и смешанные.

Краевая дислокация может быть образована сдвигом одной части кристалла относительно другой на одно межатомное расстояние (рис. 1.13, а). При этом в верхней части кристалла образуется одна дополнительная плоскость, называемая экстраплоскостью (рис. 1.13, б).

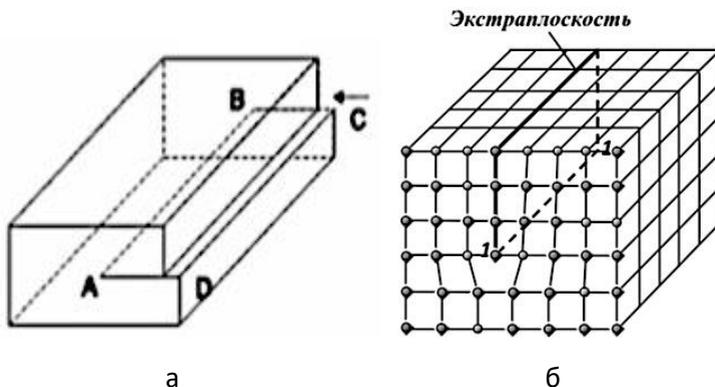


Рис. 1.13 – Образование краевой дислокации АВ при сдвиге (а), экстраплоскость и положительная краевая дислокация (б)

Наибольшие искажения в кристаллической решетке от наличия экстраплоскости находятся вблизи ее нижнего края: выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше, а ниже края – больше нормальных. На кромке экстраплоскости атомы имеют меньше соседей, чем любой другой атом внутри решетки. Вдоль линии дислокации искажения кристаллической решетки распространяются на большое расстояние. В двух других измерениях поперек линии дислокации они простираются всего на несколько параметров. Выход дислокаций на поверхность зерен обнаруживается в виде ямок травления. Таким образом, край экстраплоскости создает одномерный линейный де-

фект

в кристаллической решетке. Сам край экстраплоскости в этом дефекте называется ядром дислокации. Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокация считается положительной и обозначается знаком – \perp . Если экстраплоскость находится в нижней части кристалла, то дислокация считается отрицательной и обозначается – \top .

В ядре дислокации диаметром приблизительно в два межатомных расстояния с центром у края экстраплоскости наблюдается наибольшее искажение кристаллической решетки. Можно представить, что данная область несовершенства находится внутри трубы, осью которой является край экстраплоскости, а протяженность (длина трубы) равна длине экстраплоскости. Вне этой трубы строение кристалла близко к идеальному.

Учитывая условия образования дислокации как результат сдвигового процесса, то дислокация – это линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига.

Винтовая (спиральная) дислокация представляет собой дезориентацию блоков кристаллической решетки. Винтовые дислокации располагаются параллельно направлению сдвига (линия AD на рис. 1.14, а). При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности (рис. 1.14, б). Наиболее полное

представление о винтовой дислокации и ее отличиях от краевой дислокации дает модель Вольтерра (рис. 1.15).

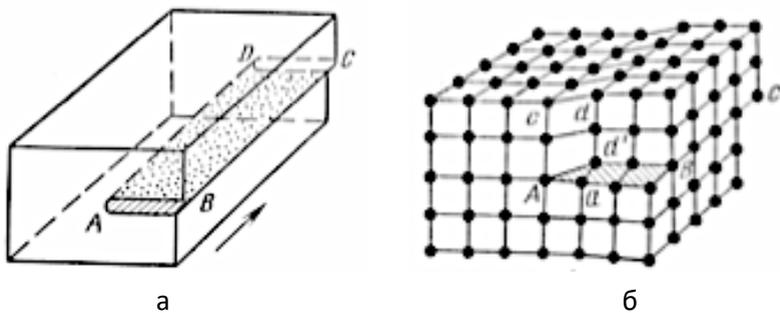


Рис. 1.14 – Винтовая дислокация: а – сдвиг, создавший винтовую дислокацию; б – схема расположения атомов

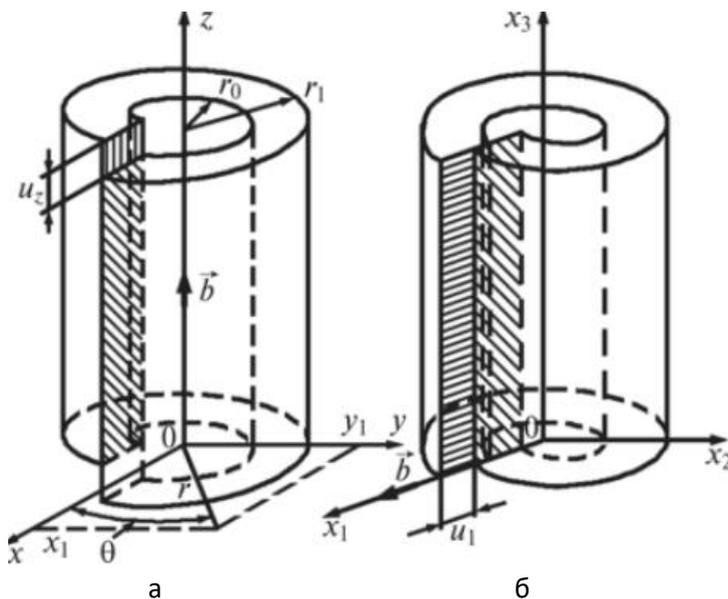


Рис. 1.15 – Модель Вольтерра для винтовой (а) и краевой дислокаций (б) с направлением их вдоль оси Ox_3 (Oz)

Дислокации окружены силовыми полями упругих напряжений, которые взаимодействуют между собой при движении дислокаций. Краевые дислокации, расположенные в одной плоскости скольжения и обладающие одинаковым знаком, отталкиваются одна от другой (рис. 1.16, а), а если они разного знака, то взаимно притягиваются (рис. 1.16, б) и их сближение заканчивается *аннигиляцией*: две экстрплоскости сливаются в единую полную атомную плоскость.

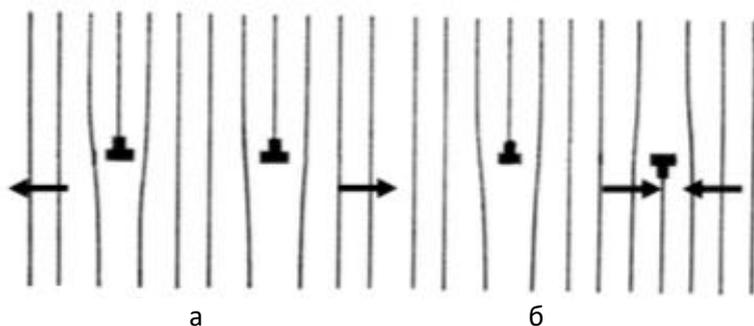


Рис. 1.16 – Схема взаимодействия дислокаций в одной плоскости скольжения: а – одного знака; б – разных знаков

В зависимости от взаимного расположения краевых дислокаций в той же плоскости скольжения образуют межузельные атомы (рис. 1.17, а), а от взаимного расположения краевых дислокаций, удаленных на два межузельных расстояния, образуют вакансии (рис. 1.17, б).

Ортогонально ориентированные дислокации между собой не взаимодействуют. Поэтому при своем движении эти дислокации могут подходить достаточно близко друг к

другу, а основной вклад в энергию их взаимодействия будут вносить ядра дислокаций.

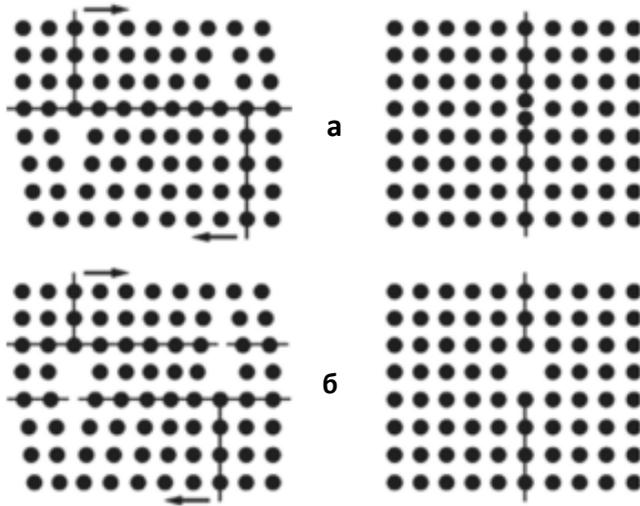


Рис. 1.17 – Результат взаимодействия двух краевых дислокаций противоположного знака, движущихся в той же самой плоскости скольжения (а) и в плоскостях скольжения, параллельно удаленных на два межатомных расстояния (б)

При скольжении краевая дислокация перемещается, все время оставаясь в своей плоскости скольжения (механизм скольжения дислокации). Однако возможен и иной механизм движения этой дислокации – в направлении, перпендикулярном плоскости скольжения. Такой механизм перемещения называется *переползанием* (рис. 1.18). При этом краевая дислокация перемещается вверх или вниз относительно исходной плоскости скольжения благодаря диффузионной миграции точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов) к краю экстраплоскости. Так, если от края экстраплоскости атомы переходят в междууз-

ля (показано стрелкой на рис. 1.18, а), то она будет укорачиваться и, следовательно, краевая дислокация перейдет из исходной плоскости скольжения 1 в вышерасположенную параллельную плоскость скольжения 2.

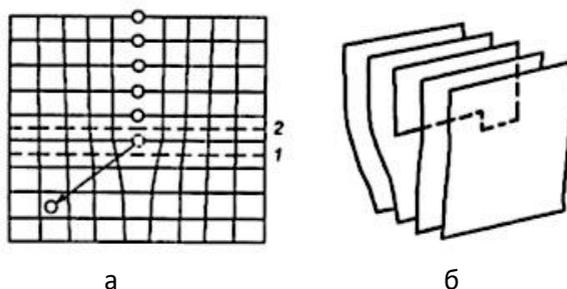


Рис. 1.18 – Перемещение краевой дислокации переползанием: а – положение плоскости скольжения краевой дислокации исходное (1) и после переползания вверх; б – образование порога при переползании краевой дислокации

В отличие от скольжения (или консервативного движения), не связанного с переносом массы, переползание является неконсервативным перемещением и сопровождается переносом массы. Интенсивность переползания в сильной мере определяется температурными условиями вследствие диффузионного перемещения атомов и вакансий, а также в немалой степени зависит от концентрации точечных дефектов, стимулирующих процесс диффузии.

Чаще всего происходит переползание в новую плоскость скольжения не всей дислокации, а лишь ее части с образованием на ней ступеньки, называемой порогом (рис. 1.18, б). Фактически переползание состоит в зарож-

дении порогов и их последующем продвижении вдоль линии дислокации.

Перемещаясь через весь кристалл под действием однонаправленного напряжения, разные по типу дислокации (краевая и винтовая) дадут абсолютно одинаковый конечный результат – дискретный сдвиг на величину межатомного расстояния (рис. 1.19).

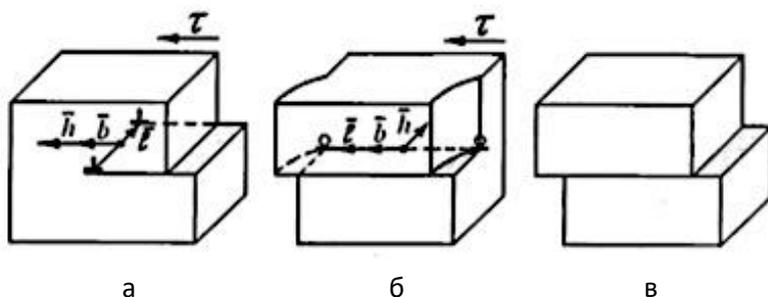


Рис. 1.19 – Схема дискретного сдвига краевой (а) и винтовой (б) дислокации на величину межатомного расстояния (в)

Движение дислокаций в кристалле является в определённом смысле избирательным, и оно наиболее легко идет по плоскостям и направлениям плотнейшей упаковки. Так под действием внешних нагрузок атомы экстраплоскости А краевой дислокации получают некоторое смещение на расстояние, не превышающее межатомное (рис. 1.20, а). Вследствие этого смещенная экстраплоскость А будет упруго взаимодействовать с атомами нижней части соседней полной плоскости ВС (рис. 1.20, б) и при этом разрушится межатомная связь на участке ВС. В результате возникнет новая полная плоскость ВС (рис. 1.20, в), а функ-

ции экстраплоскости передаются верхнему ряду атомов соседней, бывшей полной плоскости BC. Тем самым краевая дислокация перемещается на одно межатомное расстояние. На следующем этапе (в условиях непрерывного воздействия внешней нагрузки) будут разрываться связи DE (рис. 1.20, в) и так далее. Происходит поочередное, эстафетное перемещение атомов на величину, меньшую межатомной, в результате чего дислокация скользит через весь кристалл на большие расстояния. Многократное повторение этого процесса приводит к тому, что дислокация выходит на поверхность кристалла, и верхняя его часть сдвигается относительно нижней – возникает ступенька (рис. 1.19, в).

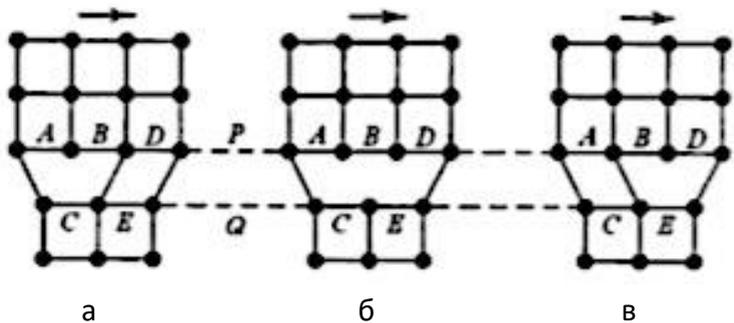


Рис. 1.20 – Последовательность разрыва и восстановления межатомных связей при движении краевой дислокации

Напряжения вокруг краевых (рис. 1.21) и винтовых дислокаций изменяются обратно пропорционально расстоянию от их центра, то есть убывают гораздо медленнее, чем напряжения, возникающие от точечного дефекта и изменяющиеся обратно пропорционально третьей степени

расстояния от него. Вследствие этого поле напряжений от дислокаций – дальнедействующее, тогда как от точечного дефекта – ближнедействующее.

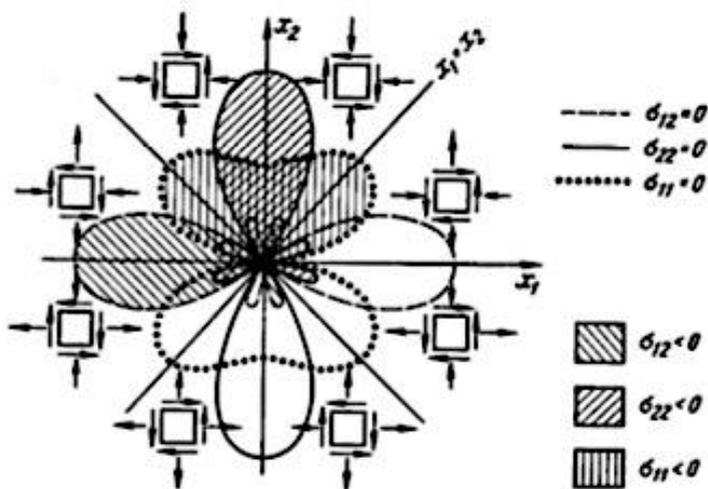


Рис. 1.21 – Линии одинакового уровня напряжений σ_{ij} вокруг краевой дислокации

Типичные примеры дислокационной структуры, выявленные при просвечивании тонкой фольги на электронном микроскопе, приведены на рис. 1.22. Методом просвечивания металлической фольги изучают форму линий дислокаций, определяют количественные характеристики дислокационной структуры, включая плотность дислокаций (концентрацию), которая является важной их характеристикой и представляет собой сумму длин всех дислокаций, приходящуюся на единицу объема кристалла.

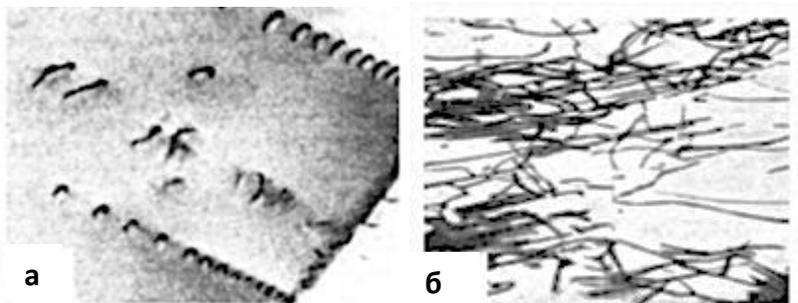


Рис. 1.22 – Линии дислокаций: а – скопление дислокаций в слабдеформированной аустенитной нержавеющей стали $\times 22\ 000$; б – сетка дисдислокаций в нержавеющей стали после растяжения $\times 30\ 000$

Образование дислокаций обусловлено различными причинами. В противоположность образованию точечных дефектов энергия дислокаций составляет лишь несколько электронвольт на один атом и поэтому никакая термическая активация не может быть причиной образования дислокаций.

Как правило, большое число дислокаций в металле содержится после кристаллизации. При кристаллизации металла происходит срастание отдельных участков образующихся кристаллов со смещением их кристаллографических осей и образованием взаимно разориентированных блоков (субзерен), на границе между которыми возникают дислокации. Известно также, что кристаллы зарождаются на готовой подложке, которой служат стенки изложницы (кристаллизатора) и мельчайшие твердые частицы, взвешенные в расплаве. На поверхности таких подложек имеются готовые ступеньки – «двухмерного» заро-

дыша, к которым присоединяются атомы кристаллизующегося расплава. Присоединение атомов к «двухмерной» ступеньке приводит к ее вращению, а поскольку атомы откладываются на винтовую поверхность, то ступенька все время продолжает существовать, облегчая тем самым присоединение атомов к кристаллу и его рост. Таким образом, из подложки как бы «прорастает» в образующийся кристалл винтовая дислокация. Поэтому даже самые совершенные кристаллы, которые удается выращивать, тем не менее не могут не содержать, по меньшей мере, винтовую дислокацию.

Возникновение дислокаций может инициироваться термическими напряжениями, возникающими в металле из-за температурного градиента, и упругими напряжениями, появляющимися в металле вследствие несоответствия кристаллических решеток подложки и растущего кристалла, наличия фаз, сегрегации примесей, пластической деформации, разных «случайностей» роста кристаллов (изгибы «нежных» ветвей дендритов из-за конвекции кристаллизующегося расплава, в частности) и действия других факторов. Каждая система стремится к минимуму своей энергии, и образование дислокаций, сопровождающееся повышением энергии, в итоге компенсируется снижением энергии упругой деформации кристалла.

Дислокации, таким образом, могут возникать не только непосредственно у фронта кристаллизации, но и в полностью затвердевшем металле в непосредственной близости от фронта кристаллизации и вдали от него. Счи-

тается, что основным здесь является вакансионный механизм образования дислокаций: равновесная концентрация вакансий с понижением температуры от температуры кристаллизации резко снижается, а при ускоренном охлаждении создается сильное перенасыщение кристаллов вакансиями. Избыточные вакансии концентрируются в параллельные плоскости плотнейшей упаковки диски, толщиной в один или два слоя вакансий (рис. 1.23, а). Если диаметр вакансионного диска превышает некоторую критическую величину, то под действием сил межатомного притяжения его стороны сближаются, диск сплющивается и происходит его захлопывание с образованием дислокаций 1 и 2 (рис. 1.23, б).

Наиболее важным примером размножения дислокаций является позволяющий генерировать большое количество замкнутых их петель (рис. 1.23, в) механизм Франка-Рида в процессе пластического деформирования.

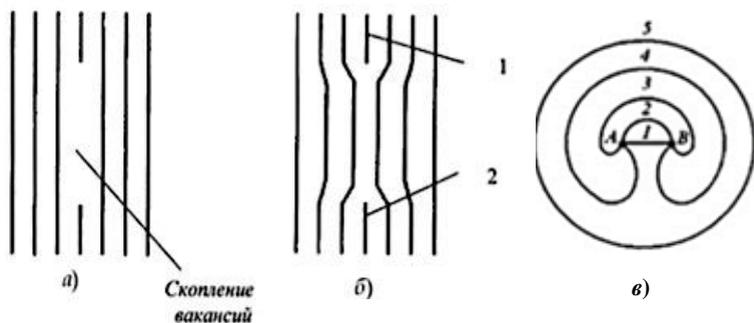


Рис. 1.23 – Схемы образования дислокаций 1 и 2 при захлопывании вакансионного диска (б) и действия источника Франка-Рида (в)

При встрече дислокаций, движущихся в пересекающихся плоскостях, возможно закрепление дислокационных сплетений дислокаций в точке пересечения траекторий их движения (рис. 1.24, а), и как следствие – остановка дислокаций, а при высокой плотности дислокаций в точке пересечения может произойти их суммирование (возникновение гипердислокации, «леса» дислокаций) и даже образование субмикротрещины. На рис. 1.24, б показана схема механизма образования субмикротрещины на пересечении двух линий скольжения. Проходя через «лес» дислокаций, скользящие дислокации испытывают сильное торможение, обусловленное разными причинами.

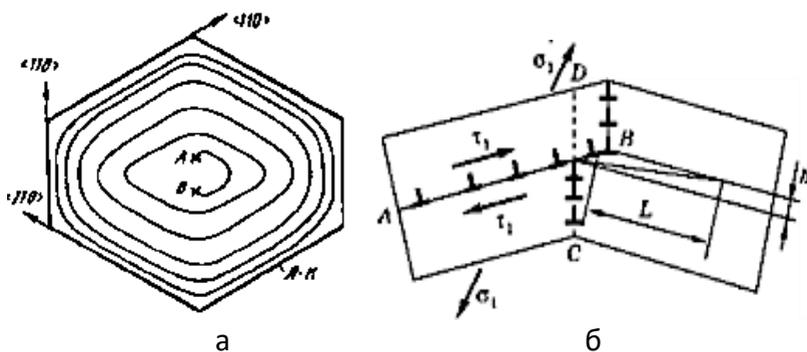


Рис. 1.24 – Нагромождение дислокационных петель от источника Франка-Рида (АВ), окруженного барьерами Ломера-Коттрелла (ЛК)

Сильное тормозящее действие оказывают пороги на винтовых дислокациях, образующиеся в большом количестве при пересечении «леса» дислокаций. Протаскивание таких порогов за дислокацией, связанное с затратой энер-

гии на генерирование точечных дефектов, требует повышенного напряжения. Пороги на краевой дислокации, имеющие краевую ориентацию, могут скользить вместе с дислокацией, но если они диссоциированы, то есть образуют дефект упаковки, ограниченный с двух сторон частичными дислокациями, то необходимо дополнительное напряжение для их стягивания, чтобы стало возможным скольжение. Растянутые пороги очень эффективно тормозят дислокации.

Напряжения от нагромождения дислокаций в одном зерне упруго распространяются через границу и могут привести в действие источники Франка-Рида в соседнем зерне. Следовательно, пластическая деформация передается от зерна к зерну не со скользящими через границу дислокациями, а эстафетным путем.

Около межзеренной границы, как около барьера, возникает нагромождение дислокаций (рис. 1.25, а). Чем больше угол разориентировки соседних зерен, тем ближе одна к другой и сильнее связаны дислокации у межзеренной границы и тем эффективнее ее барьерное действие.

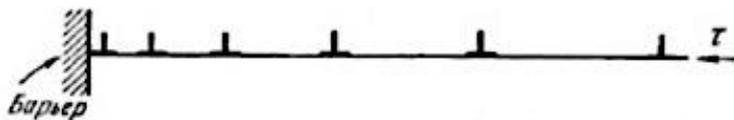


Рис. 1.25 – Нагромождение дислокаций у барьера – межзеренной границы

Взаимодействие дислокаций с дисперсными частицами. Если расстояние между частицами второй фазы достаточно велико, то дислокация под действием приложенного напряжения выгибается между ними (рис. 1.26). При этом из-за линейного натяжения возникает восстанавливающая сила, проталкивающая дислокации между дисперсными частицами обратно пропорционально расстоянию между ними.

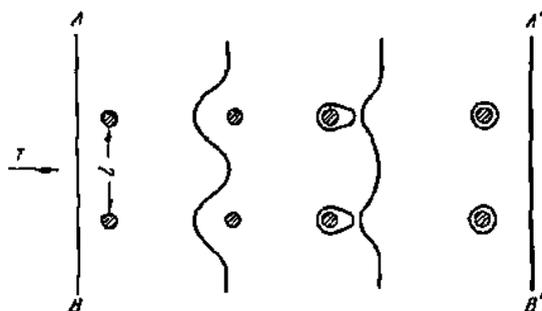


Рис. 1.26 – Стадии выгибания скользящей дислокации между частицами (заштрихованы) второй фазы сплава с образованием петель

Взаимодействие дислокаций и точечных дефектов. Дислокация, особенно краевая, создает сильно сжатые и сильно растянутые участки кристаллической решетки (рис. 1.27). В растянутые места энергетически выгоднее переместиться крупным атомам примеси замещения, а в сжатые – мелким атомам примеси замещения. Атомам внедрения, особенно крупным, также выгоднее перемещаться в область растянутой кристаллической решетки вблизи дислокации. В таком случае вблизи дислокации

образуется скопление примесей, называемое «шубой дислокации», которое уменьшает локальную деформацию вблизи дислокации и энергию дислокации.

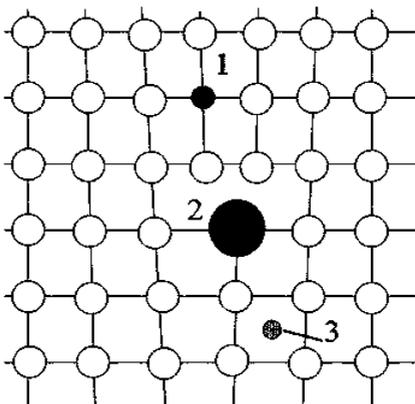


Рис. 1.27 – Энергетически выгодное расположение точечных дефектов вблизи ядра краевой дислокации: более мелкий атом (1) – примесь замещения, более крупный атом (2) – примесь замещения, атом внедрения (3)

При пластической деформации сдвинуть такую дислокацию с места труднее, чем дислокацию без «шубы», поскольку в первом случае дислокация сместится на новое место, где ее энергия будет больше. Считают, что отдельные точечные дефекты и их скопления закрепляют дислокацию. В электронный микроскоп удастся заметить появление крупных примесей вблизи дислокации. Обнаруживаемый «зуб текучести» при испытании образцов на растяжение (рис. 1.28) связывают с отрывом дислокации от шубы, для чего требуется дополнительное усилие растяжения.

Участки кристалла с растянутой кристаллической решеткой вблизи дислокации являются своеобразными каналами облегченной диффузии. Диффузия в сильно деформированных материалах, в которых плотность дислокаций больше, происходит быстрее, чем в недеформированных.

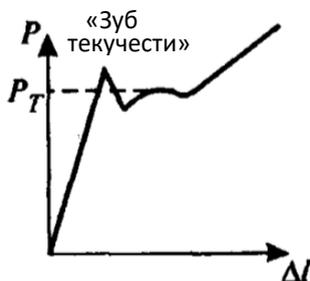


Рис. 1.28 – Диаграмма растяжения с «зубом текучести»

При встрече дислокаций с инородными включениями (неметаллическими включениями, карбидами, интерметаллидами) в результате взаимодействий их полей напряжений происходят торможение, остановка, и при достаточном смещающем усилии дислокации огибают включения и отрываются от них, продолжая движение. При этом вокруг включения остается дислокационная петля. Чем больше концентрация включений и при этом выше их дисперсность, тем выше эффект торможения движения дислокаций.

При перемещении в кристаллической решетке дислокации могут взаимодействовать с примесными атомами, которые диффундируют (происходит их сегрегация) в области напряжений около дислокаций, образуя так называемые облака Коттрелла. В области сжимающих напря-

жений скапливаются примеси, радиусы атомов которых меньше радиусов атомов основного металла, а в области растягивающих напряжений – примесные атомы с большим радиусом. В обоих случаях это приводит к снижению уровня напряжений, а, следовательно, к уменьшению потенциальной части свободной энергии; процесс развивается самопроизвольно при условии достаточных скоростей диффузии примесных атомов.

1.3.3. Поверхностные дефекты

Реальный промышленный металл – поликристаллическое твёрдое тело. Он состоит из множества кристаллов или зёрен. Размер этих зёрен может быть различным и составляет от нескольких микронов до нескольких миллиметров. Соседние зёрна разориентированы друг относительно друга на угол в несколько десятков градусов, то есть зёрна разделяет большеуголовая граница рис. 1.29.

В области границ зёрен решётка одного кристалла, имеющего определённую ориентацию, переходит в решётку другого кристалла, имеющего иную ориентацию. Граничная область между зёрнами обычно бывает шириной от 2 до 10 межатомных расстояний. Для границы характерны большие промежутки между атомами (повышенная рыхлость). Это является причиной более быстрой диффузии по границам зерен, а также объясняет их высокую подвижность. Атомы на границах зерен находятся в неравновесном состоянии и склонны вступать в химические реакции. Этим объясняется повышенная травимость границ зерен.

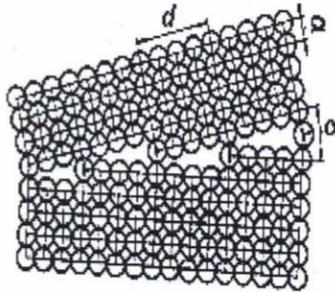


Рис. 1.29 – Кристаллическое строение двух соседних зёрен, расположенных под углом α , и границы между ними

На границе между зёрнами имеется большое число дислокаций, микроучастков с искажениями кристаллической решётки. Также на границах зёрен может находиться значительное количество атомов примесей, имеющих в металле. Следовательно, зернограничная поверхность небольшой толщины насыщена дефектами кристаллического строения, искажениями решётки, атомами примесей, то есть границы зёрен являются поверхностными дефектами кристаллического строения.

Зёрна, в свою очередь, состоят из более мелких образований, называемых фрагментами и блоками (субзёрнами – самыми мелкими структурообразованиями размером от 0,1 до 10 мкм), которые расположены под углом в несколько градусов друг к другу и в несколько минут соответственно (рис. 1.30). Поэтому границы между фрагментами или блоками обычно называют малоугловыми, в отличие от большеугловых границ в несколько десятков градусов между зёрнами (см. рис. 1.29).

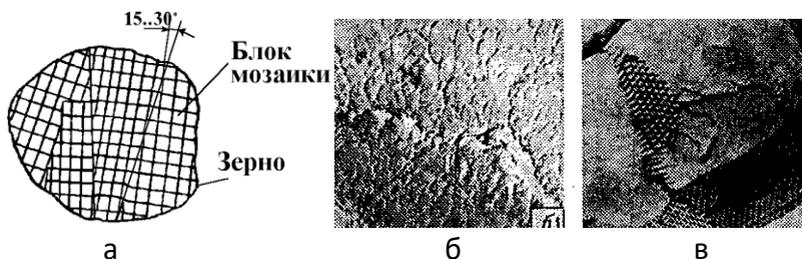


Рис. 1.30 – Блочная (мозаичная) структура зерна: а – схема зерна и блочной структуры; б – реальная структура металла ($\times 20\ 000$); в – дислокационная структура границ блоков ниобия ($\times 44\ 000$)

1.3.4. Объемные дефекты

К объемным дефектам относятся разного размера пустоты, поры, трещины, царапины, включения и т.п.). Они имеют значительные размеры во всех трех направлениях.

1.3.5. Кристаллизация металлов

В зависимости от температуры любое вещество (система – химические элементы, независимые химические соединения, между которыми или частями которых обеспечена возможность обмена энергией, а также процессов диффузии) может быть в твердом, жидком или в газообразном состояниях.

Переход металла из твёрдого состояния в жидкое называется плавлением; обратный процесс называется кристаллизацией. Кристаллизация и плавление металлов обусловлены тем, что новое состояние в новых условиях является энергетически более устойчивым, обладает меньшим запасом энергии.

Энергетическое состояние системы, имеющей огромное число охваченных тепловым движением частиц (атомов, молекул), характеризуется особой термодинамической функцией F , называемой свободной энергией, которая определяется следующим образом:

$$F = U - Ts,$$

где U – внутренняя энергия системы;

Ts – абсолютная теоретическая температура кристаллизации;

S – энтропия.

Чем больше свободная энергия системы, тем система менее устойчива, и если имеется возможность, то система переходит в состояние, где свободная энергия меньше.

С изменением внешних условий, например, температуры, свободная энергия системы изменяется по сложному закону, но различно для жидкого и твердого состояний (рис. 1.31).

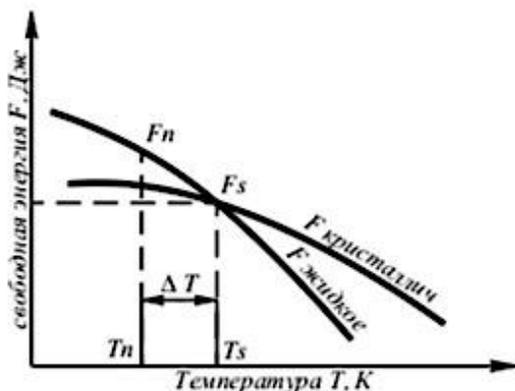


Рис. 1.31 – Изменение свободной энергии жидкого и кристаллического состояний вещества в зависимости от температуры

Выше температуры T_s меньшей свободной энергией обладает вещество в жидком состоянии, ниже T_s – вещество в твердом состоянии. При температуре, равной T_s , свободные энергии жидкого и твердого состояний вещества равны. Эта температура T_s и есть равновесная или теоретическая температура кристаллизации, в том числе металла или сплава.

Для начала кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе и сопровождался уменьшением свободной энергии системы. Из кривых (рис. 1.31) видно, что это возможно только тогда, когда жидкость будет охлаждена ниже точки T_s .

Температура, при которой практически начинается кристаллизация металла, называется *фактическая температура кристаллизации*.

Охлаждение металла, находящегося в жидком состоянии ниже температуры кристаллизации, называется *переохлаждением*.

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

$$\Delta T = T_s - T_f.$$

Охлаждение металла в жидком состоянии сопровождается плавным понижением температуры. Переход металла из жидкого состояния в кристаллическое характеризуется кривыми в координатах «температура – время» (рис. 1.32). При достижении температур кристаллизации на кривой «температура – время» появляются горизон-

тальные площадки, так как отвод тепла компенсируется выделяющейся при кристаллизации скрытой теплотой кристаллизации.

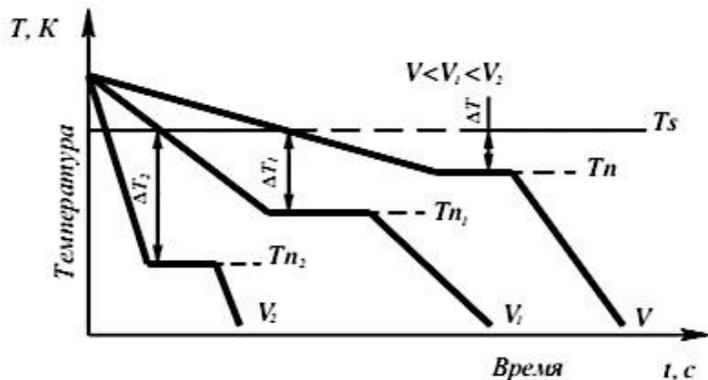


Рис. 1.32 – Кривые охлаждения при кристаллизации металла

Процесс кристаллизации металла состоит из двух элементарных процессов. Первый процесс состоит из зарождения мельчайших частиц, которые называются центрами кристаллизации ЦК, второй процесс – в росте кристаллов из этих ЦК (рис. 1.33).

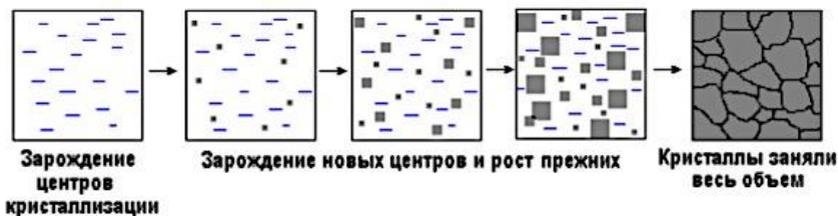


Рис. 1.33 – Схема процесса кристаллизации металла

Минимальный размер ЦК, способного к росту зародыша, называется *критическим размером зародыша* (ЦК).

По мере развития кристаллизации в нем участвуют все большее и большее число ЦК. Поэтому процесс вначале ускоряется, пока в какой-то момент взаимное столкновение растущих из ЦК кристаллов начинает заметно препятствовать их росту. Закономерность взаимосвязи между скоростью зарождения ЦК, скоростью их роста СК и степенью переохлаждения (рис. 1.34) имеет очень большое практическое значение.

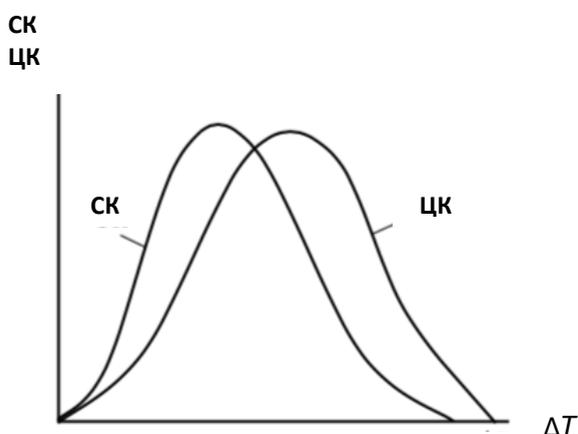


Рис. 1.34 – Зависимость скорости зарождения ЦК и скорости роста кристаллов СК от степени переохлаждения ΔT

Рост кристаллов замедляется еще и потому, что количество жидкости, в которой образуются новые кристаллы, становится все меньше. В процессе кристаллизации, пока кристалл окружен жидкостью, он часто имеет правильную форму, но при столкновении и срастании кристаллов их правильная форма нарушается. Внешняя форма кристалла оказывается зависимой от условий соприкосно-

вления растущих кристаллов. Вот почему кристаллы металла – зёрна (кристаллиты) не имеют правильной формы.

Для получения в отливках более мелкого зерна необходимо охлаждать их с возможно большей скоростью, но по различным причинам это не всегда целесообразно. Экспериментально установлено, что чем больше зародышей в единице объема металла, находящегося в жидком состоянии (расплава), тем больше кристаллов образуется и тем они мельче и выше механические, технологические и эксплуатационные свойства отливок, слитков и получаемых из них изделий и полуфабрикатов посредством измельчения (диспергирования) литой структуры. По этой причине при производстве отливок стараются облегчить формирование зародышей кристаллизации, ЦК.

Величину зерна в отливках уменьшить можно путём введения в подвергаемый кристаллизации расплав мелких растворимых и труднорастворимых частиц, которые будут ЦК. Такой способ получил название *модифицирования*, а вещество, способствующее образованию зародышей кристаллизации, называют *модификатором*.

Модификаторы, получившие наибольшее применение, способствуют повышению смачиваемости контактирующих с расплавом мелких труднорастворимых частиц и, тем самым, облегчающим образование твердой фазы. Примеры вводимых в расплав модификаторов 1-го рода в виде растворимых частиц при модифицировании расплава приведены в табл. 1.3. Более подробные данные по раци-

ональным модификаторам и их содержанию применительно к различным маркам стали приведены в табл. 1.4.

Примеры вводимых в расплав модификаторов 2-го рода в виде нерастворимых тугоплавких частиц с наибольшей модифицирующей способностью расплава приведены в табл. 1.5. Среди них наиболее более эффективны дисперсные частицы с размером порядка 1–10 нм.

Таблица 1.3

Модификаторы 1-го рода для различных металлов и сплавов

Металл (сплав):	Модификатор	Примечание:
Сталь	Бор, РЗМ, церий, кальций, магний, лантан, цирконий, литий, барий, уран	
Алюминий и сплавы алюминия с кремнием (силумины) (АЛ2, АЛ4; АЛ9; АК9 и др.)	Натрий (0,006-0,012%), кадмий, литий, висмут, сурьма 0,1-0,3%, стронций 0,01-0,05% (сурьма и стронций - модификаторы длительного действия), смесь солей (0,1% натрия и 2% смеси фтористого и хлористого натрия)	Переохлаждение 6-15°C. Измельчение эвтектики в системе Al-Si натрием, стронцием. Пластинчатая форма: кристаллов кремния переходит в компактную размером 2-5 мкм.
Медь Медные сплавы без железа Медные сплавы с железом	Олово, сурьма Ванадий, цирконий, молибден Титан, бор, вольфрам	
Чугун	Скандий, лантан	
Чугун высокопрочный с шаровидным графитом	Первичное модифицирование сотыми долями магния или церия плюс вторичное (графитизирующее) модифицирование ферросилицием ФС75 для предотвращения появления в чугуне структурно-свободных карбидов	Перевод пластинчатых выделений графита эвтектики железо-графит в шарообразные частицы
Ковкий чугун, подлежащий термобработке	Тысячные доли процента висмута, сурьмы или олова	
Магниеые сплавы, содержащие алюминий	Углеродсодержащие вещества (0,3-0,6%), хлорное железо, мел; мрамор, магнезит, гексахлорэтан, углекислый газ, ацетилен. Перегрев расплава-выдержка-охлаждение	
Магниеые сплавы, не содержащие алюминий	Цирконий 0,5-0,7% либо кальций 0,1-0,2%	

Таблица 1.4

Модификаторы 1-го рода для стали различных и марок

Марка стали	Модификаторы	Количество добавки в %
20Л	Титан	0,75
У12	Церий	0,50
У12	Титан	0,25
40ХЛ	Титан	0,50
30ХН3М	Бор	0,50
1Х1 8Н9	Титан	0,50
1Х1 8Н9	Цирконий	0,25

Таблица 1.5

Модификаторы 2-го рода

Металл (сплав)	Модификатор	Примечание
Алюминиевые сплавы	Хлористый натрий, титан - до 0,15%, ванадий - до 0,15%, скандий, цирконий, бор	Образуются тугоплавкие соединения, изоморфные алюминию: $TiAl_3$, $ScAl_3$, VAI_6 , $ZrAl_3$, TiB_2
Завлектические силумины	Фосфор 0,05-0,1% или сера	Введение центров кристаллизации (фосфид алюминия AlP), измельчение первичного кремния
Стали	Алюминий, титан	Образуются тугоплавкие соединения Al_2O_3 , TiN
Серый чугун с пластинчатым графитом	Графитизирующий модификатор - кремний; стабилизирующие модификаторы - марганец, хром, олово, медь, сурьма и др.	Ввод силикокальция СК30 (0,3-0,6 %) или ферросилиция ФС75 (0,5-0,8 % от веса чугуна). Цель: измельчение графита и уменьшения склонности чугуна к отбелу

Несколькими причинами обусловлено применение комплексных модификаторов:

– совместное действие двух и более модификаторов усиливает эффект, получаемый при использовании оди-
нчного модификатора. Это связано с отмеченным выше
зарождением центров кристаллизации на нерастворимых
примесях в слое жидкой фазы с диффузионным переохла-

ждением, обусловленным введением растворимой примеси (особенно поверхностно-активной);

– при использовании комплексного модификатора создается возможность минимизировать содержание каждого из его компонентов, что облегчает выполнение условий ограничения состава сплава по примесям;

– сочетание модификаторов с физическими воздействиями усиливает эффект от действия модификаторов и создает возможность получения особо мелких и специальных структур.

Различают комплексные модификаторы трех типов:

– рафинирующие, содержащие активные элементы Mn, Si, Ca, Mg, Al, PЗМ и др.;

– упрочняющие, содержащие карбиды, бориды, нитриды, которые образуются в сплаве в результате взаимодействия соответствующих элементов и способствуют дисперсионному упрочнению основы;

– рафинирующе-упрочняющие, которые содержат активные элементы и соединения.

Модификаторы, содержащие такие активные элементы, как PЗМ, Ba, Ca, являются эффективным средством изменения природы и формы неметаллических включений, получения наиболее предпочтительного типа оксидных включений в оболочке сульфидов.

Получило применение модифицирование стали нитридами ванадия, титана, циркония, алюминия путем введения в сталь специальных лигатур или азотированных ферросплавов. В результате в стали при закалке и после-

дующем отпуске выделяются нитридные и карбонитридные дисперсные частицы. При модифицировании конструкционных сталей нитридами ванадия происходит измельчение аустенитного зерна на 3–4 балла, повышение пластичности, ударной вязкости и прочности.

Примеры вводимых в расплав комплексных модификаторов приведены в табл. 1.6.

Таблица 1.6

Комплексные модификаторы

Металл (сплав)	Модификатор	Примечание
Серый чугун	Fe-Si-Ca + Al, Ti, Ce, La	
Серый чугун с пониженным углеродным эквивалентом C + 0,3 Si (3,5-3,7)	Si-Mn-Zr	Цель: получения чугуна с пластинчатым графитом
Сталь	PЗМ с силикокальцием, ферромарганцем, ферросилицием	Цель: удаления сульфидов цария
Сталь	Ti-B-Ca, Ti-Ca-B, Mg-Zr-Ce, Ti-V-Ca	
Алюминиевые сплавы	Ti-B смеси хлористых и фтористых солей (хлористый натрий, фтористый натрий, хлористый калий и криолит)	Цель: получение более дисперсных и стабильных интерметаллидов
Ковкий чугун	Al + Bi + B	Цель: сокращение продолжительности отжига

Особенностью модифицирования стали комплексными сплавами является то, что параллельно с измельчением структуры меняются природа и форма неметаллических включений, снижается в 1,5–2,0 раза загрязненность границ аустенитных зерен оксидными, сульфидными и нитридными включениями, повышается равномерность распределения структурных составляющих, обеспечивается увеличение пластичности и ударной вязкости стали.

При производстве чугуна с шаровидным графитом наряду с отдельными модификаторами (магний либо це-

рий) применяют комплексный модификатор (магний + церий). Добавка церия к магнию нейтрализует действие вредных примесей (титан, олово, свинец, сурьма, висмут, мышьяк, алюминий), крайне вредно влияющих на качество чугуна, модифицированного магнием.

Воздействие модификаторов на отдельные структурные составляющие сплава схематически изображено в табл. 1.7 и на рис. 1.35. Так добавка 0,08% бора в сталь X15H25Л уменьшает размер макрозерна с 9 до 2 мм.

Таблица 1.7

Результаты воздействия модификаторов на структуру

Тип сплава	Результат	Структуры (рис. 2)
Сплавы - твердые растворы (углеродистые стали с феррито-перлитной структурой)	Измельчение первичного зерна	1,2
..	Фазовая перекристаллизация	1,3
..	Измельчение вторичного зерна после фазовой перекристаллизации	1,2,4
Сплавы с первичными выделениями и эвтектикой (серый и высокопрочный чугун)	Измельчение обеих структурных составляющих	5,6
..	Крупнокристаллическая эвтектика	7
..	Тонкопластинчатая эвтектика с очень короткими пластинами	8
..	Измельчение отдельных крупных структурных составляющих	9,10
..	Коагуляция и сфероидизация структурных составляющих	11,12

Модифицирование повышает механические свойства отливок и слитков (табл. 1.8). В чугуне и силумине модифицирование особенно сильно отражается на пластических характеристиках литого металла.

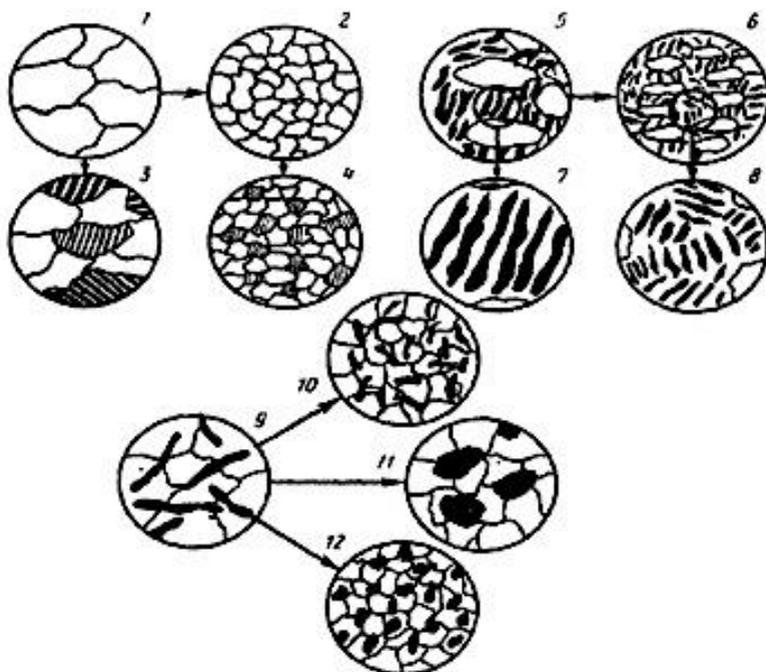


Рис. 1.35 – Влияние модификаторов на структурные составляющие сплавов

Таблица 1.8

Результаты воздействия модификаторов на структуру

Металл (сплав)	Результат воздействия на свойства
Чугун с шаровидным графитом	Увеличение предела прочности при растяжении в 2–4 раза и удлинение в десятки раз
Сталь	Повышение прочности на 25–30%, износостойкости на 15–50%, жаропрочности на 45%, пластичности и ударной вязкости
Силумин	Увеличение предела прочности при растяжении в 1,1–1,6 раз и относительного удлинения в 2,2–6,5 раз

Модифицирование отличается от легирования:

- меньшим содержанием добавок (сотые или десятые доли процента);
- меньшей продолжительностью действия модификаторов (обычно 10–15 мин), однако некоторые модификаторы отличаются длительным действием.

Кроме способа модифицирования вводом в расплав добавок-модификаторов находят применение процессы различных физических воздействий (регулирование температуры расплава, предварительное охлаждение расплава при переливе, суспензионная разливка, литье в температурном интервале кристаллизации, вибрация, ультразвук, электромагнитное перемешивание), а также комбинированные способы, сочетающие вышеизложенные (ввод модификаторов + ультразвук и т.д.).

В последнее время в качестве модификаторов находят применение ультрадисперсные порошки и нанопорошки химических соединений (карбонитрида титана, карбида вольфрама, нитриды циркония и др.), обладающие уникальными физико-химическими свойствами. Если сущностью традиционного модифицирования является создание дополнительных центров кристаллизации, то сущностью наномодифицирования является еще и управление структурным состоянием расплава, а на его основе и процессом образования дополнительных центров кристаллизации в виде кластеров и фрактальных агрегатов фуллеренов (0,7 нм), эндоздралов (10–20 нм), наночастиц (100–200 нм), атомов (0,154 нм) и др. (рис. 1.36).

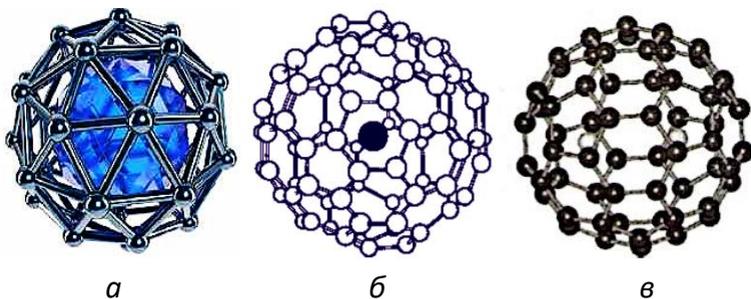


Рис. 1.36 – Наночастицы в модифицировании сплавов: фуллерен C_{60} (а), эндофуллерен (б) и эндоэзральный комплекс (в)

Фуллерен – абсолютно симметричная молекула, сферической формы диаметром 0,7 нм, содержащая 60 атомов углерода, расположенных в вершинах правильных 12 пятиугольников и 20 шестиугольников на поверхности усеченного икосаэдра.

Глава 2

ФАЗЫ И СТРУКТУРА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

2.1. Характеристика основных фаз в сплавах

Среди металлических материалов чистые металлы получили относительно ограниченное распространение. Это связано, во-первых, с тем, что чистые металлы в большинстве своем имеют низкую прочность и невысокие технико-технологические свойства. Во-вторых, производство рафинированных (высокочистых) металлов обусловлено немалыми технологическими трудностями, из-за чего их стоимость нередко оказывается неоправданно высокой. В технике обычно применяются сплавы. Сплавами обычно называют сложные вещества, полученные сплавлением, спеканием, электролизом двух или более химических элементов, называемых компонентами. Вследствие вышеупомянутых причин сплавы, представляющие как минимум двухкомпонентную систему (включающие по меньшей мере два металла), являются наиболее эффективными и распространенными конструкционными металлическими материалами.

Фазой называют однородную часть сплава, характеризующуюся определенным составом, свойствами, типом кристаллической решетки и отделенную от других частей сплава поверхностью раздела. Под *структурой* понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в сплаве. Фазовый состав и структура, определяющие

свойства сплава, зависят от состава и технологии его обработки.

В сплавах возможно образование следующих фаз:

- жидких растворов;
- твердых чистых металлов;
- твердых растворов;
- химических соединений.

В зависимости от количества фаз сплавы могут быть одно-, двух- и многофазными.

В жидком состоянии компоненты сплава обычно неограниченно растворяются друг в друге, образуя жидкие растворы. В твердом состоянии компоненты могут образовывать:

- механические смеси, представляющие собой смесь двух или нескольких фаз;
- химические соединения, когда компоненты вступают в химические взаимодействия;
- твердые растворы, когда один компонент растворяется в другом, который называется растворителем.

Твердые фазы различаются друг от друга своим кристаллическим строением и химическим составом. В некоторых сплавах в качестве фаз могут выступать чистые компоненты. Если сплав находится в жидком (расплавленном) состоянии, то обычно составляющие его компоненты неограниченно растворяются друг в друге, образуя одну фазу – жидкий раствор этих компонентов. В некоторых системах при определенных температурах возможно одновременное существование нескольких жидких фаз, представляю-

щих собой несмешивающиеся друг с другом жидкие растворы.

В твердом состоянии фазы в металлических сплавах, несмотря на отсутствие единой общепризнанной классификации твердых фаз, можно разделить на твердые растворы (внедрения и замещения) и химические соединения с родственными им по природе фазы (внедрения, Лавеса, вычитания и др.).

2.2. Твердые растворы

Твердыми растворами называют фазы, в которых один из компонентов (основного, матричного металла или растворителя) сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы других (или другого) компонентов (растворяемых элементов) каким-либо образом располагаются в кристаллической решетке первого компонента, изменяя ее размеры (периоды).

Твердые растворы – это наиболее типичные и самые распространенные твердые фазы, которые имеются в сплавах.

Главными признаками твердого раствора, состоящего из одного или нескольких компонентов, являются сохранение кристаллической решетки металла-растворителя, одна гомогенная фаза (в пределах растворимости) и переменный химический состав. При этом растворимость компонентов друг в друге может изменяться в широком диапазоне – от сотых долей процента до неограниченной. В зависимости от мест расположения атомов

растворенного компонента в кристаллической решетке компонента-растворителя различают твердые растворы замещения (рис. 2.1, *а*) и твердые растворы внедрения (рис. 2.1, *б*).

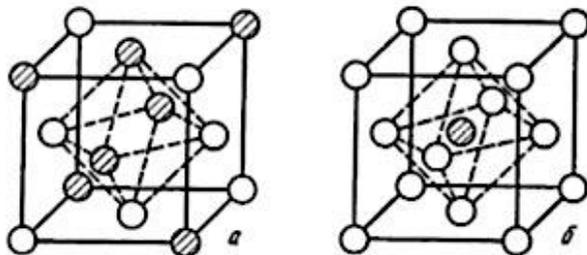


Рис. 2.1 – Кристаллическая решетка ГЦК твердого раствора замещения (*а*) и твердого раствора внедрения (*б*)

При образовании твердого раствора замещения атомы растворенного компонента (заштрихованы) располагаются в узлах кристаллической решетки растворителя, замещая тем самым его атомы (рис. 2.1, *а*), а в случае образования твердого раствора внедрения атомы растворенного компонента располагаются в междоузлиях (пустотах, микропорах) кристаллической решетки компонента-растворителя (рис. 2.1, *б*).

Атомы растворенного компонента обычно не занимают особых мест в кристаллической решетке, а только замещают в некоторых узлах атомы растворителя. Такое размещение атомов называют неупорядоченным (рис. 2.1, *а*). Оно образуется в тех случаях, когда взаимодействие разнородных элементов твердого раствора недостаточно выражено. Если же атомы разных элементов твердого рас-

твора взаимодействуют между собой несколько сильнее, чем однородные атомы, то они стремятся расположиться в строго определенном (упорядоченном) закономерном их расположении (рис. 2.2).

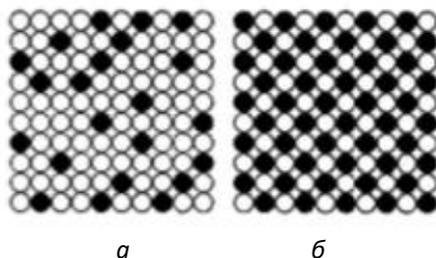


Рис. 2.2 – Различные типы твердых растворов: замещения с неупорядоченным (а) и упорядоченным (б) размещением атомов растворенного компонента

Полностью упорядоченные твердые растворы образуются, когда отношение компонентов в сплаве составляют целые числа: 1:1, 1:2, 1:3 и т.д. Такой сплав со строго упорядоченной структурой можно характеризовать формулой химического соединения, например, $CuAu$ или Cu_3Au .

Могут возникать и локальные скопления (сегрегации) атомов растворенного компонента в кристаллической решётке растворителя. Такие местные скопления, нередко примесных атомов называются *кластерами*.

Так как электронное строение и размеры атомов растворителя и растворенного компонента различны, то при образовании твердого раствора кристаллическая решётка всегда искажается с изменением ее периода (рис. 2.3): при образовании твердого раствора замещения период решётки растворителя может уменьшаться (атом В, рис. 2.3, а)

или увеличиваться (атом D, рис. 2.3, б и в) в зависимости от соотношения атомных радиусов растворителя и растворенного компонента. В случае твердого раствора внедрения период решетки растворителя всегда возрастает (атом С, рис. 2.3, б и г).

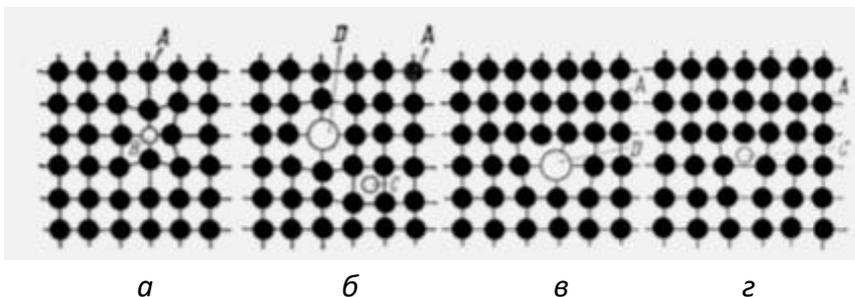


Рис. 2.3 – Искажения кристаллической решетки растворителя при образовании твердых растворов замещения (атомы B и D) и внедрения (атом C)

Искажения кристаллической решетки при замещении атомов одного компонента атомами другого компонента из-за различий в размерах атомов тем больше, чем больше разница в размерах атомов и строении их кристаллических решёток. При чрезмерном искажении решетки дальнейшая растворимость становится невозможной. Наступает предельная растворимость, при которой дополнительные вводимые атомы не могут войти в решетку и образуют самостоятельную фазу. Если же оба компонента имеют однотипные кристаллические решетки, а атомные диаметры различаются не более чем на 8–15%, то возможна неограниченная растворимость.

Неограниченно растворяются в твердом состоянии такие металлы с ГЦК-решёткой, имеющие небольшую раз-

ницу в атомных размерах ΔR , как Ag и Au ($\Delta R = 0,2\%$), Ni и Cu ($\Delta R = 2,7\%$) и др., а также металлы с ОЦК-решеткой: Mo и W ($\Delta R = 9,9\%$), V и Ti ($\Delta R = 2\%$). Металлы с большим диаметром атомов (Na, Ca, Pb) в Fe, Cu, Ni нерастворимы.

Предельная растворимость зависит также от различия в строении валентных оболочек электронов. Одновалентные металлы полностью растворяются только в одновалентных: Cu–Ag, Ag–Au, Cu–Ni.

Твердый раствор внедрения характерен для сплавов металлов с элементами 1-го и 2-го периодов, имеющими малые атомные диаметры (C, B, N, H, O). Концентрация второго компонента в твердом растворе внедрения обычно невысока и всегда ниже, чем в твердых растворах замещения и химических соединениях этих элементов. В отличие от химических соединений твердые растворы внедрения имеют кристаллическую решетку металла-растворителя, в тоже время как химические соединения образуют решетку, отличающуюся от решётки металла.

На базе химических соединений – фаз внедрения – могут образовываться *твердые растворы вычитания*, иногда называемые *твердыми растворами с дефектной решёткой*. В таких твердых растворах уменьшается число атомов растворителя и появляются *свободные узлы* в его решётке. Твердые растворы вычитания образуются при растворении атомов V, Ti, Nb, Zr в их карбидах VC, TiC, NbC, ZrC в тех узлах, которые ранее были заняты атомами углерода.

Атомы растворенных элементов скапливаются в кристаллической решётке растворителя преимущественно вблизи дислокаций, снижая их упругую энергию (рис. 2.4). В твердых растворах замещения атомы меньшего, по сравнению с атомами растворителя, размера присутствуют в сжатой зоне решетки, а большего размера – в растянутой зоне. При образовании твердых растворов внедрения атомы располагаются в растянутой зоне решетки под экстроплоскостью. Вблизи дислокации они образуют группы в виде облаков, называемые атмосферами Коттрелла. Такое расположение сопровождается уменьшением искажений кристаллической решетки и отвечает наименьшему запасу свободной энергии.

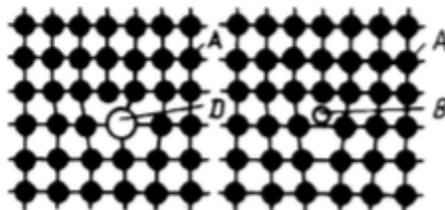


Рис. 2.4 – Расположение атомов замещения (*D*) и внедрения (*B*) в области дислокации

Присутствие атомов в атмосферах Коттрелла вблизи дислокаций тормозит их перемещение в кристаллической решетке твердого раствора и способствует повышению его прочности. Для начала движения дислокаций и их отрыва от атмосфер Коттрелла необходимо дополнительное напряжение. Границы блоков и зерен являются местом скопления дислокаций и окружающих их атмосфер Кот-

трелла, благодаря чему они оказывают большое влияние на прочность твердых растворов.

Микроструктура твердых растворов (обозначаемых в металловедении малыми буквами греческого алфавита α , δ , γ и т.д., в отличие от чистых компонентов, обозначаемых большими буквами латинского алфавита А, В, С и т.д.) в условиях равновесия представляет собой однородные кристаллические зерна, мало отличающиеся от структуры чистого металла (рис. 2.5).

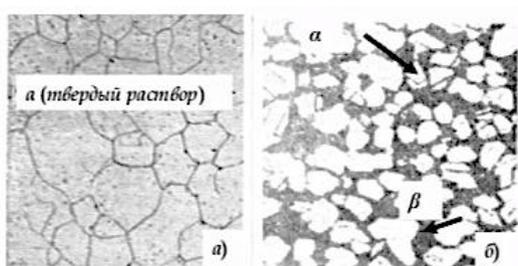


Рис. 2.5 – Типичные микроструктуры сплавов: а – твердый раствор (Cu–Ni); б – смесь твердых растворов (Cu–Zn)

Анализ структур металлических сплавов целесообразно проводить на основе изучения геометрических параметров распределения отдельных фаз или зерен, определяя их размеры, форму и ориентировку.

2.3. Геометрия структур отдельных фаз

Фактическое количество устойчивых фаз в структуре металлического сплава определяются правилом фаз Гиббса. Если чистый металл находится в жидком состоянии и присутствует только одна жидкая фаза – моновариантная

система. В двойных системах число одновременно существующих фаз не может быть более 3.

Геометрия структур отдельных фаз зависит от режима обработки; при закалке удельные объемы фаз меняются по сравнению с равновесным состоянием. Частицы второй фазы могут иметь различную форму: равноосную или пластинчатую, например, (рис. 2.6). В первом случае размеры по трем координатным осям примерно одинаковы, во втором – один размер заметно меньше других.

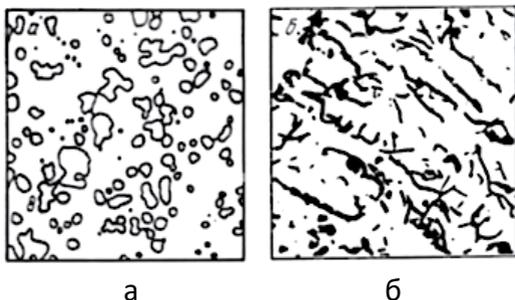
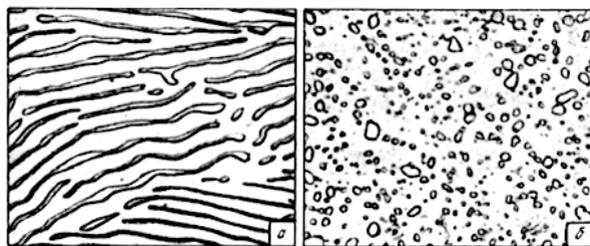


Рис. 2.6 – Форма частиц второй фазы:
а – карбиды в инструментальной стали;
б – пластинчатый графит в сером чугуне

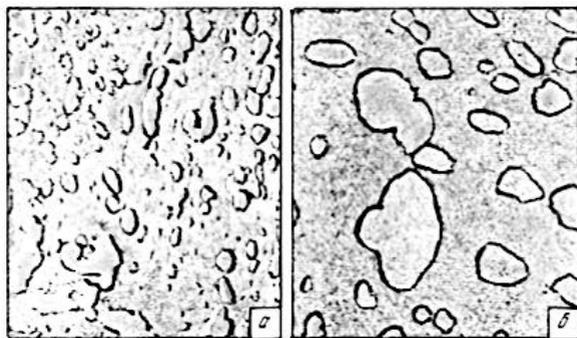
Получение на практике любой выбранной формы достаточно сложно, но в ряде случаев возможен выбор двух из этих трех структур. Графит в чугуне может иметь пластинчатую или сфероидальную форму, перлит в результате термической обработки стали может быть пластинчатым или зернистым (рис. 2.7). Превращение перлита из пластинчатой структуры в зернистую требует длительной выдержки при температуре, близкой к эвтектоидной (рис. 2.8).



а

б

Рис. 2.7 – Форма фазовых составляющих структуры (цементит и феррит): а – пластинчатый перлит, $\times 2500$; б – зернистый перлит, $\times 1000$.



а

б

Рис. 2.8 – Размер фазовых составляющих структуры (цементит и феррит в отпущенном мартенсите), $\times 11000$: а – отпуск при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч; б – отпуск при $675\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 12 ч.

2.4. Диффузия и структура сплавов

Внутреннее строение твердого тела не является статичным, атомы не закреплены неподвижно на своих местах в кристаллической решетке, они непрерывно колеблются и перемещаются из своих положений равновесия в узлах решетки. Преимущественные однонаправленные переме-

щения атомов, в итоге приводящие к макроскопическому переносу вещества, называются диффузией атомов.

Любые процессы зарождения и роста фаз, рекристаллизация, коагуляция и сфероидизация, фазовые превращения в твердом растворе, распад растворов и выделение второй фазы связаны с диффузией атомов.

Диффузия в сплавах представляет собой перенос разнородных атомов, который сопровождается изменением концентрации компонентов в отдельных зонах кристаллической решетки. Диффузия атомов внедрения с малым атомным радиусом, например, углерода в решетке железа, осуществляется межузельным путем (рис. 2.9). Этот процесс довольно легко реализуется благодаря тому, что число внедренных атомов в решетке мало по сравнению с числом междоузлий. Самодиффузией называют перемещение атомов одного и того же типа в чистых металлах или основного компонента – в сплавах.

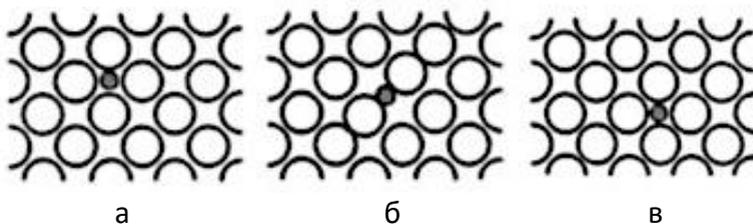


Рис. 2.9 – Переход внедренного атома из его междоузлия (а) через нестабильное промежуточное положение (б) в соседнее междоузлие (в)

Для металлических атомов наиболее вероятен вакансионный механизм диффузии (рис. 2.10). Атом замещения легко меняет свое положение, если по соседству

имеется свободная вакансия. Однако в регулярных узлах решетки число вакансий мало по сравнению с числом атомов, из-за чего диффузия атомов замещения затруднена. Для вакансионного механизма диффузии более благоприятная ситуация складывается в искаженных узлах решетки: на границах зерен и фаз, а также на дислокациях.

При диффузии по обоим механизмам перемещающиеся атомы, чтобы протиснуться между атомами основного металла, разрушить связи и деформировать решетку, должны преодолеть потенциальный барьер. Для этого атомы должны обладать определенным уровнем энергии активации, который зависит от сил межатомной связи и дефектов кристаллической решетки, облегчающих диффузионные процессы. В частности, необходимый уровень энергии активации по границам зерен вдвое меньше, чем в объеме зерна.

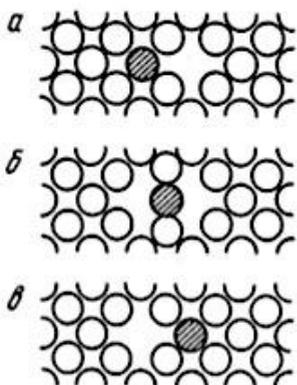


Рис. 2.10 – Переход атома замещения из своего узла решетки (а) через нестабильное промежуточное положение (б) в соседний незанятый узел решётки (в)

Для разных элементов процесс диффузии неодинаков. Коэффициенты диффузии Sn, Si, Be, Al, Zn в меди существенно различаются.

2.5. Химические соединения и родственные им фазы

Для химических соединений, возникающих по закону нормальной валентности, характерны следующие особенности:

1. Кристаллическая решётка отличается от кристаллических решёток компонентов, образующих химические соединения, большинство из которых имеет сложную кристаллическую решётку. Атомы в кристаллической решётке химического соединения располагаются упорядоченно, то есть закономерно и по определенным узлам решётки.

2. Состав химических соединений выражается простой формулой A_mB_n , где А и В – соответствующие компоненты (химические элементы), m и n – простые числа (1, 2, 3 и т.д.). В химическом соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов.

3. Свойства химического соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов: для них характерны высокая твердость, низкая пластичность.

4. Температура плавления (диссоциации) – величина постоянная.

5. Образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

В отличие от твердых растворов химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими большие различия в электронном строении атомов и кристаллических решеток – между металлами и элементами IV, V и VI групп, которые легко присоединяют электроны. Примером являются соединения на основе магния

Mg_2Sn , Mg_3As_2 , Mg_3Sb_2 , $MgSe$, MgS и др. Могут быть и тройные химические соединения с ионным типом связи – $LiMgSb$, в частности.

Химические соединения одних металлов с другими носят общее название *интерметаллидов* или интерметаллических соединений, химическая связь между атомами у которых чаще металлическая.

В металлических сплавах, составляющих основу конструкционных материалов, большое число химических соединений отличается некоторыми особенностями от типичных химических соединений, не подчиняющихся законам валентности и не имеющих постоянного состава. К ним относятся промежуточные фазы или родственные химические соединения по природе фазы – фазы внедрения, фазы Лавеса, фазы вычитания, σ -фазы (интерметаллидные промежуточные фазы), электронные соединения.

Фазы внедрения образуются при соединении металлов переходных групп (Mo , W , Zr , Ti , V , Nb и др.) с такими металлоидами, как углерод (C), азот (N), водород (H), бор (B), имеющими малый атомный радиус. Образующиеся при этом фазы с характерными металлическими свойствами (металлическим блеском, электропроводностью) называются соответственно карбидами, нитридами, гидридами и боридами.

Фазы внедрения подразделяются на типичные и нетипичные. Типичные фазы внедрения, образующиеся при $r_X/r_M \leq 0,59$, могут быть выражены формулами Me_4X , Me_2X , MeX и MeX_2 (здесь Me – металл, X – металлоид (C , N , H , B))

и чаще всего имеют переменный химический состав, причём в некоторых случаях область гомогенности весьма значительная. Например, нитрид Fe_2N существует в области концентраций азота 17–33%, а карбиды TiC и VC – при 25–50% и 43–50% соответственно.

К нетипичным фазам внедрения, образующимся при $r_x/r_m > 0,59$ (до 0,63), относятся все бориды и карбиды хрома, марганца и железа (Fe_3C – цементит).

Свойства типичных и нетипичных фаз внедрения во многом близки – для них характерны высокая твердость, высокий модуль упругости, зачастую температура плавления превышает температуру плавления металла (табл. 2.1).

Таблица 2.1

Твердость и температура плавления металлов и фаз внедрения

Металлы и фазы	Микротвердость, H/mm^2	Температура плавления, $^{\circ}C$
Mo	3000	2622
Mo_2C	14800	2410
Ta	1500	2996
TaC	15500	3880
TaN	10600	3090
Nb	-	2500
NbC	20500	3480
V	-	1900
VC	20900	2830
Ti	-	1665
TiC	28500	3140
TiN	19000	2950

Фазы внедрения являются самыми твердыми и тугоплавкими фазами на базе металлов.

Фазы вычитания представляют собой соединения, в которых некоторые позиции одного из компонентов в кристаллической решетке оказываются незанятыми (наличие так называемой дефектной решетки). К фазам этого типа относятся обычно соединения, у которых формальное соотношение долей атомов разного сорта должно составлять 1:1, но некоторые места, принадлежащие одному из компонентов, оказываются незанятыми. Так, в одном из окислов железа (FeO – вюстит) не соблюдается соотношение 1:1 – все кислородные позиции заняты, а некоторые железные пустуют (рис. 2.11, в). Наличие вакантных позиций приводит к отклонению от стехиометрического соотношения атомов в химическом соединении, и вместо формулы $AmBn$ соединению можно приписать формулу типа AB_n . Это приводит к изменению параметра решетки – в фазах вычитания (рис. 2.11, а и в) в отличие от фаз внедрения (рис. 2.11, б) он всегда снижается вследствие наличия вакантных узлов в кристаллической решетке соединения.

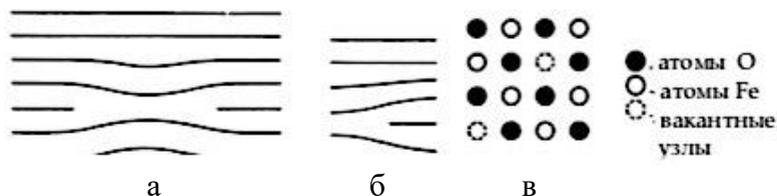


Рис. 2.11 – Дефекты упаковки – фазы вычитания (а и в) и внедрения (б)

Структуры вычитания могут быть образованы металлами и металлоидами (окисел FeO, сульфид FeS, некоторые карбиды (NbC, TiC, ZrC, VC), а также только металлами.

Они встречаются в различных промежуточных фазах, в частности, в фазах внедрения, электронных соединениях.

Электронные соединения (их еще называют фазами Юм-Розари). К ним относится большая группа промежуточных фаз, имеющих собственную кристаллическую решетку, переменный химический состав и определенную электронную концентрацию, то есть определенное отношение числа валентных электронов к числу атомов. Существуют электронные соединения, у которых это отношение в одних случаях равно $3/2$ (1,48); в других – $21/13$ (1,62); в третьих – $7/4$ (1,75). Каждому из этих соотношений соответствуют и определенные типы кристаллических решеток.

Все соединения с электронной концентрацией $3/2$ (1,48) имеют ОЦК-решетку, сложную кубическую или гексагональную решетку и обозначаются как β -соединения. К ним относятся CuBe, CuZn, Cu₃Al, Cu₅Sn, CoAl, FeAl и др.

Соединения с электронной концентрацией $21/13$ (1,62) имеют сложную решетку и обозначаются γ -фазой. К ним относятся соединения Cu₅Zn₈, Cu₃Al, Cu₃Sn₈, Cu₉Al₄, CoAl, Cu₃Si₈ и др.

Соединения с электронной концентрацией $7/4$ (1,75) имеют ГПУ-решетку и обозначаются ϵ -фазой. К ним относятся соединения CuZn₃, CuCd₃, Cu₃Si, Cu₃Sn, Al₃Sn и др.

Подобно обычным химическим соединениям электронные соединения имеют кристаллическую решетку, отличающуюся от решеток образующих их компонентов, как с упорядоченным, так и с неупорядоченным расположением атомов. Но в отличие от химических соединений с нор-

мальной валентностью электронные соединения образуют в широком интервале концентраций с компонентами, из которых они состоят, твердые растворы на базе химического соединения стехиометрического состава, отвечающего электронной концентрации $3/2$, $21/13$ и $7/4$.

Фазы Лавеса являются интерметаллидными фазами типа AB_2 , образуются из компонентов А и В при отношении их атомных диаметров $DA/DB = 1,2$ (чаще $1,1 \div 1,6$) и имеют очень сложную плотноупакованную решетку: ГПУ ($MgZn_2$ и $MgNi_2$) или ГЦК ($MgCu_2$). Элементы, формирующие фазы Лавеса, могут быть из любой части Периодической системы, при этом один и тот же металл в различных соединениях может быть компонентом А или В. К фазам Лавеса относятся соединения $AgBe_2$, $CaAl_2$, $TiBe_2$, $TiCr_2$ (тип $MgCu_2$) или $BaMg_2$, $MoBe_2$, $TiMn_2$ и др. (тип $MgZn_2$). Фазы Лавеса играют значительную роль в формировании свойств металлических сплавов, в частности, они повышают прочностные характеристики и сопротивление ползучести ряда конструкционных сплавов на основе железа и других металлов. Промежуточные интерметаллидные σ -фазы встречаются во многих сплавах, образованных металлами переходных групп, их присутствие регистрируется в Cr-Mn, Fe-Cr-Co, Fe-Co-V и других системах. Она имеет сложную тетрагональную решетку, элементарная ячейка состоит из 30 атомов. Условием ее образования является относительная близость атомных размеров составляющих компонентов. Ее состав не выражается стехиометрическим соотношением из-за присущей ей широкой области гомогенности. Фа-

за имеет не только повышенную твердость, но и хрупкость, поэтому ее присутствия в сплавах стараются избегать, чтобы исключить опасность хрупкого разрушения.

2.6. Фазы и структуры железоуглеродистых сплавов

Железоуглеродистым сплавом называется сплав железа, насыщенный углеродом и другими химическими элементами в процессе доменной плавки или иного металлургического процесса. Железоуглеродистые сплавы являются основными конструкционными материалами и представляют большую группу, как по объему производства, так и по многообразию различных марок.

Железоуглеродистые сплавы по физико-химическим и механическим свойствам подразделяются на две большие группы: стали и чугуны.

Сталь – это сплав железа с углеродом, в котором массовая доля углерода составляет до 2,14% (теоретически). На практике обычно массовая доля углерода составляет 1,3–1,5%. Углеродистая сталь – это деформируемый, ковкий и прочный конструкционный материал, предел прочности которого достигает 1 150 МПа, твердость – 285 НВ и относительное удлинение – 32%. Сталь имеет хорошую обрабатываемость резанием, сваривается и обрабатывается давлением. Сталь с массовой долей углерода 0,83% называется эвтектоидной, менее 0,83% – доэвтектоидной и более 0,83% – заэвтектоидной. Микроструктуры эвтектоидной (перлит), доэвтектоидной (феррит + перлит)

и заэвтектоидной (перлит + цементит вторичный) сталей представлены на рис. 2.12.



а

б

в

Рис. 2.12 – Микроструктура углеродистых сталей:

а – доэвтектоидная сталь – феррит + перлит;

б – эвтектоидная сталь – перлит; в – заэвтектоидная

сталь – перлит + цементит вторичный

Чугун – это сплав железа с углеродом, в котором массовая доля углерода составляет 2,14–6,67% (теоретически). На практике применяются чугуны с массовой долей углерода 2,5–5,0%. Свойства чугуна зависят от его структуры, т.е. от взаимодействия углерода с железом.

Чугун с массовой долей углерода 4,3% называется эвтектическим, с массовой долей углерода менее 4,3% — доэвтектическим, с массовой долей углерода более 4,3% — заэвтектическим (рис. 2.13).

В зависимости от структуры чугун будет обладать теми или иными физико-механическими свойствами. При наличии зернистой структуры чугун будет обладать высокой твердостью и прочностью, а также высокой обрабатываемостью.

Большая часть товарного чугуна перерабатывается в сталь.

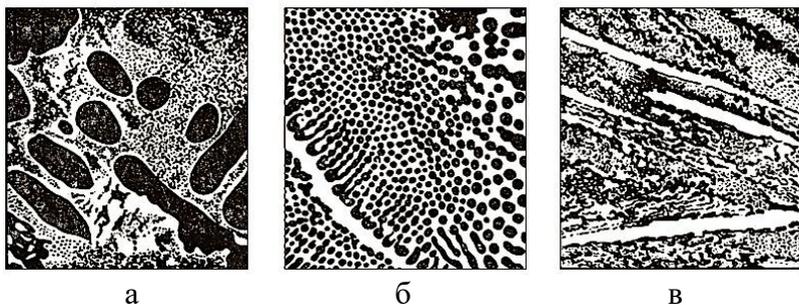


Рис. 2.13 – Микроструктура белых чугунов:

- а – доэвтектического чугуна – перлит + ледебурит + цементит;
- б – эвтектического чугуна – ледебурит;
- в – заэвтектического чугуна – ледебурит + цементит первичный.

Железоуглеродистый сплав в зависимости от физических условий (температура, давление) может находиться в трех фазовых состояниях:

- жидкой фазе;
- полужидкой фазе;
- твердой фазе.

Каждая из этих фаз, несмотря на однородность химического состава, имеет различные физические и механические свойства. Научно-практический интерес представляют различные структуры твердой фазы (рис. 2.12), которые при взаимодействии с углеродом образует железо (химическое соединение цементит, твердые растворы аустенит и феррит, механические смеси перлит и ледебурит, например).

Цементит – это химическое соединение углерода с железом (карбид железа) Fe_3C . Структура цементита представляет собой сложную ромбическую атомно-кристаллическую решетку со слабой металлической связью. Температура начала плавления цементита – $1147\text{ }^{\circ}C$, конца плавления – $1600\text{ }^{\circ}C$. Цементит с различными химическими элементами, находящимися в железоуглеродистых сплавах, образует твердые растворы замещения. При определенных условиях (температура и высокое давление) цементит распадается на свободный углерод (графит).



а – доэвтектоидная сталь – феррит + перлит; б – эвтектоидная сталь – перлит; в – заэвтектоидная сталь – перлит + цементит вторичный

Цементит – ферромагнетик, аллотропных изменений не имеет, при температуре $217\text{ }^{\circ}C$ теряет магнитные свойства. Количество углерода в цементите всегда постоянно и составляет $6,67\%$.

Цементит – это самая твердая ($700\text{--}800\text{ НВ}$) и хрупкая структурная составляющая железоуглеродистых сплавов, режет стекло, не поддается обработке резанием. Пластич-

ность цементита равна нулю. В изломе цементит имеет мелкозернистое или игольчатое строение, белый блестящий цвет и является типичной структурой белых пердельных чугунов.

Феррит – твердый раствор внедрения углерода в α -железе (ОЦК-решётка). Это малонауглероженное железо с массовой долей углерода до 0,02%. Феррит имеет твердость 60–80 НВ, предел прочности при растяжении $\sigma_b = 250$ МПа (25 кгс/мм²), относительное удлинение при разрыве $\delta = 50\%$ и является микроструктурой низкоуглеродистых сталей, которая представляет собой крупные светлые зерна (см. рис. 2.12, а).

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе (ГЦК-решётка). Максимальная концентрация углерода в аустените составляет 2,14%, твердость – 170–220 НВ. Аустенит образуется при температуре 727 °С и имеет неустойчивую структуру, при охлаждении распадается. Структура аустенита обладает высокими механическими (прочность, пластичность, вязкость, твердость) и технологическими свойствами.

Перлит – механическая смесь твердого раствора феррита и химического соединения цементита. Такая смесь получила название эвтектоида (легкораспадающийся). Перлит имеет мелкопластинчатую или зернистую структуру. Массовая доля углерода в перлите составляет 0,83%, твердость – 200–240 НВ, предел прочности при растяжении $\sigma_b = 1100$ –1150 МПа (110–115 кгс/мм²). Перлит –

структура неустойчивая, при температуре 727 °С распадается на аустенит.

Ледебурит – механическая смесь аустенита и цементита. Ледебурит (эвтектика) содержит 4,3% углерода, плавится при постоянной температуре 1147 °С.

2.7. Механические смеси

Если элементы, входящие в состав сплава, при кристаллизации из жидкого состояния не растворяются друг в друге и не взаимодействуют между собой, то образуется механическая смесь. Механические смеси образуются при кристаллизации многих сплавов, например, Pb – Sb, Al – Si. По структуре механическая смесь представляет собой неоднородное тело. При металлографическом анализе на шлифе видны кристаллиты разных компонентов, образующих механическую смесь, например, перлита – твердого раствора феррита и химического соединения цементита (см. рис. 2.12, а). Химический анализ механической смеси определяет разные элементы. Рентгеноструктурный анализ определяет два типа кристаллических решеток, образующих такую смесь.

ГЛАВА 3

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

3.1. Условия построения диаграмм состояния

При изменении концентрации компонентов в сплавах, как в процессе их охлаждения или нагрева (при условии постоянного внешнего давления), происходят существенные фазовые и структурные изменения, которые наглядно прослеживаются с помощью диаграмм состояния, представляющих собой графическое изображение связи между составом, температурой и структурой сплава в условиях равновесия (после медленного охлаждения). Смысл линий диаграмм состояния следующий (рис. 3.1):

1) это геометрические места критических точек (температур начала или конца) фазовых превращений;

2) каждая точка, лежащая на линии и будучи спроектирована на ось абсцисс, показывает предельную концентрацию компонентов в той фазе, область существования которой ограничивает данная линия (прилежит к ней);

3) линии на диаграммах состояния выделяют области одинакового фазового состава.

При температуре выше линии t_A-t_B , называемой линией *ликвидус*, существует только жидкая фаза Ж. В этой области свободная энергия жидкой фазы $F_{ж}$ ниже свободной энергии твердого раствора F_{α} , состоящего из компонентов А и В.

В области ниже линии t_A-t_B , называемой линией *солидус*, устойчив α -твердый раствор, так как $F_{\alpha} < F_{ж}$. Между

линиями ликвидус и солидус в равновесии находятся жидкая фаза и α -твердый раствор.

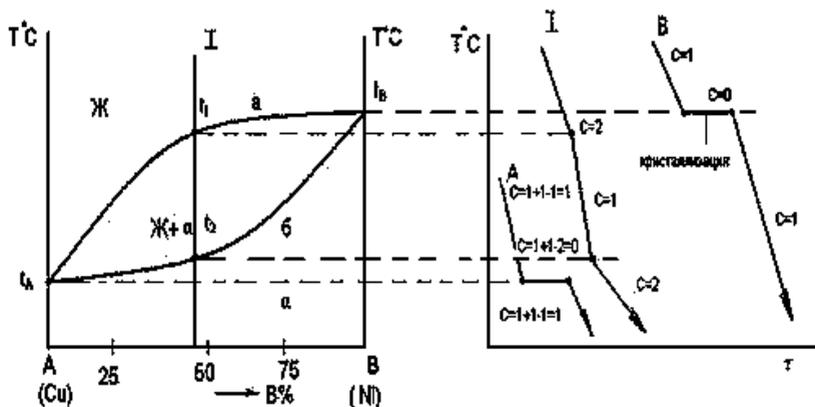


Рис. 3.1 – Диаграмма состояния с неограниченной растворимостью компонентов

Диаграммы состояния обычно строят экспериментально. Для их построения используют термический метод, с помощью которого получают кривые затвердевания и охлаждения сплавов. По остановкам и перегибам на этих кривых, обусловленных тепловыми эффектами превращений, определяются температуры самих превращений. Точки перегиба или остановки на кривых охлаждения называются *критическими точками*. Они соответствуют температурам, при которых в сплавах начинают протекать или заканчиваются какие-либо превращения.

С помощью диаграмм состояния определяют температуру плавления и полиморфных превращений в сплавах, сколько фаз и какие фазы имеются в сплаве данного состава при данной температуре, а также количественное соот-

ношение этих фаз в сплаве и их состав (содержание компонентов).

Кристаллизация чистого компонента А: равномерное снижение температуры до значения t_d (температура плавления компонента А), при которой компонент А затвердевает (до $t_d - C = 1 + 1 - 1 = 1$). На кривой отмечается остановка (горизонтальная линия), так как согласно правилу фаз только при этой температуре одновременно могут существовать две фазы – твердая и жидкая ($C = 1 + 1 - 2 = 0$). После затвердевания ($\Phi = 1$), температура снова равномерно понижается $C = 1 + 1 - 1 = 1$. Аналогично для компоненты В (см. рис. 3.1).

При охлаждении сплава I температура понижается до t_1 ($C = 2 + 1 - 1 = 2$), при которой начинается кристаллизация, на кривой охлаждения наблюдается перегиб, связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации.

Начиная от температуры t_1 , из жидкой фазы Ж кристаллизуется твердый раствор. Процесс кристаллизации идет при понижающейся температуре ($C = 2 + 1 - 2 = 1$), существует две фазы: Ж и α .

При достижении t_2 сплав затвердевает и при более низких температурах существует только α -твердый раствор.

Если найденные точки перенести на диаграмму, и одноименные точки соединить плавными линиями, то получится диаграмма состояния системы сплавов А и В, образующих непрерывный ряд твердых растворов.

В интервале температур между линиями ликвидус и солидус две фазы – жидкий сплав и α -твердый раствор.

Так как диаграммы строятся для равновесного состояния сплавов (стабильное состояние, характеризующееся минимумом свободной энергии системы), то они также называются диаграммами фазового равновесия и характеризуют те равновесные фазы, которые существуют при данных условиях (концентрация, температура и давление). Равновесное состояние может быть достигнуто только при очень малых скоростях охлаждения (в отсутствие переохлаждения) или при длительном нагреве, которые в действительности очень трудно реализовать. Из-за этого, несмотря на то, что фактически диаграммы состояния представляют собой теоретический вариант, на практике они используются для получения представлений о превращениях в сплавах при малых скоростях охлаждения или нагрева.

В большинстве практических случаев сплавы находятся в неравновесном (метастабильном) состоянии, т.е. в таком состоянии, из которого под влиянием длительного действия внешних факторов они будут переходить в более устойчивое равновесное состояние с соответствующими фазовыми переходами. Диаграммы состояния позволяют с определенной степенью погрешности прогнозировать фазовый состав и структуру сплавов в реальном (метастабильном) состоянии.

Дополнительно термическому методу для изучения превращений в твердом состоянии привлекается исследо-

вание микроструктуры с использованием оптического и электронного микроскопов, рентгеноструктурный анализ, изучение физических свойств сплавов и т.д. Данные, полученные различными методами, используются для построения диаграмм состояния.

Для описания превращений в сплавах в условиях реальных скоростей охлаждения необходимо помимо равновесной диаграммы состояния знать кинетику процессов кристаллизации и превращений в твердом состоянии.

Так как в зависимости от числа компонентов сплавы могут быть двойными (двухкомпонентными), тройными (трехкомпонентными) и т.д., то соответственно диаграммы состояния строятся в системе двух координат – температура и концентрация (диаграммы состояния двойных сплавов), трех координат – температура и две оси концентрации (диаграммы состояния тройных сплавов). Для более сложных систем обычно строятся пространственные диаграммы с некоторым упрощением либо сечения этих диаграмм по температурной или концентрационной оси.

В двойных сплавах по вертикали диаграммы состояния откладывается температура, а по горизонтали – концентрация компонентов. Каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию одного и другого компонентов с учетом того, что общее содержание компонентов в каждой точке этой оси соответствует 100%. Поэтому по мере увеличения количества одного компонента сплава должно снижаться содержание в сплаве другого компонента.

Вид диаграммы состояния определяется характером взаимодействий, которые имеют место между компонентами сплавов в жидком и твёрдом состоянии. Во всех рассматриваемых далее случаях предполагается, что между компонентами сплава в жидком состоянии существует неограниченная растворимость, то есть они образуют однородный жидкий раствор, который в дальнейшем будет обозначаться буквой Ж. В твёрдом состоянии компоненты могут образовывать механические смеси из чистых компонентов, неограниченные твердые растворы, ограниченные твердые растворы, устойчивые химические соединения, неустойчивые химические соединения, а также испытывать полиморфные превращения. Поэтому принято рассматривать следующие базовые типы диаграмм состояния.

3.2. Основные типы диаграмм состояния сплавов

3.2.1. *Диаграмма состояния I рода – сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов*

Исходные данные: оба компонента сплава неограниченно растворимы в жидком состоянии, а в твердом состоянии нерастворимы и не образуют химических соединений.

Компоненты сплава: химические элементы A, B ($K = 2$).

Фазы сплава: жидкость Ж, кристаллы A, B ($\Phi = 3$).

Примером диаграмм этого типа является диаграмма состояния сплавов системы Pb–Sb. Диаграмма Pb–Sb строится на основе использования кривых охлаждения, полученных методом термического анализа (рис. 3.2).

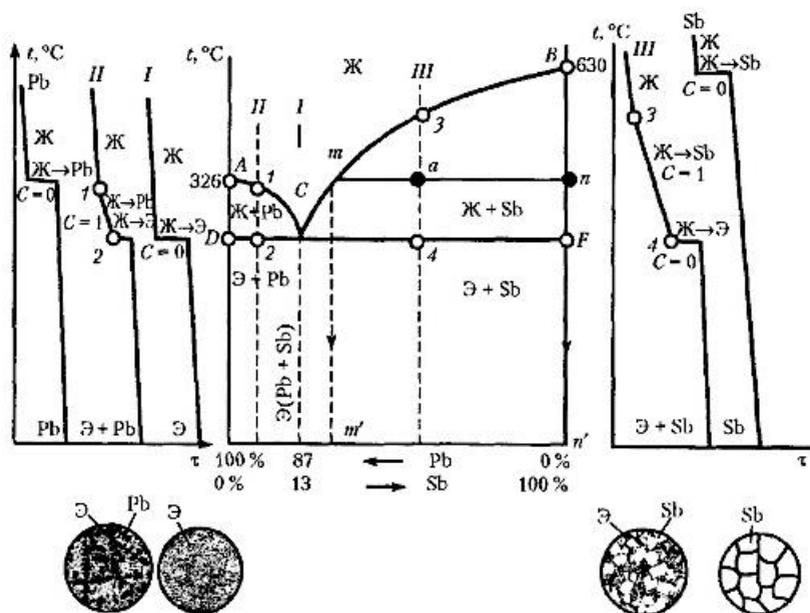


Рис. 3.2 – Диаграмма состояния, кривые охлаждения и схемы структур сплавов системы Pb–Sb при полном охлаждении до комнатной температуры

Линии на диаграмме ACB – ликвидус, показывает температуру начала кристаллизации сплава, а линия DCF – солидус, показывает температуру конца кристаллизации сплава. Точка C – эвтектическая точка. Ниже линии солидус все сплавы находятся в твердом состоянии.

Система сплавов Pb–Sb включает в себя составы со 100% Pb и 0% Sb, т.е. чистый свинец, и со 100% Sb и 0% Pb, то есть чистую сурьму. Кривые охлаждения для этих чистых металлов имеют по одному горизонтальному участку, характеризующему температуру кристаллизации: соответ-

ственно для свинца 327 °С и для сурьмы 631 °С. На диаграмме состояния эти температуры находятся на осях ординат, где содержатся соответственно чистый свинец и чистая сурьма. Структура чистых металлов представляет собой однородные зерна.

Сплав, содержащий 13% Sb и 87% Pb, также имеет один горизонтальный участок, то есть одну критическую точку (245 °С) – температуру затвердевания этого сплава. Этот сплав характеризуется тем, что в нем происходит одновременная кристаллизация из жидкой фазы кристаллов Pb и Sb (в общем случае компонентов *A* и *B*) с образованием механической смеси. Такая механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкости, называется эвтектикой. Сам сплав с 13% Sb и 87% Pb является эвтектическим, а его микроструктура представляет собой попеременно чередующиеся выделения сурьмы в свинцовой основе (рис. 3.2). Принято эвтектическую реакцию записывать так: Ж + Pb + Sb, или в общем виде Ж + *A* + *B*.

Кристаллизация любого сплава, имеющего $0\% < \text{Sb} < 13\%$, начинается с выделения кристаллов Pb. Эти сплавы затвердевают в интервале температур, и на кривых охлаждения имеются две критические точки, соответствующие началу и концу затвердевания (например, сплав с 5% Sb, рис. 3.2). Все они называются доэвтектическими сплавами, претерпевают эвтетическое превращение при охлаждении ниже температуры 245 °С и имеют после окончательного охлаждения структуру Pb + Э (Pb + Sb) (рис. 3.2). В этой

структуре имеется две структурные составляющие: кристаллы Pb и эвтектика Э (Pb + Sb), которые получаются на базе двух фаз: кристаллов Pb и кристаллов Sb.

Кристаллизация сплавов с концентрацией в диапазоне $100\% > \text{Sb} > 13\%$ начинается с выделения кристаллов Sb. Эти сплавы также затвердевают в интервале температур – начала и конца затвердевания (например, сплав с 40% Sb, рис. 3.2). При охлаждении ниже температуры 245 °С в них протекает эвтектическое превращение. Эти сплавы называются заэвтектическими и имеют после охлаждения окончательную структуру Sb + Э (Pb + Sb) (рис. 3.2).

Структура Э (Pb + Sb) сплавов также является двухфазной (кристаллы Sb и Pb) и состоит из двух структурных составляющих: кристаллов Sb и эвтектики Э (Pb + Sb).

На диаграмме состояния можно выделить три характерные зоны: область, где существует лишь только жидкая фаза, – выше системы линий, ограниченной точками: температура 327 °С – эвтектическая точка 245 °С – температура 631 °С; область, где существует только твердая фаза (кристаллы Pb и Sb), – ниже эвтектической линии (вся горизонтальная линия на уровне температуры 245 °С с концами в месте ее пересечений с ординатами со 100% Pb и 100% Sb); область, где одновременно сосуществует жидкая и твердая фаза (область с жидко-твёрдой фазой) – между линиями, ограничивающими соответственно жидкое и твёрдое состояния сплавов.

3.2.2. Диаграмма состояния II рода – сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в твёрдом и жидком состоянии и не образуют химических соединений.

Компоненты сплава: химические элементы A , B .

Фазы сплава: жидкость J , кристаллы твёрдого раствора α ($\Phi = 2$).

Примером сплавов с такими диаграммами состояния являются сплавы системы $Cu-Ni$.

Если два компонента (A и B) неограниченно растворяются в жидком и твёрдом состоянии, то они не могут при затвердевании образовывать собственных кристаллов во всех сплавах на базе этих компонентов. Поэтому при кристаллизации в этих сплавах будут выделяться кристаллы α -твёрдого раствора, а, следовательно, максимальное число фаз в этих сплавах равняется двум (жидкость и α -твёрдый раствор). В этом случае в соответствии с правилом фаз кристаллизация всех сплавов будет протекать только в интервале температур (кристаллизация при постоянной температуре у сплавов возможна только при наличии трёх фаз) и, соответственно, на диаграмме состояния отсутствует горизонтальная линия, а присутствуют только наклонные кривые (рис. 3.3).

На диаграмме (рис. 3.3) присутствуют три области: область выше линии $Aa'B$ – жидкость; область между линиями $Aa'B$ и $Ab'B$ – жидкость и твёрдый раствор. Ниже

линии $Ab'B$ – область твёрдого раствора. Линия $Aa'V$ является линией ликвидус, а линия $Ab'B$ – линией солидус.

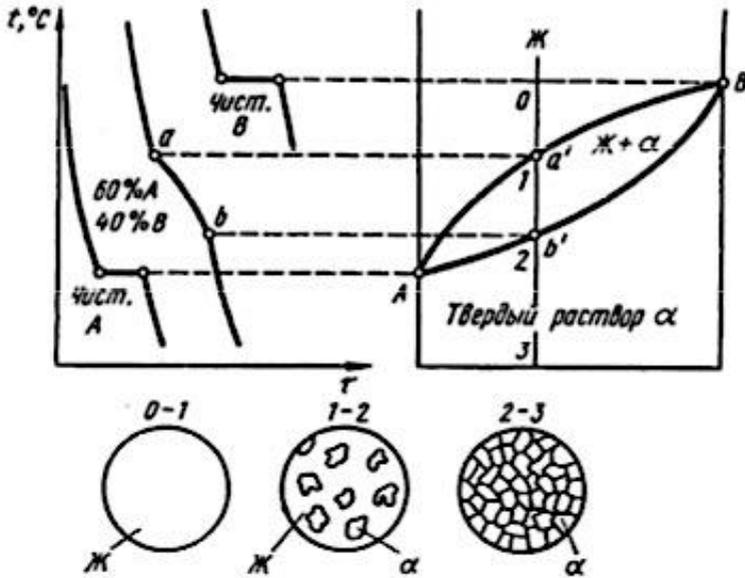


Рис. 3.3 – Диаграмма состояния, кривые охлаждения и схемы типовых структур сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии

Кристаллизация любого сплава начинается выпадением из жидкого расплава отдельных кристаллов твёрдого раствора α (например, в точке a' , рис. 3.3) и заканчивается полным затвердеванием твёрдого раствора (например, в точке b' , рис. 3.3). Но так как в интервале кристаллизации (например, между точками a' и b' , рис. 3.3) сплавы находятся в двухфазном состоянии ($Ж + \alpha$), то при понижении температуры должно изменяться соотношение количества жидкой и твёрдой фазы в двухфазной области – количе-

ство жидкости уменьшается, а количество α -твёрдого раствора растёт. Кроме того, при понижении температуры будут меняться также составы жидкой и твёрдой фаз. Для определения относительного количества каждой фазы и состава фаз на диаграммах состояния любого типа, пользуются правилом отрезков (правилом рычага), основные положения которого формулируются следующим образом. Чтобы определить концентрации компонентов в двухфазной области, через интересующую нас точку, характеризующую состояние сплава (состав сплава и его температуру), проводится горизонтальная линия до пересечения с линиями, ограничивающими двухфазную область. Проекция точек пересечения на ось концентраций покажут состав жидкой и твёрдой фаз.

Чтобы определить количественное соотношение фаз (жидкой и твёрдой), необходимо составить обратно пропорциональную зависимость между их количеством и отрезками горизонтальной линии, образованными между точкой, характеризующей состояние сплава, и точками, определяющими состав жидкой и твёрдой фаз.

На примере двух типов диаграмм (рис. 3.4) с помощью правила отрезков можно определить количество и состав фаз, например, для состояния, соответствующего точке k .

Для определения соотношения фаз и их состава через точку k проводится горизонтальная линия до пересечения с линиями, ограничивающими двухфазную область на диаграмме (точки l и s , рис. 3.4, a , b). Проекция точек

пересечения на ось концентраций показывают состав жидкой фазы (точка l' – проекция точки l , лежащей на линии ликвидус) и твердой фазы (точка s' – проекция точки s , соответствующей на рис. 3.4, *а* концентрации 100% Sb и лежащей на линии солидус на рис. 3.4, *б*). В соответствии с правилом рычага отрезки горизонтальной линии между точкой k и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз:

$$Q_s \cdot sk = Q_l \cdot lk; \quad Q_s/Q_l = lk/sk,$$

где Q_s , Q_l – количество твёрдой и жидкой фаз.

Для определения отношения какой-либо фазы (твёрдой или жидкой) ко всему количеству сплава Q_{s+l} используются выражения:

$$Q_s/Q_{s+l} = lk/sl; \quad Q_s = Q_{s+l} \cdot lk/sl,$$

где sl – вся длина горизонтальной линии.

Правило отрезков может использоваться не только для изучения процесса кристаллизации сплавов, но и для рассмотрения процессов, происходящих в твердом состоянии. Оно применимо ко всем двухфазным сплавам независимо от их агрегатного состояния.

При рассмотрении диаграммы состояния с неограниченной растворимостью компонентов в твёрдом состоянии (рис. 3.3) следует обратить внимание на то, что во всем интервале кристаллизации (например, от точки a' до b') из жидкого сплава с концентрацией компонентов, отвечающей точке k (45% Cu + 55% Ni) (рис. 3.4), происходит постоянное выделение новых кристаллов. Причем состав пер-

вых кристаллов определяется проекцией точки s , лежащей на линии солидус.

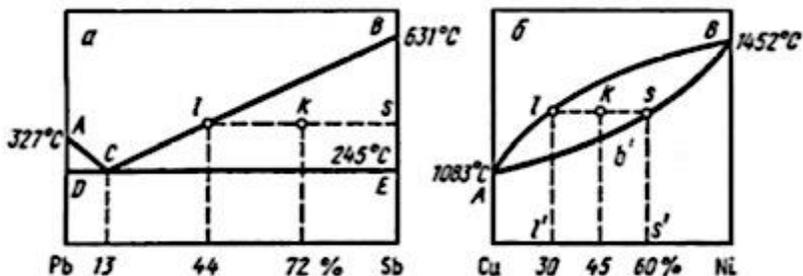


Рис. 3.4 – Применение правила отрезков для сплавов, образующих механические смеси (а) и твердые растворы (б)

Заканчивается выделение новых кристаллов сплава k в точке b' тогда, когда затвердевает последняя капля жидкости, имеющая состав, определяемый проекцией точки l , лежащей на линии ликвидус. Отсюда следует, что при охлаждении сплава в интервале кристаллизации состав жидкой фазы в соответствии с правилом отрезков меняется по линии ликвидус, а твердой фазы – по линии солидус.

3.2.3. Диаграмма состояния III рода – сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Диаграмма с эвтектическим превращением

Исходные данные: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно растворимы в твердом состоянии и не образуют химических соединений.

Компоненты химические элементы A, B .

Фазы сплава: жидкость J , твёрдые растворы α (раствор компонента A в B) и β (раствор компонента B в A).

Этот тип диаграмм очень важен в практическом отношении, так как часто представлен в составе сложных диаграмм широко распространенных промышленных сплавов, например, сплавов систем $Fe-C$, $Al-Cu$ и др.

В рассматриваемой системе ограниченная растворимость компонентов в твердом состоянии может не меняться с изменением температуры, а может и меняться. Оба рассматриваемых случая представлены на рис. 3.5 (соответственно линии EN и DF). В итоге имеем диаграмму состояния с двусторонней ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии.

На этой диаграмме линия GCH – линия ликвидус, выше которой все сплавы имеют однородный жидкий раствор. Линия $GEDH$ – линия солидус, ниже которой в сплавах отсутствует жидкая фаза.

В рассматриваемой системе компоненты A и B не могут при затвердевании образовывать собственных кристаллов, так как они между собой образуют твердые растворы α и β в тех областях диаграммы, которые расположены соответственно слева от вертикали EN и справа от линии DF . В этих областях все сплавы кристаллизуются в интервале между ликвидусом и солидусом, также как этот процесс проходит в любом сплаве на диаграммах состояния II рода. Соответственно в области, лежащей слева от линии EN , при кристаллизации из жидкости начинают вы-

деляться кристаллы твердого раствора α (например, для сплава I в точке 1). В интервале кристаллизации сплавы имеют двухфазную структуру $\text{Ж} + \alpha$.

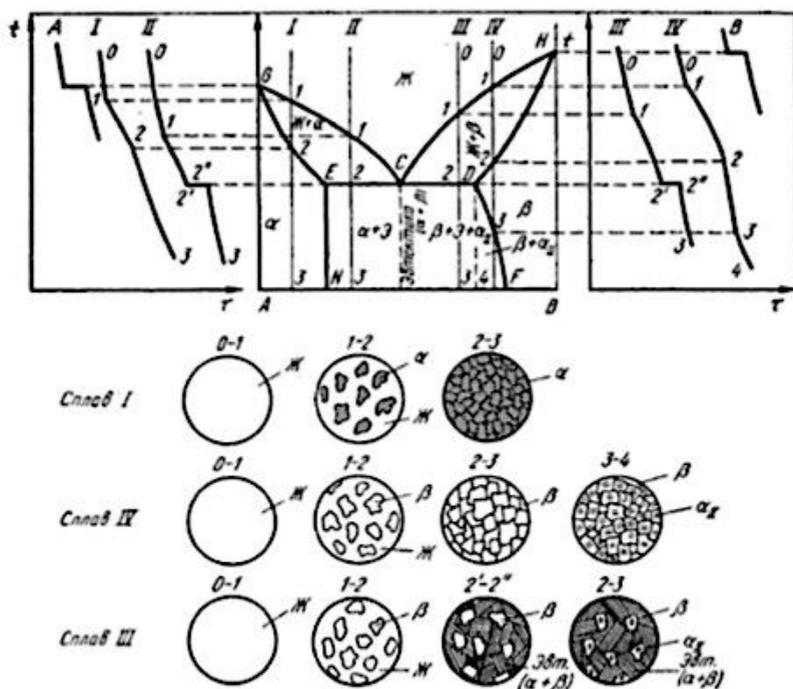


Рис. 3.5 – Диаграмма состояния, кривые охлаждения и схемы образования структур сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии и с эвтектическим превращением

После завершения кристаллизации и вплоть до окончательного охлаждения все эти сплавы имеют структуру однородного твёрдого раствора α . Аналогичная ситуация имеет место у всех сплавов, расположенных правее точки F , с той лишь разницей, что вместо α -твёрдого раствора у них выделяются кристаллы β -твёрдого раствора.

У сплавов, расположенных в интервале между точкой F и проекцией точки D, первичная кристаллизация в интервале между ликвидусом и солидусом протекает аналогично ранее описанной. При этом эти сплавы после завершения кристаллизации вплоть до пересечения с линией DF имеют однородную структуру β -твёрдого раствора (например, сплав IV в интервале между точками 2 и 3). При дальнейшем же охлаждении этих сплавов (например, сплава IV ниже точки 3) вплоть до полного охлаждения в структуре этих сплавов происходят изменения, связанные с выделением из β -твёрдого раствора второй фазы α_{II} (например, у сплава IV), причиной появления которой является уменьшение предела растворимости β -твёрдого раствора при снижении температуры сплава. На это указывает наклонный характер кривой DF. При понижении температуры твёрдый раствор β становится пересыщенным компонентом A, и для приведения системы в равновесие из этого твёрдого раствора β выделяется избыток растворенного компонента A. Но так как в рассматриваемой системе чистые компоненты не могут существовать как самостоятельные фазы (они должны образовывать твердые растворы), то на базе избыточных кристаллов компонента A образуется сразу же α -твёрдый раствор, кристаллы которого и выделяются из β -твёрдого раствора и располакаются в виде мелкодисперсных включений внутри зерен основной фазы (см. рис. 3.5). Такие избыточные кристаллы, выделяющиеся не из жидкости, а из твердой фазы, обозначаются

α_{II} (вторичные α кристаллы), а сам процесс выделения новой фазы в твёрдом состоянии называется *вторичной кристаллизацией*.

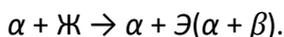
Точки E и N характеризуют предельную растворимость компонента B в компоненте A , то есть предельную растворимость α -твёрдого раствора при эвтектической и комнатной температурах, а точки D и F – предельную растворимость компонента A в компоненте B , т.е. предельную растворимость α -твёрдого раствора также при эвтектической и комнатной температурах.

Как видно, предельная растворимость α -твёрдого раствора не изменяется с понижением температуры (линия EN – вертикальная), а предельная растворимость β -твёрдого раствора с понижением температуры уменьшается (линия DF – наклонная).

Точки E и D являются границами линии ED , в пределах которой протекает эвтектическое превращение, а точка C – эвтектической точкой. Следовательно, во всех сплавах, расположенных в пределах границ эвтектической линии, будет проходить эвтектическое превращение, аналогичное тому, которое имеет место на диаграммах состояния I рода с той лишь разницей, что в данном случае эвтектика состоит не из механической смеси компонентов A и B , а из механической смеси их твёрдых растворов α и β . В данном случае эти твёрдые растворы как бы являются компонентами сплавов для той части диаграммы, которая ограничена длиной эвтектической линии. Соответственно, эвтектика в этом случае будет иметь вид: $\mathcal{E}(\alpha + \beta)$, а эвтек-

тическая реакция может быть записана так: $Ж \rightarrow \alpha E + \beta D$. Сплав с концентрацией компонентов A и B , соответствующей проекции точки C , т.е. сплав состава точки C , называется эвтектическим.

Все сплавы, расположенные между точками C и E , называются доэвтектическими. Их кристаллизация будет начинаться с выделения кристаллов α -твёрдого раствора (например, сплава II в точке 1). В интервале кристаллизации (например, между точками 1 и 2) у этих сплавов будет двухфазная структура $Ж + \alpha$. На линии EC (например, в точке 2) в доэвтектических сплавах будет проходить эвтектическая реакция у той части жидкости $Ж$, которая еще осталась в сплаве на этот момент (ее количество можно определить по правилу отрезков). Поэтому для доэвтектических сплавов правомерно будет записать эвтектическую реакцию в следующем виде:



Они после окончательного охлаждения будут иметь структуру $\alpha + Э(\alpha + \beta)$.

Все сплавы, расположенные между точками C и D , называются заэвтектическими. Их кристаллизация будет начинаться с выделения кристаллов β -твёрдого раствора (например, у сплава III в точке 1). В интервале кристаллизации (например, у сплава III между точками 1 и 2) эти сплавы имеют двухфазную структуру $Ж + \beta$. На линии CD у заэвтектических сплавов будет проходить эвтектическая реакция, подобная реакция доэвтектических сплавов, то есть $\beta + Ж \rightarrow \beta + Э(\alpha + \beta)$. Но при дальнейшем охлаждении

заэвтектических сплавов в их структуре будут проходить последующие превращения, которых не было в доэвтектических сплавах. Причиной этих превращений является наклонный характер линии DF . Как уже было показано ранее, при наклонном характере кривой растворимости компонента A в компоненте B (линия DF) с понижением температуры предельная растворимость A в B становится меньше того количества A , которое в данный момент присутствует в сплаве. Поэтому из твёрдого раствора β будет выделяться α_{II} . Следовательно, все заэвтектические сплавы ниже температуры эвтектического превращения (например, сплав III ниже точки 2) будут иметь следующую структуру: $\beta + \alpha + \beta + \alpha_{II}$. Эта структура содержит три структурных составляющих: β , $\alpha + \beta$ и α_{II} , но при этом структура является двухфазной: α -фаза и β -фаза.

Диаграмма с перитектическим превращением

Исходные данные сплава: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно – в твёрдом состоянии, не образуют химических соединений и образуют механические смеси в результате перитектической реакции.

Компоненты сплава: химические элементы A , B .

Фазы сплава: жидкость J , твердые растворы α и β .

Примером диаграмм этого типа является диаграмма состояния сплавов системы $Ag-Pt$. Перитектическим называется такое превращение, при котором жидкая фаза взаимодействует при постоянной температуре с ранее вы-

павшими кристаллами твёрдой фазы и при этом образуется новый вид кристаллов.

Диаграмма с перитектическим превращением приведена на рис. 3.6. На этой диаграмме линия ABC является линией ликвидус, линия $APDC$ – линией солидус, линия BD – линией перитектического превращения, а точка P – перитектической точкой.

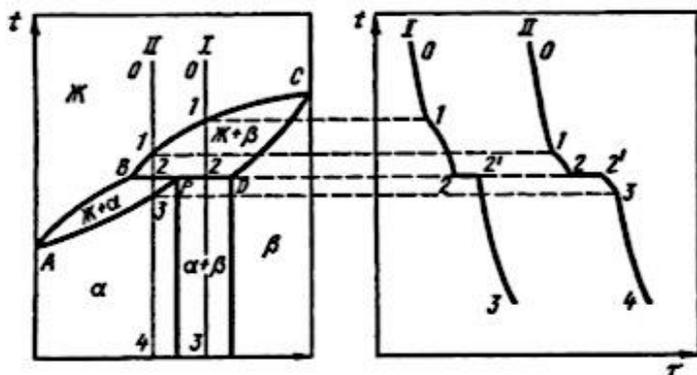


Рис. 3.6 – Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов с перитектикой

Все сплавы, в которых не протекает перитектическая реакция, т.е. сплавы, расположенные слева от точки B и справа от точки D , кристаллизуются в интервале между ликвидусом и солидусом аналогично тому, как протекает этот процесс на диаграммах состояния II рода.

Для всех сплавов, расположенных в пределах границ перитектической линии (точки B и D), будет проходить перитектическая реакция в виде: $Ж + \beta \rightarrow \alpha$. Однако процесс кристаллизации сплавов с концентрацией компонентов соответственно в пределах проекции точек B , P и D проте-

кает несколько по-разному. Так, у сплавов, расположенных между точками P и D , в интервале между линиями ликвидус и солидус (например, у сплава I между точками 1 , 2) из жидкости первоначально выделяются кристаллы β -раствора, т.е. эти сплавы имеют двухфазную структуру $Ж + \beta$. Но из-за того, что у этих сплавов имеется избыток β -фазы по сравнению с тем количеством жидкости, которое необходимо для протекания в полном объеме перитектической реакции ($Ж + \beta \rightarrow \alpha$), при охлаждении этих сплавов ниже линии перитектического превращения (у сплава I ниже точки 2) в их структуре помимо продуктов перитектической реакции (т.е. кристаллов α -твердого раствора) имеются также ранее выделившиеся из раствора кристаллы β -твёрдого раствора. При этом, чем ближе состав сплава расположен к точке P , тем меньше будет в структуре после перитектической реакции кристаллов β -твёрдого раствора. Все сплавы, расположенные между точками P и D , после окончательного охлаждения будут иметь двухфазную структуру α - и β -твёрдых растворов ($\alpha + \beta$).

Сплав, отвечающий по концентрации компонентов точке P , имеет такое соотношение жидкой фазы $Ж$ и твёрдой β -фазы, при котором после перитектической реакции в структуре сплава содержится только α -фаза, то есть в полном объеме проходит перитектическое превращение $Ж + \beta \rightarrow \alpha$.

У сплавов с концентрацией компонентов в интервале между точками B и P кристаллизация в интервале между линиями ликвидус и солидус (например, у сплава II между

точками 1 и 2) протекает также с выделением из жидкости кристаллов β -твёрдого раствора. Однако у этих сплавов при температуре перитектического превращения имеется избыток жидкой фазы по сравнению с тем количеством, которое необходимо для образования кристаллов α -твёрдого раствора концентрации, отвечающей точке P . Поэтому перитектическое превращение заканчивается исчерпанием β -твёрдого раствора, а оставшаяся жидкость в интервале между линией перитектики и солидусом (у сплава II в интервале между точками 2 и 3, например) кристаллизуется с образованием α -твёрдого раствора, следовательно, все сплавы, расположенные между точками B и P , будут после полного охлаждения иметь однородную структуру α -твёрдого раствора.

3.2.4. Диаграмма состояния IV рода – сплавов, образующих химические соединения

Исходные данные сплава: оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, нерастворимы в твёрдом состоянии, но образуют химические соединения.

Компоненты сплава: химические элементы A , B .

Фазы сплава: жидкость J , кристаллы компонентов A , B или химического соединения A_nB_m .

Химическое соединение может быть устойчивым, то есть до расплавления сплава не разлагаться при нагреве. Соответственно неустойчивое химическое соединение при нагреве разлагается.

Примером диаграмм состояния с устойчивым химическим соединением является диаграмма состояния сплавов системы Mg–Ca (рис. 3.7).

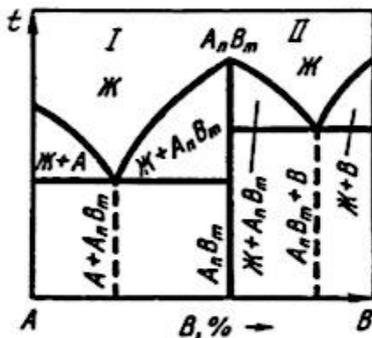


Рис. 3.7 – Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением

Химическое соединение (например, A_nB_m) характеризуется определенным соотношением компонентов ($n\%$ компонента A и $m\%$ компонента B , например). На оси концентрации компонентов (ось абсцисс) химическое соединение обозначает точку, из которой выходит вертикальная линия, фактически разбивающая диаграмму на две простые диаграммы, в которых химическое соединение выступает уже в качестве самостоятельного компонента и, соответственно, образует эвтектики с компонентом A по реакции $Ж \rightarrow A + A_nB_m$ (I простая диаграмма) и с компонентой B по реакции $Ж \rightarrow B + A_nB_m$ (II простая диаграмма).

Кристаллизация сплавов в пределах I и II простых диаграмм проходит аналогично кристаллизации сплавов, образующих эвтектику из чистых компонентов (диа-

грамма I рода). Поэтому после окончательного остывания у эвтектического сплава на I простой диаграмме структура будет состоять только из эвтектики $\mathcal{E}(A + A_nB_m)$, у эвтектического сплава на II простой диаграмме – из эвтектики $\mathcal{E}(B + A_nB_m)$; у доэвтектических сплавов соответственно на I простой диаграмме и на II простой диаграмме структура будет иметь вид: $A + \mathcal{E}(A + A_nB_m)$ и $A_nB_m + \mathcal{E}(B + A_nB_m)$; у заэвтектических сплавов на I простой диаграмме – $A_nB_m + \mathcal{E}(A + A_nB_m)$, у заэвтектических – на II простой диаграмме – $B + \mathcal{E}(B + A_nB_m)$.

3.2.5. Связь между свойствами сплавов и типом диаграмм состояния

Между типом диаграмм состояния и свойствами сплавов существует определенная взаимосвязь, и впервые эту связь установил Н.С. Курнаков. В схематичном виде она представлена на рис. 3.8.

У сплавов, кристаллизующихся с образованием эвтектики во всем диапазоне концентраций (диаграммы I рода), свойства изменяются по линейному закону в интервале между свойствами чистых компонентов (рис. 3.8, а). У сплавов, кристаллизующихся с образованием непрерывных твёрдых растворов (диаграммы II рода), свойства изменяются по кривой с максимумом, значительно отличающимся от свойств компонентов (рис. 3.8, б). При образовании ограниченных твёрдых растворов (диаграммы III рода) свойства сплавов в области однофазных твердых растворов изменяются по криволинейному закону, а в

двухфазной области – по прямолинейному закону, причем крайними точками на прямой являются свойства чистых фаз (рис. 3.8, в).

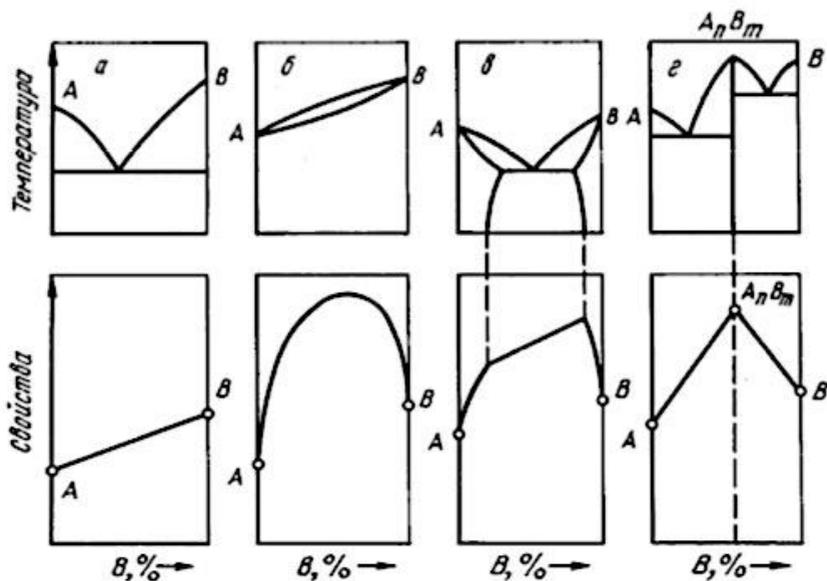


Рис. 3.8 – Связь между диаграммами состояния и свойствами сплавов (по Н.С. Курнакову)

Если при кристаллизации сплавов образуется химическое соединение (диаграммы IV рода), то свойства сплава при концентрации компонентов, соответствующей образованию этого химического соединения, достигают максимума (или минимума) на кривой изменения свойств с соответствующим переломом самой кривой. Точка перелома кривой, соответствующая составу химического соединения, называется сингулярной точкой (рис. 3.8, г).

ЧАСТЬ 2

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Глава 4

ЖЕЛЕЗО И ЕГО СПЛАВЫ

Железо с углеродом образует ряд химических соединений: Fe_3C , Fe_2C и др. Диаграмму состояния железо–углерод обычно изображают для соединения Fe_3C – цементита, содержащего 6,67% С. диаграмму состояния железо–цементит называют метастабильной диаграммой.

4.1. Компоненты и фазы в сплавах железо–углерод

Железо – серебристо-серый металл, принадлежит к VIII группе периодической системы Д.И. Менделеева, имеет атомную массу – 55,85, плотность – 7,86 г/см³, температуру плавления – 1536 °С. Чистое лабораторное железо содержит не более 0,0001% (или 10⁻⁴%) примесей, технически чистое – около 0,10–0,15% примесей. Прочность технического железа невелика: $\sigma_b = 250$ МПа при высокой пластичности $\delta = 50\%$, $\psi = 80\%$. Железо в твердом состоянии может находиться в двух полиморфных модификациях: ОЦК (объёмноцентрированная кубическая) и ГЦК (гранецентрированная кубическая). В интервале температур 910–1392 °С меньшую свободную энергию и большую стабильность имеет γ -железо с кристаллической решёткой ГЦК (рис. 4.1). Ниже 910 °С и выше 1392 °С устойчиво

α -железо с кристаллической решёткой ОЦК. Высокотемпературную модификацию α -железа иногда называют δ -железом, хотя оно и не представляет собой новой кристаллической фазы.

Кроме двух полиморфных превращений кривая охлаждения железа фиксирует магнитное превращение, при котором температурная остановка при 768 °С связана не с перестройкой кристаллической решетки и перекристаллизацией, а с внутриатомными изменениями внешних и внутренних электронных оболочек, способствующих изменениям магнитных свойств.

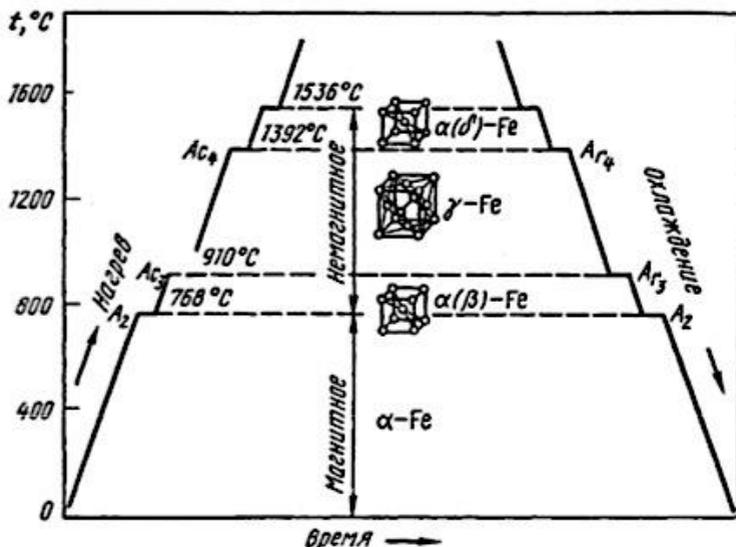


Рис. 4.1 – Кривая нагрева – охлаждения железа

Углерод, как компонент железоуглеродистого сплава, принадлежит к IV группе периодической системы. В природе он встречается в виде двух основных модифика-

ций: алмаза и графита. Атомная масса углерода 12, плотность графита $2,25 \text{ г/см}^3$, температура плавления $3500 \text{ }^\circ\text{C}$. Графит имеет гексагональную слоистую кристаллическую решетку. Графит – мягкий материал и обладает низкой прочностью. Прочность графита с увеличением температуры аномально растет: при $20 \text{ }^\circ\text{C}$ $\sigma_b = 20 \text{ МПа}$, при $2500 \text{ }^\circ\text{C}$ графит прочнее всех тугоплавких металлов.

Углерод образует с железом твердые растворы внедрения. Растворимость углерода в железе зависит от его кристаллической формы. Диаметр поры кристаллической решетки ОЦК значительно меньше, чем диаметр поры решетки ГЦК. Поэтому $\alpha\text{-Fe}$ способно растворять углерод в очень малом количестве, а растворимость углерода в $\gamma\text{-Fe}$ существенно больше. Влияние малого размера октаэдрической поры в решетке ОЦК на низкую растворимость углерода усугубляется еще тем, что сама октаэдрическая пора несимметрична: она вытянута по одной оси вследствие воздействия на нее близлежащих атомов, в том числе и в центре куба.

В системе железо–углерод присутствуют следующие фазы: жидкая фаза, твердые растворы на базе $\alpha\text{-Fe}$ (Φ) и на базе $\gamma\text{-Fe}$ (A), химическое соединение Fe_3C (C) и графит. В Φ и A могут растворяться многие легирующие элементы с образованием твердых растворов замещения, резко изменяя их свойства. Кроме того, легирование может значительно менять температуру границ существования этих фаз.

4.2. Диаграмма состояния железоуглеродистой системы железо–цементит (метастабильное состояние)

Диаграмма состояния железо–цементит приведена на рис. 4.2. Линия $ABCD$ – линия ликвидус, линия $AHJECF$ – солидус. Точка A соответствует температуре плавления железа (1536°C), точка D – температуре плавления цемента (1252°C). Точки N и G соответствуют температурам полиморфного превращения железа.

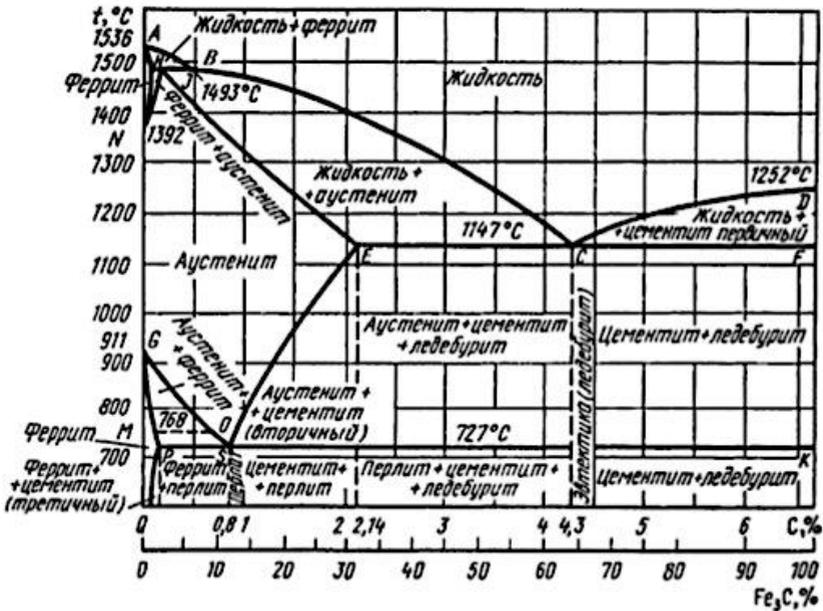


Рис. 4.2 – Диаграмма состояния системы Fe–Fe₃C

В системе Fe–Fe₃C на разных ярусах происходят эвтектическое и эвтектоидное превращения. По линии ECF при 1147°C происходит эвтектическое превращение: $ЖС\ AE + ЦF$. Образующаяся эвтектика называется леде-

буритом. Ледебурит (*Л*) – механическая смесь аустенита и цементита, содержащая 4,3% углерода. По линии *PSK* при 727 °С происходит эвтектоидное превращение: *AS ФР + ЦК*, в результате которого из аустенита, содержащего 0,8% С, образуется механическая смесь феррита и цементита. Эвтектоидное превращение происходит аналогично кристаллизации эвтектики, но не из жидкости, а из твердого раствора. Образующийся эвтектоид называется перлитом. Перлит (*П*) – механическая смесь феррита и цементита, содержащая 0,8% С, состоит из пластинок цементита в ферритной основе, на травленном шлифе имеет блеск перламутра, отсюда и название – перлит. Зерно перлита состоит из параллельных пластинок цементита и феррита. Чем грубее и крупнее выделения цементита, тем хуже механические свойства перлита. Аустенит, входящий в состав ледебурита, при 727 °С также испытывает эвтектоидное превращение. Поэтому ниже 727 °С ледебурит состоит из механической смеси перлита и цементита. Чаще всего пользуются более упрощенной диаграммой состояния Fe₃C (без перитектики), так как все сплавы, содержащие до 2,14% С, после завершения кристаллизации имеют аустенитную структуру.

На рис. 4.3 приведены кривые охлаждения сплавов, содержащих менее 0,02% С; 0,5; 0,8; 1,7; 3,5; 4,3; 5,5% С.

Сплав 1, содержащий менее 0,02% С, фактически представляет собой технически чистое железо. Точка 1 соответствует началу кристаллизации аустенита, точка 2 – окончанию кристаллизации. При охлаждении от точки 2 до

точки 3 никаких превращений в образовавшемся аустените не происходит. В точке 3 начинается, а в точке 4 заканчивается перестройка кристаллической решетки аустенита (ГЦК) в кристаллическую решётку феррита (ОЦК). При охлаждении в интервале температур 3–4 состав аустенита меняется по линии *GS*, а состав феррита – по линии *GP*. От точки 4 до точки 5 превращений не происходит, образовавшийся феррит просто охлаждается.

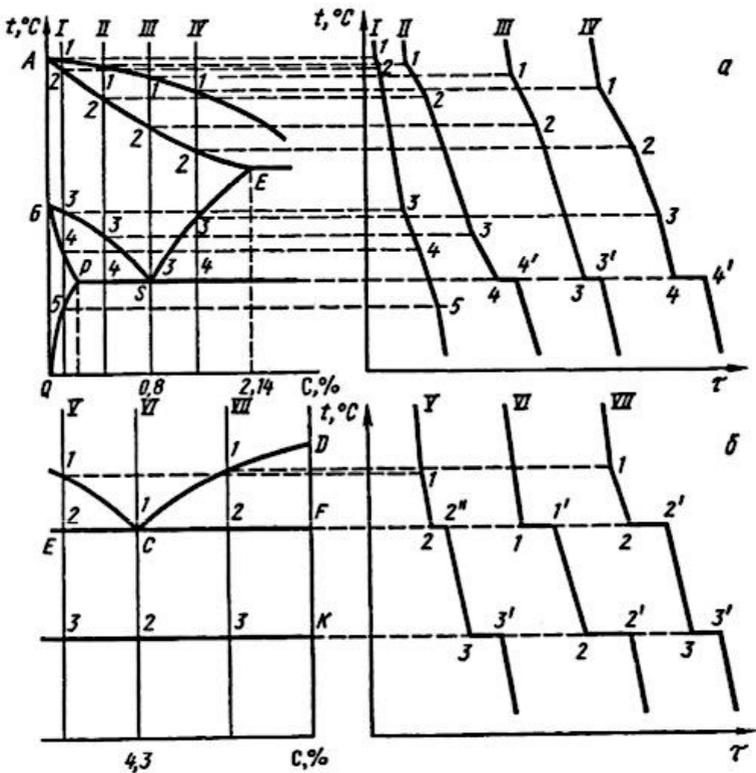


Рис. 4.3 – Кривые охлаждения железоуглеродистых сплавов с разным содержанием углерода: левая (а) и правая (б) части диаграммы состояния системы Fe–Fe₃C

Линия PQ соответствует линии переменной растворимости. Ниже этой линии сплав пересыщен углеродом, происходит выделение избыточного углерода, образующего химическое соединение с железом, т.е. цементит. При охлаждении цементит выделяется непрерывно, и концентрация углерода в феррите уменьшается по линии PQ , составляя при комнатной температуре $< 0,006\%$ С. Цементит, выделяющийся из феррита, называют третичным цементитом и обозначают $Ц_{III}$.

Сплав II содержит $0,5\%$ С. Образование кристаллов аустенита происходит в интервале температур $1-2$. Состав аустенита изменяется по линии солидус AE , а состав жидкой фазы – по линии ликвидус AC . В точке 2 кристаллизация аустенита заканчивается, и от точки 2 до точки 3 структурных изменений в нем не происходит, аустенит просто охлаждается. В точке 3 начинается выделение феррита из аустенита. Концентрация углерода в феррите изменяется по линии GP , а концентрация углерода в аустените – по линии GS . При охлаждении сплава до точки 4 состав аустенита будет соответствовать точке S , т.е. эвтектоидному составу. При температуре $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ произойдет эвтектоидное превращение с образованием перлита $AS \rightarrow \Phi P + ЦК$. При комнатной температуре структура сплава состоит из феррита и перлита. Количество перлита в структуре увеличивается по мере роста содержания углерода в сплаве вплоть до концентрации $0,8\%$.

Сплав III, содержащий $0,8\%$ С, по составу соответствует точке S . Аустенит сплава с такой концентрацией углеро-

да не испытывает превращений при охлаждении до 727 °С, а при этой температуре весь аустенит превращается в перлит. При комнатной температуре структура сплава состоит из одного перлита.

Концентрация углерода в сплаве IV составляет более 0,8%, но менее 2,14%. До точки 3 превращения в этом сплаве такие же, как в сплавах II и III. При охлаждении в диапазоне температур между точками 3–4 из кристаллической решетки аустенита выделяется избыточный углерод с образованием вторичного цементита C_{II} . При этом содержание углерода в аустените изменяется по линии ES . На линии PSK при температуре 727 °С происходит эвтектоидное превращение, при котором аустенит превращается в перлит. Поэтому при комнатной температуре структура сплава состоит из перлита и вторичного цементита.

Сплавы V, VI, VII содержат более 2,14% углерода. При первичной кристаллизации таких сплавов происходит эвтектическое превращение, в процессе которого из жидкости, содержащей 4,3% углерода, образуется ледебурит – механическая смесь двух твердых фаз: A и C .

В сплаве V кристаллизация начинается в точке 1 выделением аустенита из жидкого раствора и заканчивается в точке 2. При охлаждении в интервале температур между точками 1 и 2 состав аустенита изменяется по линии солидус, а концентрация углерода в жидкой фазе – по линии ликвидус. В точке 2 при 1147 °С состав жидкости соответствует точке C , т.е. жидкость имеет концентрацию углерода, равную 4,3%. Количественное соотношение жидкой и

твердой фаз в точке 2 определяется отношением отрезков $E2$ и $2C$. Длину отрезков можно измерять в миллиметрах или определять по разности концентраций. Если соотношения отрезков умножить на 100, то получим количество составляющих в процентах. При 1147°C происходит эвтектическое превращение $ЖС \rightarrow AS + ЦФ$. При дальнейшем охлаждении в интервале 2–3 из аустенита, как структурно свободного, так и входящего в эвтектику (ледебурит), выделяется вторичный цементит. Состав аустенита изменяется по линии ES , т.е. от 2,14 до 0,8% С. В точке 3 происходит перлитное превращение аустенита, содержащего 0,8% С. Структура сплава V при комнатной температуре состоит из перлита и ледебурита. Вторичный цементит и цементит ледебурита сливаются и практически неразличимы.

В сплаве VI, содержащем 4,3% С, при эвтектической температуре вся жидкость превращается в ледебурит. При понижении температуры содержание углерода в аустените, входящем в ледебурит, понижается по линии ES . При 727°C происходит перлитное превращение аустенита.

В сплаве VII кристаллизация начинается с образования кристаллов цементита. Такой цементит называют первичным. Первичный цементит выделяется из жидкости при охлаждении в интервале температур 1–2. Состав жидкости при этом меняется по линии ликвидус и в точке 2 жидкость содержит 4,3% С. Количественное соотношение жидкой и твердой фаз в точке 2 определяется соотношением отрезков $E2$ и $2C$. При 1147°C происходит эвтектическое превращение. Аустенит образовавшегося ледебурита

при охлаждении испытывает превращения, рассмотренные выше. При комнатной температуре структура сплава VII состоит из ледебурита и первичного цементита.

На свойства сплавов оказывает большое влияние различие в размерах и расположении выделений цементита. C_I выделяется при высоких температурах непосредственно из жидкой фазы. Его кристаллы – крупные, то есть C_I дает наиболее грубые выделения. C_{II} выделяется из аустенита при достаточно высоких температурах и высокой скорости диффузии. Поэтому C_{II} образуется в виде сетки по границам зерен. C_{III} выделяется из феррита при сравнительно низких температурах. C_{III} выделяется обычно внутри зерен в виде дисперсных включений. Эти включения увеличивают прочность феррита.

Сплавы системы Fe–Fe₃C по структурному признаку делят на две группы: углеродистые стали и белые чугуны.

Углеродистые стали содержат до 2,14% С и заканчивают кристаллизацию образованием аустенита. Белые чугуны содержат более 2,14% С и заканчивают кристаллизацию образованием эвтектики – ледебурита.

Структуры сталей и чугунов с разным содержанием углерода приведены на рис. 4.4 и 4.5.

Отсутствие в структуре сталей хрупкой эвтектики – ледебурита – повышает их пластичность, что позволяет подвергать их обработке давлением. Вместе с тем наличие в структуре чугунов легкоплавкого ледебурита повышает их литейные свойства.

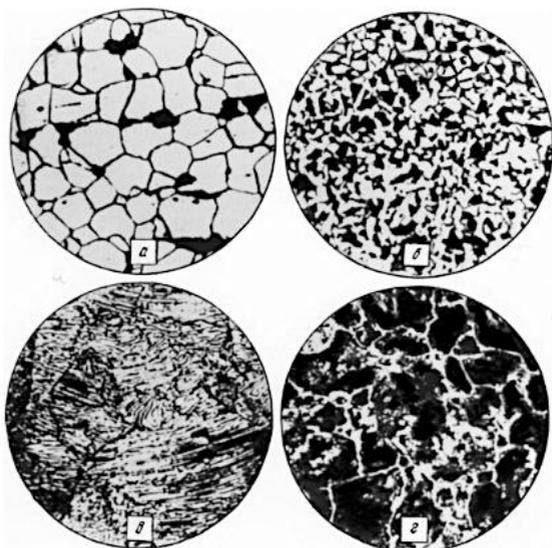


Рис. 4.4 – Микроструктура сталей с различным содержанием углерода, %: *а* – 0,1; *б* – 0,4; *в* – 0,8; *г* – 1,2 $\times 200$

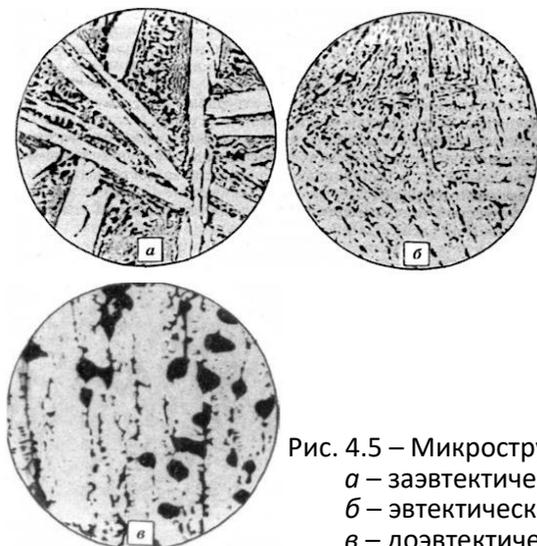


Рис. 4.5 – Микроструктура белых чугунов:
а – заэвтектический, 5 % С;
б – эвтектический, 4,3 % С;
в – доэвтектический чугун, 3 % С $\times 200$

По структуре углеродистые стали бывают доэвтектоидные ($\Phi + \Pi$), эвтектоидные (Π) и заэвтектоидные ($\Pi + \text{Ц}$).

Белые чугуны также делятся на доэвтектические ($A + \Pi$), эвтектические (Π) и заэвтектические ($\Pi + \text{Ц}$).

В чугунах, содержащих значительное количество кремния, происходит образование графита. Углерод в виде графита выделяется непосредственно из жидкого расплава или аустенита, либо за счет распада предварительно образовавшегося цементита. Вероятность образования метастабильного цементита из жидкой фазы или аустенита значительно выше, чем графита. Так как графит полностью состоит из углерода, а цементит содержит его лишь 6,67%, состав жидкой фазы и аустенита ближе к цементиту, чем к графиту, отчего образование цементита из жидкости или аустенита происходит кинетически значительно легче, чем графита. Графит образуется в узком интервале температур только при малых скоростях охлаждения, когда мала степень переохлаждения жидкой фазы. При ускоренном охлаждении (переохлаждении жидкого чугуна ниже 1147 °C) происходит образование цементита.

4.3. Общая характеристика углеродистых сталей

Сплавы железа с углеродом, содержащие до 2,14% C (точка E) при малом содержании других элементов, называются углеродистыми сталями. Углеродистые стали завершают кристаллизацию образованием аустенита. В их структуре нет эвтектики (ледебурита), благодаря чему они обладают высокой пластичностью, особенно при нагреве, и хорошо деформируются.

Углеродистые стали выплавляются в электропечах, мартеновских печах и кислородных конвертерах. Наилучшими свойствами обладает электросталь, более чистая по содержанию вредных примесей – серы и фосфора, а также газов и неметаллических включений. Она идет для изготовления наиболее ответственных деталей.

По способу раскисления различают кипящие, полуспокойные и спокойные стали. При одинаковом содержании углерода кипящие, полуспокойные и спокойные стали имеют близкие величины прочностных свойств и различаются значениями характеристик пластичности. Содержание кремния в спокойной стали составляет 0,15–0,35%, в полуспокойной 0,05–0,15%, в кипящей до 0,05%.

Для раскисления кипящей стали кремний и алюминий не применяют, ее раскисляют марганцем. Кипящая сталь имеет резко выраженную химическую неоднородность в слите. Ее основным преимуществом является высокий (более 95%) выход годного. Благодаря низкому содержанию кремния и углерода кипящие стали хорошо штампуются в холодном состоянии. Из-за повышенной концентрации кислорода кипящие стали имеют сравнительно высокий порог хладноломкости и их не рекомендуют применять для изделий северного исполнения. У полуспокойной стали, раскисляемой марганцем и в ковше алюминием, выход годного составляет 90–95%.

Спокойная сталь раскисляется кремнием, марганцем и алюминием. Выход годных слитков спокойной стали

около 85%, но металл значительно более плотен и имеет более однородный химический состав.

Свойства углеродистых сталей зависят от содержания основного элемента – углерода, а также от содержания постоянных и скрытых примесей.

4.4. Влияние углерода на свойства стали

Углерод является важнейшим элементом, определяющим структуру и свойства углеродистой стали. Даже малое изменение содержания углерода оказывает заметное влияние на свойства стали. С увеличением углерода в структуре стали растет содержание цементита. При содержании до 0,8% С сталь состоит из феррита и перлита, при содержании более 0,8% С в структуре стали кроме перлита появляются структурно свободный вторичный цементит.

Феррит имеет низкую прочность, но сравнительно пластичен. Цементит характеризуется высокой твердостью, но хрупок. Поэтому с ростом содержания углерода увеличиваются твердость и прочность и уменьшаются вязкость и пластичность стали (рис. 4.6). Рост прочности происходит при содержании в стали до 0,8–1,0% С. При увеличении содержания углерода более 1,0% уменьшается не только пластичность, но и прочность стали. Это связано с образованием сетки хрупкого цементита вокруг перлитных зерен, легко разрушающейся при нагружении. По этой причине заэвтектоидные стали подвергают специальному отжигу, в результате которого получают структуру зернистого перлита.

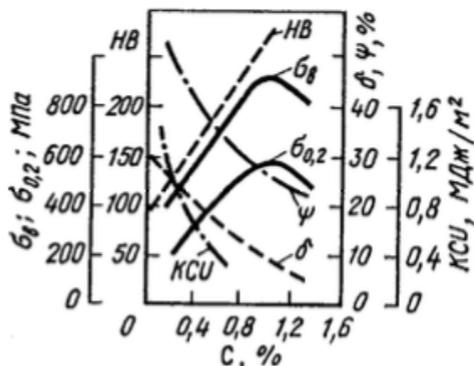


Рис. 4.6 – Зависимость механических свойств стали от содержания углерода

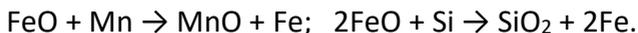
Углерод оказывает существенное влияние на технологические свойства стали: свариваемость, обрабатываемость давлением и резанием. С увеличением содержания углерода ухудшается свариваемость и способность деформироваться в горячем и особенно в холодном состоянии.

Лучше всего обрабатываются резанием среднеуглеродистые стали, содержащие 0,3–0,4% С. Низкоуглеродистые стали при механической обработке дают плохую поверхность и трудноудаляемую стружку. Высокоуглеродистые стали имеют повышенную твердость, что снижает стойкость инструмента.

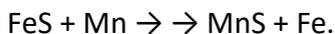
4.5. Влияние примесей на свойства стали

Постоянными примесями в углеродистых сталях являются марганец, кремний, сера, фосфор, а скрытые примеси – газы: кислород, азот, водород.

Полезными примесями являются марганец и кремний. Их вводят в сталь в процессе выплавки для раскисления:



В углеродистой стали содержится до 0,8% Mn. Помимо раскисления марганец в этих количествах полностью растворяется в феррите и упрочняет его, увеличивает прокаливаемость стали, а также уменьшает вредное влияние серы, связывая ее:



В полностью раскисленной углеродистой стали содержится до 0,4% Si. Кремний является полезной примесью, так как эффективно раскисляет сталь и, полностью растворяясь в феррите, способствует его упрочнению.

Вредными примесями в стали являются сера и фосфор. Основным источником серы в стали – исходное сырье (чугун). Сера снижает пластичность и вязкость стали, а также сообщает стали красноломкость при прокатке и ковке. Сера нерастворима в стали. Она образует с железом соединение FeS – сульфид железа, хорошо растворимый в металле. При малом содержании марганца благодаря высокой ликвации серы в стали может образовываться легкоплавкая эвтектика Fe–FeS ($t_{пл} = 988 \text{ }^\circ\text{C}$), которая располагается по границам зерен. При нагреве стальных заготовок до температур горячей деформации включения эвтектики сообщают стали хрупкость, а при некоторых условиях могут даже плавиться и при деформировании образовывать надрывы и трещины. Марганец устраняет красноломкость,

так как сульфиды марганца не образуют сетки по границам зерен и имеют температуру плавления около 1620 °С, что выше температуры горячей деформации. Вместе с тем сульфиды марганца, как и другие неметаллические включения, также снижают вязкость и пластичность, уменьшают усталостную прочность стали. Поэтому содержание серы в стали должно быть как можно меньше.

Повышенное (до 0,2%) содержание серы допускается лишь в автоматных сталях для изготовления крепежных деталей неотчетственного назначения. Сера улучшает обрабатываемость стали.

Основной источник фосфора – руды, из которых выплавляется исходный чугу́н. Фосфор является вредной примесью, способной в количестве до 1,2% растворяться в феррите. Растворяясь в феррите, фосфор уменьшает его пластичность. Фосфор резко отличается от железа по типу кристаллической решетки, диаметру атомов и их строению. Поэтому фосфор располагается вблизи границ зерен и способствует их охрупчиванию, повышая температурный порог хладноломкости.

Скрытые примеси – кислород, азот, водород – присутствуют в стали либо в виде твердого раствора в феррите, либо в составе химических соединений (нитриды, оксиды), либо в свободном состоянии в порах металла. Кислород и азот мало растворимы в феррите. Они загрязняют сталь хрупкими неметаллическими включениями, что снижает вязкость и пластичность стали. Водород находится в твердом растворе и особенно сильно охрупчивает сталь.

Повышенное содержание водорода, особенно в хромистых и хромоникелевых сталях, приводит к образованию внутренних трещин – флокенов.

Даже небольшие концентрации газов оказывают резко отрицательное влияние на свойства, ухудшая пластические и вязкие характеристики стали. Поэтому вакуумирование является важной операцией для улучшения свойств стали. Кроме того, в углеродистых сталях присутствуют такие случайные примеси, как Cr, Ni, Cu, наличие которых обусловлено загрязненностью шихты.

4.6. Классификация углеродистых сталей

Углеродистые стали классифицируют по структуре, качеству, способу производства и раскисления (рис. 4.7).

По структуре различают:

1) доэвтектоидную сталь, содержащую до 0,8% С, структура которой состоит из феррита и перлита;

2) эвтектоидную, содержащую около 0,8% С, структура которой состоит только из перлита;

3) заэвтектоидную, содержащую 0,8–2,14% С; её структура состоит из зёрен перлита, окаймленных сеткой цементита.

По способу производства различают стали, выплавляемые в электропечах, мартеновских печах и кислородно-конвертерным способом.

По способу раскисления различают кипящие, полуспокойные и спокойные стали.

По качеству различают стали обыкновенного качества и качественные стали. Стали обыкновенного качества содержат не более 0,05% S и не более 0,04% P. Качественные стали содержат не более 0,04% S (в случае инструментальных сталей до 0,03%) и не более 0,035% P, они менее загрязнены неметаллическими включениями и газами. В особо ответственных случаях применяются стали, содержащие менее 0,02% S и 0,03% P. Поэтому при одинаковом содержании углерода качественные стали имеют более высокие пластичность и вязкость, особенно при низких температурах. Качественные стали предпочтительнее для изготовления изделий, эксплуатируемых при низких температурах, в частности в условиях Севера и Сибири.



Рис. 4.7 – Классификация сталей

Стали обыкновенного качества изготавливают по ГОСТ 380–94. Выплавка их обычно производится в крупных мартеновских печах и кислородных конвертерах. Обозначают их буквами «Ст» и цифрами от 0 до 6, например, Ст0, Ст1, ..., Ст6. Буквы «Ст» обозначают «сталь», цифры – условный номер марки стали в зависимости от ее химического состава. В конце обозначения марки стоят буквы «кп», «пс», «сп», которые указывают на способ раскисления: «кп» – кипящая, «пс» – полуспокойная, «сп» – спокойная.

Химический состав стали должен соответствовать нормам, указанным в табл. 4.1.

Таблица 4.1

Состав углеродистых сталей обыкновенного качества, %

Марка стали	C	Mn	Si
Ст0	≤ 0,23	–	–
Ст1кп	0,06–0,12	0,25–0,5	≤ 0,05
Ст1сп	0,06–0,12	0,25–0,5	0,12–0,3
Ст2кп	0,09–0,15	0,25–0,5	0,07
Ст2сп	0,09–0,15	0,25–0,5	0,12–0,3
Ст3кп	0,14–0,22	0,3–0,6	≤ 0,07
Ст3пс	0,14–0,22	0,4–0,65	0,05–0,17
Ст3сп	0,14–0,22	0,4–0,65	0,12–0,3
Ст4кп	0,18–0,27	0,4–0,7	≤ 0,07
Ст4сп	0,18–0,27	0,4–0,7	0,12–0,3
Ст5пс	0,28–0,37	0,5–0,8	0,05–0,17
Ст5сп	0,28–0,37	0,5–0,8	0,15–0,35
Ст6пс	0,38–0,49	0,5–0,8	0,05–0,17
Ст6сп	0,38–0,49	0,5–0,8	0,15–0,35

Чем больше цифра условного номера стали, тем выше в ней содержание углерода. Содержание серы в стали всех марок, кроме Ст0, должно быть не более 0,050%, фосфора – не более 0,040%; в стали марки Ст0 серы – не более 0,060%, фосфора – не более 0,070%.

Качественные углеродистые стали выплавляются в электропечах, кислородных конвертерах и мартеновских печах по ГОСТ 1050–88. Качественные стали поставляют по химическому составу и по механическим свойствам (табл. 4.2). К ним предъявляются более жесткие требования по содержанию вредных примесей (серы не более 0,02%, фосфора не более 0,035%). Для сталей марок 11кп и 18кп, применяемых для плакировки, содержание серы должно быть не более 0,035%, фосфора не более 0,030%.

Таблица 4.2

Состав и свойства некоторых марок качественных углеродистых сталей (ГОСТ 1050–88)

Марка	Содержание элементов в %		Механические свойства на образцах из нормализованной заготовки			
	углерода С	марганца Mn	предел текучести в кг/мм ² не менее	предел прочности в кг/мм ² не менее	удлинение в % не менее	сужение площади поперечного сечения в % не менее
15	0,10–0,20	0,35–0,65	22	37	27	55
20	0,15–0,25	0,35–0,65	25	41	25	55
30	0,25–0,35	0,50–0,80	29	48	21	50
40	0,35–0,45	0,50–0,80	32	57	17	45
20Г	0,17–0,25	0,70–1,00	25	4С	22	50
40Г	0,35–0,45	0,70–1,00	33	60	14	45
30Г2	0,25–0,35	1,40–1,80	35	60	15	45

Качественные углеродистые стали маркируют двузначными цифрами 05, 10, 15, ..., 60, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента.

При обозначении кипящей или полуспокойной стали в конце марки указывается степень раскисленности: кп, пс. В случае спокойной стали степень раскисленности не указывается.

По содержанию углерода качественные углеродистые стали подразделяются на низкоуглеродистые (до 0,25% С), среднеуглеродистые (0,3–0,5% С) и высокоуглеродистые конструкционные (до 0,65% С).

Для изделий ответственного назначения применяют высококачественные стали с еще более низким содержанием серы и фосфора. Необходимость обеспечения низкого содержания вредных примесей в высококачественных сталях дополнительно удорожает и усложняет их производство. Поэтому обычно высококачественными сталями бывают не углеродистые, а легированные стали. При обозначении высококачественных сталей в конце марки добавляется буква А, например, сталь У10А для изготовления ударного и режущего инструмента, где «У» означает углеродистую сталь, а цифра – содержание углерода в десятых долях процента.

4.7. Влияние легирующих элементов на свойства стали

Легирующими элементами называют элементы, специально вводимые в сталь для изменения ее строения и свойств. Соответственно стали, содержащие легирующие

элементы, называются легируемыми. При этом, если содержание кремния превышает 0,4% или марганца – 0,8%, то они также относятся к легирующим элементам.

Концентрация некоторых легирующих элементов может быть очень малой. В количестве до 0,1% вводят Nb, Ti, а содержание бора обычно не превышает 0,005%. Если концентрация элемента составляет около 0,1% и менее, легирование стали принято называть *микрولةгированием*.

Появление и широкое распространение легируемых сталей обусловлено непрерывным ростом требований, предъявляемых к материалам по мере прогресса техники. Легирование производится с целью изменения механических (прочности, пластичности, вязкости), физических (электропроводности, магнитных характеристик, радиационной стойкости) и химических (коррозионной стойкости в разных средах) свойств.

Необходимый комплекс свойств обычно обеспечивается не только легированием, но и термической обработкой, позволяющей получать наиболее оптимальную структуру металла. Легируемые стали дороже углеродистых, и поэтому применять их без термической обработки нерационально.

Применение легирующих элементов существенно влияет на себестоимость стали. При использовании тех или иных легирующих элементов руководствуются не только их влиянием на свойства стали, но и экономическими соображениями, в частности стоимостью добычи и получения, а также дефицитностью.

Основными легирующими элементами являются Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, Al, Cu, Ti, Nb, Zr, В. Часто сталь легируют не одним, а несколькими элементами, например, Cr и Ni, получая хромоникелевую сталь, Cr и Mn – хромомарганцевую сталь, Cr, Ni, Mo, V – хромоникельмолибденованадиевую сталь.

Легирующие элементы, вступая во взаимодействие с железом и углеродом, могут участвовать в образовании различных фаз в легированных сталях: легированного феррита – твердого раствора легирующего элемента в α -Fe; легированного аустенита – твердого раствора легирующего элемента в γ -Fe; легированного цементита – твердого раствора легирующего элемента в цементите или при увеличении содержания легирующего элемента сверх определенного предела – специальных карбидов.

Если проанализировать с помощью двойных диаграмм состояния систему железо – легирующий элемент, как легирующие элементы влияют на расширение области γ -твердого раствора железа (легированного аустенита) и, наоборот, на сужение области γ -твёрдого раствора и соответственно расширение области α -твёрдого раствора, то есть легированного феррита, то по этому влиянию все легирующие элементы можно разделить на две группы: расширяющие область γ -твердых растворов – аустенитообразующие легирующие элементы и сужающие γ -область (расширяющие область α -твердых растворов) – ферритообразующие легирующие элементы.

К числу аустенитообразующих легирующих элементов относятся Ni, Mn, Co, Cu, C, N. К числу ферритообразующих легирующих элементов относятся Cr, Si, Al, Mo, V, Ti.

При легировании сталей аустенитообразующими элементами в большом количестве происходит полное «выклинивание» области α -Fe, и стали будут иметь аустенитную структуру при температуре 20 °С – аустенитные стали.

Наоборот, при легировании сталей ферритообразующими элементами в большом количестве может произойти «выклинивание» области γ -Fe, и стали приобретут чисто ферритную структуру – ферритные стали.

При комбинированном легировании сталей аустенитообразующими и ферритообразующими элементами структура стали будет состоять из аустенита и феррита, а стали будут аустенитно-ферритные.

В большинстве конструкционных сталей феррит при температуре эксплуатации является основной структурной составляющей, занимающей не менее 90% объема металла. Поэтому от свойств феррита во многом в целом зависят свойства стали. Чем больше разница в атомных размерах железа и легирующего элемента, тем больше искажение кристаллической решетки, тем выше твердость, прочность, но ниже пластичность и особенно вязкость феррита.

4.8. Карбиды в легированных сталях

Карбидообразующими легирующими элементами называют элементы, обладающие большим, чем железо, сродством к углероду. По возрастанию сродства к углероду и устойчивости карбидных фаз карбидообразующие эле-

менты располагаются в следующий ряд: Fe – Mn – Cr – Mo – W – Nb – Zr – Ti. Чем устойчивее карбид, тем труднее он растворяется в аустените и выделяется при отпуске.

При введении в сталь в сравнительно небольшом количестве легирующий карбидообразующий элемент сначала растворяется в цементите, замещая часть атомов железа; при этом образуется легированный цементит, например, $(\text{FeMn})_3\text{C}$. С увеличением содержания легирующего элемента сверх предела растворимости образуются специальные карбиды типа Cr_7C_3 , Mn_3C и др.

По строению кристаллической решётки различают карбиды двух типов. К карбидам первой группы относятся Fe_3C , Mn_3C , Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 со сложными кристаллическими решётками. Эти карбиды недостаточно прочны, при нагреве стали распадаются с образованием твёрдого раствора легирующих элементов в аустените. Карбиды второй группы Mo_2C , WC , TiC имеют простые кристаллические решетки. Они характеризуются большей прочностью и распадаются при более высоких температурах нагрева. Все карбиды обладают высокой твердостью, но твердость карбидов второй группы несколько выше твердости карбидов первой группы. С повышением дисперсности карбидов растет твердость и прочность стали.

4.9. Классификация легированных сталей

Легированные стали классифицируют по структуре в равновесном состоянии, по структуре после охлаждения на воздухе, по количеству легирующих элементов и по назначению.

По равновесной структуре стали делятся на доэвтектоидные с избыточным ферритом в структуре, эвтектоидные с перлитной структурой, заэвтектоидные с избыточными карбидами и ледебуритные стали, в структуре которых присутствуют первичные карбиды, выделившиеся из жидкой стали. Последнее обстоятельство объясняется тем, что легирующие элементы сдвигают влево точки S , E диаграммы железо–углерод. Поэтому граница между перечисленными сталями проходит при меньшем содержании углерода по сравнению со значениями, указанными на диаграмме Fe–Fe₃C.

Учитывая, что некоторые элементы резко сужают или расширяют область γ -железа, кроме этих групп сталей различают *аустенитные и ферритные стали*.

Углеродистые стали бывают первых трех классов, легированные – всех шести классов.

По структуре после охлаждения на воздухе различают: перлитные стали, характеризующиеся низким содержанием легирующих элементов и соответственно невысокой устойчивостью переохлажденного аустенита; мартенситные стали со средним содержанием легирующих элементов и, соответственно, высокой устойчивостью аустенита и аустенитные стали, содержащие большое количество легирующих элементов и сохраняющие аустенитную структуру при комнатной температуре.

По количеству легирующих элементов различают низколегированные стали, содержащие до 2,5% легирующих элементов, среднелегированные – от 2,5 до 10%

и высоколегированные стали, содержащие более 10% легирующих элементов.

По назначению различают три группы сталей: конструкционные (машиностроительные, строительные), инструментальные (штамповые, для режущего и мерительного инструмента) и стали с особыми физическими и химическими свойствами (коррозионностойкие, жаропрочные, электротехнические, магнитные и др.).

4.10. Принципы маркировки легированных сталей

В России принята буквенно-цифровая система маркировки легированных сталей. Каждая марка стали содержит определенное сочетание букв и цифр. Легирующие элементы обозначаются русскими буквами (табл. 4.3).

Таблица 4.3

Обозначение легирующих элементов

Химический элемент	Обозначение		Химический элемент	Обозначение	
Ниобий	Nb	Б	Бор	В	Р
Вольфрам	W	В	Кремний	Si	С
Марганец	Mn	Г	Титан	Ti	Т
Медь	Cu	Д	Ванадий	V	Ф
Кобальт	Co	К	Хром	Cr	Х
Молибден	Mo	М	Цирконий	Zr	Ц
Никель	Ni	Н	Алюминий	Al	Ю

Цифры вначале названия марки указывают, сколько углерода содержит материал. Если указано две цифры – содержатся сотые доли процента, если одна – десятые.

Если содержание легирующего элемента больше 1%, то после буквы указывается его среднее значение в целых процентах. Если содержание легирующего элемента около 1% или меньше, то после соответствующей буквы цифра не ставится. На содержание азота указывает буква А, находящаяся в середине марки. Две буквы А (АА) показывают состав особо чистой стали и эти буквы стоят в конце. Сталь особо высокого качества в конце марки имеет букву Ш.

В качестве основных легирующих элементов в конструкционных сталях применяют хром до 2%, никель – 1–4%, марганец – до 2%, кремний – 0,6–1,2%. Такие легирующие элементы, как Мо, W, V, Ti, обычно вводят в сталь в сочетании с Cr, Ni с целью дополнительного улучшения тех или иных физико-механических свойств.

В конструкционных сталях эти элементы обычно содержатся в следующих количествах, %: Мо 0,2–0,4; W 0,5–1,2; V 0,1–0,3; Ti 0,1–0,2. Пример расшифровки марки легированной стали 40Х9С2 приведен на рис. 4.8.

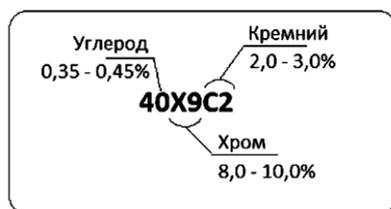


Рис. 4.8 – Пример расшифровки марки легированной стали

Состав некоторых марок легированных сталей приведен в табл. 4.4.

Таблица 4.4

Химический состав некоторых марок легированных сталей

Марка стали	Содержание элементов. %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	Другие
						не более		
Цементуемые стали								
15ХФ	0,12-0,18	0,40-0,70	0,17-0,37	0,80-1,10	до 0,30	0,035	0,035	0,06-0,12V
20ХН	0,17-0,23	²	"	0,45-0,75	1,0-1,4	²	²	-
18ХГТ	²	0,80-1,10	"	1,0-1,3	до 0,30	²	²	0,03-0,09Ti
18ХН1МА	0,14-0,20	0,25-0,55	"	1,35-1,65	4,0-4,4	0,025	0,025	0,30-0,40 Mo
Улучшаемые стали								
40Х	0,36-0,44	0,50-0,80	"	0,80-1,10	До 0,30	0,035	0,035	-
30ХГС	0,28-0,35	0,80-1,10	0,9-1,2	²	"	"	"	-
40ХНМА	0,37-0,44	0,50-0,80	0,17-0,37	0,6-0,9	1,2-1,6	0,025	0,025	0,15-0,25 Mo
3ВХН3МФА	0,30-0,42	²	"	1,2-1,5	3,0-3,4	"	"	0,35-0,45 Mo 0,1-0,2V

В инструментальных сталях в начале обозначения марки стали ставится цифра, показывающая содержание углерода в десятых долях процента. Начальную цифру опускают, если содержание углерода около 1% или более. Например, сталь 3Х2В8Ф содержит, %: 0,3–0,4 С, 2,2–2,7 Cr, 7,5–8,5 W, 0,2–0,5 V; сталь 5ХНМ – 0,5–0,6 С, 0,5–0,8 Cr, 1,4–1,8 Ni, 0,19–0,30 Mo; сталь ХВГ – 0,90–1,05 С, 0,9–1,2 Cr, 1,2–1,6 W, 0,8–1,1 Mn.

Для некоторых групп легированных сталей приняты дополнительные обозначения. Марки автоматных сталей начинаются с буквы А (например, АС20ХГНМ, А12, А20), подшипниковых – с буквы Ш (например, сталь ШХ9 – хрома 0,9%, высокое содержание углерода около 1%), быстрорежущих – с буквы Р (например, Р6М5 вольфрама 6%, молибдена в стали примерно 5%), электротехнических – с буквы Э (например, ЭТС), магнитотвердых – с буквы Е (например, сталь марки ЕХ9К5, из которой изготавливают мощные постоянные магниты).

Литейные стали маркируются той же буквенно-цифровой системой, как и деформируемые. Но в конце марки дополнительно ставится буква Л, что означает литейную сталь. Так литейная сталь марки 110Г13Л содержит 1,1% С, около 13% Мп.

Глава 5

ЧУГУНЫ

Сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14% С, называются чугунами. В отличие от стали чугуны имеют более высокое содержание углерода, заканчивают кристаллизацию образованием эвтектики, обладают низкой способностью к пластической деформации и высокими литейными свойствами. Их технологические свойства обусловлены наличием эвтектики в их структуре. Стоимость чугунов ниже стоимости стали.

Чугуны выплавляют в доменных печах, вагранках и электропечах.

Выплавляемые в доменных печах чугуны бывают литейными, передельными и специальными (ферросплавы), последние два вида из которых используют для последующей выплавки стали и чугуна. В вагранках и электропечах переплавляют литейные чугуны. Около 20% всего выплавляемого чугуна используют для изготовления литья. В литейном чугуне обычно содержится не более 4,0% С. Кроме углерода обязательно присутствуют примеси S, P, Mn, Si, причем в значительно большем количестве, чем в углеродистой стали.

5.1. Разновидности чугунов

Чугун, выплавляемый в доменных печах, по своей физико-химической природе может быть различным в зависимости от перерабатываемой железной руды. Практи-

ка показала, что если железная руда в своем составе имеет высокое содержание марганца, то получается чугу́н, в котором весь углерод находится в связанном состоянии в виде Fe_3C , а именно – чугу́н со структурой цементита. Этот чугу́н получил название *белый чугу́н*, в изломе он имеет белый цвет и характерный блеск. Белый чугу́н является основным сырьем в производстве стали. В связи с этим он получил название *передельного чугу́на*. Если же переплавляется железная руда с низким содержанием марганца, но с высоким содержанием кремния, то выплавляемый в доменных печах чугу́н имеет структуру феррит + перлит. Такие чугуны получили название *литейных серых чугунов*, используемых в основном при производстве отливок для машиностроения (до 74% всех ответственных отливок) и станкостроения.

Чугу́н, который имеет структуру перлита, ледебурита и пластинчатого графита с основным количеством углерода ($\geq 0,8\%$) в виде цементита получил название *половинчатый чугу́н* (низкосортный белый чугу́н). А чугу́н, в котором весь углерод или его большая часть находится в свободном состоянии в виде пластинчатого графита, содержание углерода которого находится в связанном состоянии в виде цементита, составляет $\leq 0,8\%$, носит название *серый чугу́н*.

Чугу́н с отбеленной поверхностью имеет основную массу металла со структурой серого чугу́на, а поверхностный слой – белого чугу́на. Отбеленный слой получают в толстостенных массивных деталях при литье их в металли-

ческие формы. По мере удаления от поверхности вследствие уменьшения скорости охлаждения структура белого чугуна постепенно переходит в структуру серого. Чугун поверхностного слоя в микроструктуре содержит много твердого и хрупкого цементита, который хорошо сопротивляется износу. Поэтому чугуны с отбеленной поверхностью используют для деталей с высокой износостойкостью, для валков прокатных станов, вагонных колес с отбеленным ободом. Отбел может достигаться путем местного увеличения скорости охлаждения за счет установки в литейную форму холодильников в виде металлических вставок.

Чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму за счет введения в литейный серый чугун модификаторов, находящихся в расплавленном состоянии, являются *высокопрочными*. Если углерод находится в виде хлопьевидного графита, то чугун относится к ковким чугунам и получают их из белых чугунов путем отжига.

5.1.1. Литейный серый чугун

Литейный серый чугун состоит из железа, углерода, а также других химических элементов, поэтому не является двухкомпонентным сплавом. Кроме углерода в своем составе он содержит кремний, марганец, серу и фосфор. Кремний и марганец влияют на процесс графитизации, образование микроструктуры и механические и технологические свойства отливок из серого чугуна.

Свое название *литейный серый чугун* получил благодаря высоким литейным свойствам (жидкотекучесть и

низкая усадка), а также из-за темно-серого цвета. В изломе имеет крупнозернистое строение.

По микроструктуре литейные серые чугуны подразделяются на ферритно-графитные, ферритно-перлитные и перлитные (рис. 5.1). Углерод в этих чугунах находится в виде свободного графита. Чем больше массовая доля углерода, тем больше в сером чугуне структуры графита и ниже его механические свойства, поэтому максимальное содержание углерода ограничено его доэвтектическими пределами, то есть не более 4%, а практически до 3,7%.

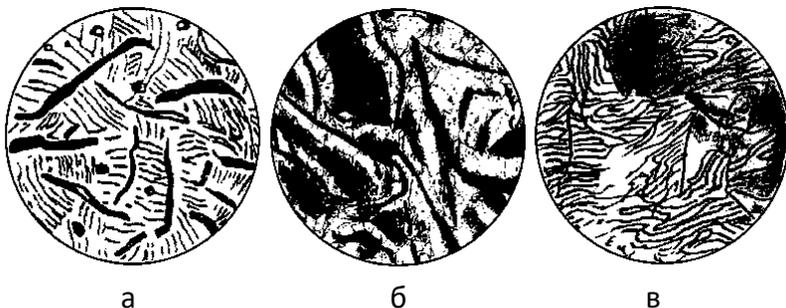


Рис. 5.1 – Микроструктуры литейных серых чугунов:

а – ферритно-графитная; б – ферритно-перлитная; в – перлитная

Снижение содержания углерода понижает его литейные свойства. В связи с этим устанавливается нижний предел по массовой доле углерода. Он равен примерно 2,2%. Нижний предел принимается для толстостенных отливок, верхний – для тонкостенных.

Доменные цеха выпускают серый чугун в виде чушек, которые поставляются в литейные цеха машиностроительных заводов.

Углерод влияет на свойства чугуна в зависимости от формы соединения с железом, т.е. от структуры, которая образуется в сплаве. На образование структур в совокупности влияют условия плавки и охлаждения, а также наличие сопутствующих химических элементов: марганца, кремния и незначительно серы и фосфора. Кремний с массовой долей 3–5% в серых чугунах способствует выделению углерода в виде графита. Изменяя массовую долю кремния, можно получить отливки с различной структурой, а с изменением структуры изменяются и механические свойства чугуна. Например, чугун со структурой в виде пластинчатого графита имеет относительное удлинение $\delta = 0,2\text{--}1,1\%$, а чугун со структурой графита хлопьевидной формы имеет относительное удлинение $\delta = 5\text{--}10\%$. Кремний способствует образованию микроструктуры графита, придает чугуну ряд ценных механических, технологических и эксплуатационных свойств, улучшает обрабатываемость резанием. Кроме того, графитовые включения (пористые, мягкие) быстро гасят вибрации, колебания и рассеивают по массе несущих деталей ударные нагрузки. Детали из чугуна нечувствительны к механическим повреждениям. Благодаря структуре графита серый чугун обладает высокими антифрикционными свойствами. В этом случае графит действует как смазывающее вещество. Благодаря перечисленным свойствам кремний является постоянным и обязательным элементом в литейных серых чугунах.

Марганец препятствует графитизации чугуна, отбеливает его, способствует образованию структуры измельчен-

ного перлита (феррит + цементит), улучшая механические свойства. Массовая доля марганца в серых чугунах колеблется в пределах 0,2–1,1%, при этом прочность, износостойкость и твердость повышаются. При большем содержании марганца происходит уменьшение структуры перлита и феррита, увеличение структуры цементита, и чугун становится твердым, но хрупким.

Сера – вредная примесь. Она оказывает отрицательное действие на механические и литейные свойства серых чугунов, понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку, способствует образованию трещин. Массовая доля серы для мелкого литья 0,08%, для крупного литья, в котором не требуется повышенная жидкотекучесть, 0,10–0,12%.

Фосфор в литейных чугунах является полезной примесью, так как он увеличивает жидкотекучесть. Кроме того, фосфор способствует образованию такой структуры, которая повышает общую твердость и износостойкость отливок. Высокое содержание фосфора (до 0,7%) повышает хладостойкость чугуна, поэтому в отливках, работающих при нагрузках, массовая доля фосфора обычно до 0,3%, а в отливках, работающих без нагрузок (художественное и бытовое литье), до 0,7%.

На образование микроструктуры и графитизацию фосфор влияния не оказывает. На практике по структурным диаграммам в зависимости от массовой доли углерода и кремния в чугуне определяют его приблизительную микроструктуру в отливках с толщиной стенок 50 мм.

Согласно ГОСТ 1412–87 существуют следующие марки серого чугуна: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ21, СЧ24, СЧ25, СЧ30, СЧ35, СЧ40 и СЧ45, где буквы СЧ означают литейный серый чугун, а цифры — предел прочности при растяжении. Например, чугун марки СЧ15 имеет прочность при растяжении 150 МПа (15 кгс/мм²).

Таким образом, литейные серые чугуны имеют высокие механические свойства (σ_b – до 450 МПа (45 кгс/мм²) и также высокие технологические свойства (литейные свойства, обрабатываемость резанием и др.). Кроме того, как уже отмечалось, литейный серый чугун обладает способностью гасить и рассеивать вибрации и нагрузки. Это свойство называется демпферным свойством. Оно широко используется в станкостроении. Из литейного серого чугуна, обладающего демпферным свойством, отливают станины станков, машин и другие несущие конструкции, которые позволяют создавать точность и жесткость системы станок–приспособление–инструмент–деталь.

Главными технологическими свойствами являются высокая жидкотекучесть и обрабатываемость резанием. Отливки из литейного серого чугуна хорошо поддаются обработке – точению, фрезерованию, строганию, сверлению, шлифованию и шабрению. В связи с широким диапазоном механических свойств (прочности и твердости) этот чугун находит применение в различных отраслях экономики. Например, низкосортный серый чугун применяется для изготовления отливок, работающих без нагрузок (бытовое и художественное литье, грузы, крышки, фланцы и др.).

Литейный серый чугун с пределом прочности 200 МПа и более применяется для отливок деталей, работающих при средних нагрузках (трубы, станины, кронштейны, корпуса редукторов и др.). Чугун с пределом прочности 300 МПа и более применяется для деталей, работающих при высоких нагрузках (корпуса подшипников, шкивы, зубчатые и червячные пары, блоки цилиндров, головки блоков, поршни, диски сцепления, корпуса насосов, цилиндры, коленчатые валы, звездочки, тормозные барабаны и др.).

5.1.2. Ковкий чугун

Ковкий чугун получают из белого (половинчатого, рис. 5.2, а) чугуна длительным отжигом (томления, рис. 5.2, б).

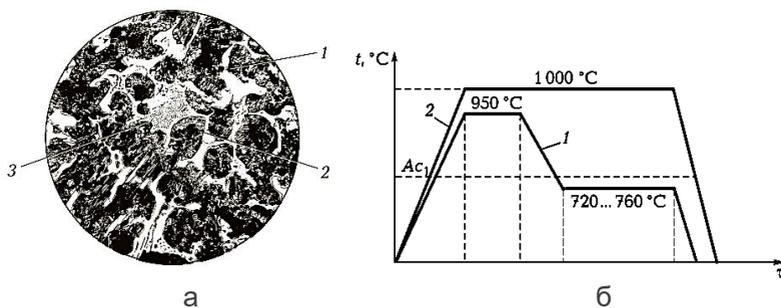


Рис. 5.2 – Микроструктура половинчатого чугуна (а): 1 – перлит; 2 – цементит; 3 – ледебурит; схема получения ковкого чугуна путем отжига (томления) половинчатого чугуна (б): 1 – кривая получения ковкого ферритного чугуна; 2 – кривая получения ковкого перлитного чугуна; t – температура; τ – время; A_{c1} – критическая температура (эвтектоид)

Структура ковкого чугуна в виде хлопьевидного графита обладает более высокой твердостью, прочностью и

пластичностью по сравнению с серыми литейными чугунами. Как показала практика, отливки из половинчатого чугуна, подвергаемые отжигу на ковкий чугун, должны быть диаметром не более 40–50 мм. При сечении более 50 мм в сердцевине образуется очень твердая и хрупкая структура пластинчатого графита. Отливки из ковкого чугуна имеют следующее содержание примесей: углерода 2,4–2,9%, кремния 1,0–1,6%, марганца 0,2–1,0%, серы до 0,2% и фосфора до 0,18%.

Структура в отливках ковкого чугуна в зависимости от режимов отжига может быть ферритной или ферритно-перлитной (рис. 4). Структуру феррита и углерода отжига получают ступенчатым отжигом. Отливки, полученные при ступенчатом отжиге, имеют пластичность до 12%.

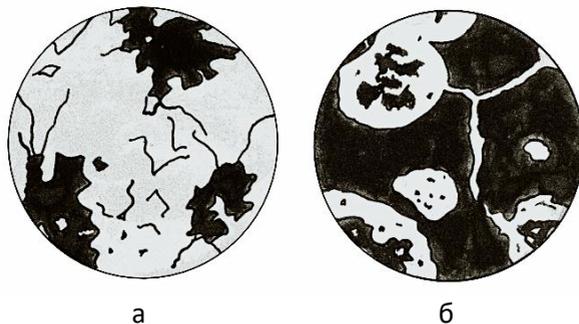


Рис. 5.3 – Микроструктуры ковкого чугуна:
а – ферритная (черно-сердечная);
б – ферритно-перлитная (светло-сердечная)

Ковкие чугуны идут на изготовление деталей небольших сечений, работающих при тяжелых условиях: абразивном изнашивании, ударных и знакопеременных нагруз-

ках, в автомобильном, тракторном и текстильном машиностроении, котло-, вагоно- и дизелестроении.

Высокая прочность и плотность отливок ковкого чугуна дает возможность их широкого применения в качестве водо- и газопроводных установок и аппаратуры.

Недостаток ковких чугунов – это высокая стоимость отливок из-за длительного отжига и металлургических агрегатов со специальным оборудованием.

Для изменения микроструктуры отливок из ковкого чугуна после механической обработки их подвергают различным видам термической обработки: нормализации, закалке и последующему отпуску. В процессе термической обработки меняется металлическая основа отливок, после чего повышаются твердость, износостойкость, прочность и ударная вязкость.

5.1.3. Высокопрочный чугун

Отечественная наука и практика разработали технологию получения отливок из серого литейного чугуна со структурой в виде шаровидного графита. Этот чугун, в сравнении с обычным серым литейным чугуном, обладает высокими механическими свойствами, сочетая в себе свойства стали и чугуна. Конструкционный материал для литья деталей и изделий со структурой шаровидного графита получил название *высокопрочного чугуна*.

Технология получения высокопрочного чугуна заключается в следующем. Перед разливкой в форму в жидкий чугун, находящийся в разливочном ковше, вводят присадки магния в пределах 0,03–0,07% от общей массы рас-

плава, т.е. подвергают модифицированию. Модифицирование чистым магнием вызывает вспышку, поэтому магний вводят в испаритель (металлические или графитовые коробки с отверстиями) в виде лигатуры – сплавов магния с кремнием или никелем. В процессе модифицирования литейного серого чугуна в расплавленном состоянии при охлаждении отливок изменяется микроструктура (рис. 5.4).

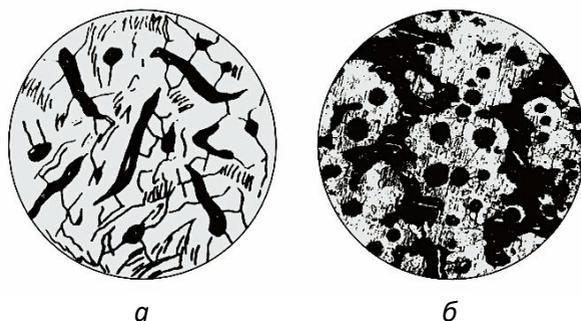


Рис. 5.4 – Микроструктура чугуна до модифицирования – перлит (*а*) и после модифицирования – шаровидный графит (*б*)

Получаемая микроструктура шаровидного графита не ослабляет металлические основы отливки. После модифицирования в чугунных отливках в несколько раз увеличивается твердость, прочность и ударная вязкость по сравнению с исходным материалом.

По структуре высокопрочные чугуны бывают ферритные (феррит + шаровидный графит), ферритно-перлитные (феррит + перлит + шаровидный графит) и перлитные (перлит + шаровидный графит). На рис. 5.4, *а* представлена микроструктура серого литейного чугуна марки СЧ30 ($\sigma_b = 300$ МПа (30 кгс/мм²), твердость 181–255 НВ) до мо-

дифицирования, а на рис. 5.4, б – микроструктура отливки после модифицирования серого литейного чугуна марки СЧ30 – высокопрочный чугун марки ВЧ 70 ($\sigma_{\text{в}} = 700$ МПа (70 кгс/мм^2), твердость 229–300 НВ). Модифицирование серого литейного чугуна в процессе отливки изделий резко улучшает механические характеристики отливок.

Высокопрочные чугуны имеют высокие литейные свойства: жидкотекучесть практически всех марок высокопрочных чугунов – до 600 мм, усадка в отливках – до 1 мм. Ликвация у этих чугунов практически отсутствует. Кроме того, отливки из высокопрочных чугунов имеют высокую обрабатываемость резанием (точением, фрезерованием, шлифованием и др.), высокие упрочняемость и прокаливаемость. С целью изменения (исправления) структуры отливки из высокопрочных чугунов подвергаются различным видам термической обработки.

По ГОСТ 26358–84 выпускаются следующие марки высокопрочного чугуна: ВЧ 38-17, ВЧ 42-12, ВЧ 45-5, ВЧ 50-2, ВЧ 50-7, ВЧ 60-2, ВЧ 70-2, ВЧ 80-2, ВЧ 100-2, ВЧ 120-2. Буквы ВЧ означают высокопрочный чугун, цифры после букв – предел прочности при растяжении, через дефис – относительное удлинение. Например, чугун ВЧ 50-2 имеет предел прочности при растяжении $\sigma_{\text{в}} = 500$ МПа (50 кгс/мм^2), а относительное удлинение $\delta = 2\%$.

Отдельные марки высокопрочного чугуна имеют твердость до 370 НВ, предел прочности при растяжении $\sigma_{\text{в}} = 1\,200$ МПа (120 кгс/мм^2).

Государственный стандарт предъявляет требования к механическим свойствам отливок из высокопрочного чугуна в зависимости от марок по следующим характеристикам: предел прочности при растяжении, предел текучести и относительное удлинение (табл. 5.1).

Таблица 5.1

**Механические свойства высокопрочных чугунов
(ГОСТ 7293–85)**

Марка чугуна	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	Твердость НВ
	Не менее			
ВЧ 35	350	220	22	140–170
ВЧ 40	500	250	15	140–202
ВЧ 45	450	310	10	140–225
ВЧ 50	500	320	7	153–345
ВЧ 60	600	370	3	192–277
ВЧ 70	700	420	2	228–302
ВЧ 80	800	480	2	248–351
ВЧ 100	1000	700	2	270–360

Для улучшения механических свойств отливки из высокопрочного чугуна подвергают различным видам термической обработки: закалке с последующим отпуском, отжигу и нормализации. Отливки из высокопрочного чугуна имеют высокую обрабатываемость резанием.

Массовая доля химических элементов в высокопрочных чугунах следующая: углерода 2,7–3,6%, кремния 1,5–3,8%, марганца 0,3–0,7%, серы 0,01–0,02%, фосфора 0,1%. Массовая доля этих элементов колеблется в зависимости от сечения отливок.

Важным эксплуатационным свойством деталей из высокопрочных чугунов является их прирабатываемость в

узлах трения и давления. Из высокопрочного чугуна изготавливают коленчатые валы, поршни и др. При модифицировании магнием в этот чугун добавляют ферросилиций, который придает детали свойства стали и чугуна.

5.2. Специальные чугуны

К специальным чугунам относятся чугуны, которые кроме механических и технологических свойств имеют высокие износостойкость, теплостойкость, химическую стойкость, магнитные и другие свойства. Специальные чугуны получают добавлением в расплавленный жидкий чугун различных легирующих элементов в зависимости от требуемых специальных свойств: Mn, Si, Ni, Cr, Fl и др. В настоящее время выпускаются антифрикционные и легированные (жаропрочные, жаростойкие, электротехнические, магнитные и кислотостойкие) чугуны.

5.2.1. Антифрикционные чугуны

По ГОСТ 1585–85 выпускаются следующие марки антифрикционных чугунов: АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, АЧС-5, АЧС-6, АЧВ-1, АЧВ-2, АЧК-1, АЧК-2.

В обозначении марок приняты следующие сокращения: АЧ – антифрикционный чугун; С – серый чугун с пластинчатым графитом; В – высокопрочный чугун с шаровидным графитом; К – ковкий чугун с компактным графитом. Цифры в маркировке чугунов соответствуют степени легирования.

Отливки из антифрикционного чугуна предназначены для работы в паре в узлах трения со смазкой (подшипники

скольжения). Антифрикционные чугуны представляют собой железоуглеродистый сплав с твердой металлической основой (матрицей) и мягкими графитовыми включениями, которые создают пористость.

Благодаря пористости вкладыша в подшипниках длительное время удерживается смазка.

По структуре антифрикционные чугуны бывают с пластинчатым, шаровидным и хлопьевидным (компактным) графитом.

В поры, образуемые разнообразной структурой, постоянно поступает смазывающее вещество и благодаря своей консистенции под действием вращения вала растекается по всей плоскости. В итоге, между валом и поверхностью подшипника образуется граничная смазка, которая обеспечивает постоянный режим жидкостного трения.

Для устранения износа вкладыша подшипника и вала антифрикционный чугун выбирают так, чтобы твердость вкладыша была ниже твердости вала.

Основными достоинствами антифрикционных чугунов являются их низкая стоимость и высокая механическая прочность, что позволяет их использовать в узлах трения с большими нагрузками.

Как недостаток следует отметить низкую стойкость к ударам, низкую прирабатываемость, что при незначительных недостатках смазывающих веществ приводит к быстрому износу и выходу из строя узла трения.

5.2.2. Легированные чугуны

По ГОСТ 7769–82 выпускаются легированные чугуны для отливок со специальными свойствами (жаростойкие, коррозионно-стойкие, износостойкие, жаропрочные, магнитные, немагнитные) следующих групп: хромистые, алюминиевые, кремнистые, марганцовистые, никелевые и др. Приведем некоторые марки легированных чугунов: ЧХ1, ЧХ2, ЧХ16, ЧХ28, ЧС5, ЧС15, ЧЮ7С5, ЧЮ30, ЧГ6С3Ш, ЧН11Г7Ш, ЧН20Д2Ш и др., всего приблизительно 40 марок.

В маркировке чугунов приняты следующие обозначения: Ч – чугун; легирующие элементы обозначаются буквами: Х – хром, С – кремний, Г – марганец, Н – никель, М – молибден, Д – медь, Т – титан, П – фосфор, Ю – алюминий; буква Ш указывает на то, что структура чугуна имеет шаровидную форму. Цифры после букв обозначают примерное процентное содержание легирующих элементов. Легированные чугуны обладают высокими механическими свойствами. Твердость отдельных марок достигает 400–500 НВ, предел прочности при растяжении $\sigma_b = 400\text{--}600$ МПа. Теплостойкость легированных чугунов достигает 1000 °С.

Легированные чугуны нашли широкое применение в различных отраслях машиностроения, электрических машинах, постоянных магнитах, деталях, работающих при высоких температурах, в среде активных газов, кислотах и щелочах. Кроме того, специальные легированные чугуны применяются в доменных и термических печах, агломерационных машинах, пресс-формах для стекольных изделий, кокилей, в насосах для перекачки абразивных смесей и

активных жидкостей и другого различного оборудования, работающего в газовых средах, при высоких температурах и больших нагрузках.

Рабочая температура, как правило, составляет 500–700 °С, а отдельные марки выдерживают до 900–1000 °С. Например, легированный чугун марки ЧХ30 обладает кислотостойкостью, жаростойкостью и жаропрочностью при температуре до 1100 °С. Кроме того, этот чугун устойчив в сернистых средах против абразивного износа и идет на изготовление деталей печей обжига сернистых руд, сопел песко- и дробеметных установок, деталей алюминиевых электролизеров, химической аппаратуры.

Чугун марки ЧХ1 обладает повышенной коррозионной стойкостью в газовой, воздушной и щелочной средах в условиях трения и абразивного износа. Из него делают холодильные плиты доменных печей, колошники агломерационных машин, детали газотурбинных двигателей и др.

Чугун марки ЧХ3Т имеет повышенную стойкость против абразивного изнашивания в пылепроводах, насосах, идет на изготовление износостойких деталей гидромашин, футеровки пылепроводов и др.

Чугуны могут быть низколегированными и высоколегированными и имеют широкий диапазон по массовой доле химических элементов. Например, низколегированный чугун марки ЧХ1 имеет массовую долю углерода 3,8%, кремния 1,5–2,5%, марганца 1%, хрома 1%. Высоколегированный чугун марки ЧХН20ДГШ содержит 1,8–2,5% углерода, 3,5% кремния, 1,5–2,0% марганца, 0,5–1,0% хрома,

19–21% никеля, 1,5–2,0% меди и до 0,3% алюминия. Чугун обладает высокими эксплуатационными свойствами: жаропрочностью, коррозионной стойкостью в кислотах, щелочах, морской воде, паре. Применяется для изготовления деталей (клапаны, головки поршней, вентили и др.).

Легированные чугуны имеют высокие литейные свойства (жидкотекучесть, малую усадку и отсутствие ликвации), хорошую обрабатываемость различными способами механической обработки (точением, фрезерованием, сверлением, шлифованием и др.). Кроме того, эти чугуны имеют высокую улучшаемость и прокаливаемость.

Отливки из легированного чугуна подвергают термической обработке: различным видам отжига, отпуску, закалке и нормализации. Вид термической обработки выбирается в зависимости от требуемых механических и эксплуатационных свойств.

5.2.3. Комплексно-легированный чугун

Для того чтобы успешно выплавлять чугун, который можно использовать для отливки гильз цилиндров, необходимо использовать не только разнообразные ферросплавы, но и индукционную печь. Чтобы осуществлять отливку таких деталей, используются марки ИЧХН4, ЧН1ХМД и ЧНМШ и несколько других типов. Отличительная их особенность заключается в том, что выплавка всех деталей осуществляется в тонкостенный или массивный кокиль.

Глава 6

СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

6.1. Общая характеристика конструкционных сталей

Конструкционные стали должны обладать высокой конструктивной прочностью, обеспечивать длительную и надежную работу деталей узлов и механизмов в условиях эксплуатации. Поэтому особенность требований, предъявляемых к конструкционным материалам, состоит в необходимости обеспечения комплекса высоких механических свойств, а не одной какой-либо характеристики.

Конструкционная прочность – комплексная характеристика, включающая сочетание критериев прочности, надежности и долговечности.

Критерии прочности материала выбирают в зависимости от условий его работы. Критериями прочности при статических нагрузках являются временное сопротивление σ_B или предел текучести $\sigma_{0,2}$ (σ_T), характеризующие сопротивление материала пластической деформации. По величине выбранных критериев прочности рассчитывают допустимые рабочие напряжения. Чем больше прочность материала, тем большие допустимые рабочие напряжения и тем самым меньше размеры и масса деталей.

Надежность – включает в себя и свойство материала противостоять хрупкому разрушению. Хрупкое разрушение вызывает внезапный отказ деталей в условиях эксплуатации. Это наиболее опасное разрушение из-за протекания

ния с большой скоростью при напряжениях ниже расчетных. Для предупреждения хрупкого разрушения материалы должны обладать достаточной пластичностью (δ , ψ) и ударной вязкостью (KCU).

Долговечность – свойство материала сопротивляться развитию постепенного разрушения, обеспечивая работоспособность деталей в течение всего ресурса. Причины потери работоспособности разнообразны. Эти процессы вызывают постепенное накопление необратимых повреждений в материале и его разрушение.

Материалы, идущие на изготовление конструктивных элементов, деталей машин и механизмов, должны наряду с высокой прочностью и пластичностью хорошо сопротивляться ударным нагрузкам, обладая запасом вязкости. При знакопеременных нагрузках конструкционные материалы должны обладать высоким сопротивлением усталости, а при трении – сопротивлением износу. Во многих случаях необходимо сопротивление коррозии. Учитывая, что в деталях всегда имеются дефекты, являющиеся концентраторами напряжений, конструкционные материалы должны обладать высоким сопротивлением хрупкому разрушению и распространению трещин.

Помимо высокой надежности и конструктивной прочности конструкционные материалы должны иметь высокие технологические свойства – хорошие литейные свойства, обрабатываемость давлением, резанием, хорошую свариваемость. Конструкционные материалы должны быть де-

шевыми и не должны содержать дефицитных легирующих элементов.

Из всех материалов, применяемых в настоящее время и прогнозируемых в будущем, только сталь позволяет получать сочетание высоких значений различных механических характеристик и хорошую технологичность при сравнительно невысокой стоимости. Поэтому сталь является основным и наиболее распространенным конструкционным материалом.

Повысить уровень механических свойств стали позволяет легирование. Основными преимуществами легированных конструкционных сталей перед углеродистыми являются более высокая прочность за счет упрочнения феррита и большей прокаливаемости, меньший рост аустенитного зерна при нагреве и повышенная ударная вязкость, более высокая прокаливаемость и возможность применения более мягких охладителей после закалки, устойчивость против отпуска за счет торможения диффузионных процессов. Отпуск при более высокой температуре дополнительно снижает закалочные напряжения. Легированные стали обладают более высоким уровнем механических свойств после термической обработки. Поэтому детали из легированных сталей, как правило, должны подвергаться термической обработке.

Различают следующие виды конструкционных сталей: 1) углеродистые, в том числе автоматные стали; 2) строительные; 3) цементируемые; 4) улучшаемые; 5) высокопрочные; 6) рессорно-пружинные; 7) подшипниковые; 8) износостойкие.

6.2. Механические свойства и методы испытания металлов

При выборе материалов для изготовления машин необходимо, прежде всего, учитывать его механические свойства. К таким свойствам относятся: прочность, упругость, пластичность, ударная вязкость, твердость и выносливость. По этим свойствам можно провести сравнительную оценку различных сплавов, а также контроль их качества при изготовлении изделий.

Механические свойства определяют по результатам механических испытаний. Сплавы подвергают механическим испытаниям на растяжение, твердость, ударную вязкость. Сварные соединения испытывают на растяжение, ударную вязкость, загиб или сплющивание.

При механических испытаниях сплавы подвергают различным нагрузкам. Нагрузка вызывает в твёрдом теле напряжение и деформацию. Напряжение – величина нагрузки, отнесенная к единице площади сечения испытываемого образца. Деформация – изменение формы и размеров твердого тела под влиянием приложенных внешних сил. Различают деформации растяжения (сжатия), изгиба, кручения, среза (рис. 6.1). На практике материал может подвергаться нескольким видам деформации одновременно.

Для определения прочности, упругости и пластичности материалы в виде образцов круглой и плоской формы испытывают на растяжение. Испытания производят на разрывных машинах. В результате испытаний получают диаграмму растяжения (рис. 6.2).

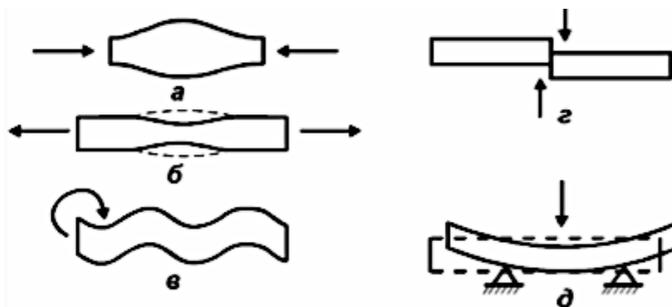


Рис. 6.1 – Виды деформации:
а – сжатие, *б* – растяжение, *в* – кручение, *г* – срез, *д* – изгиб

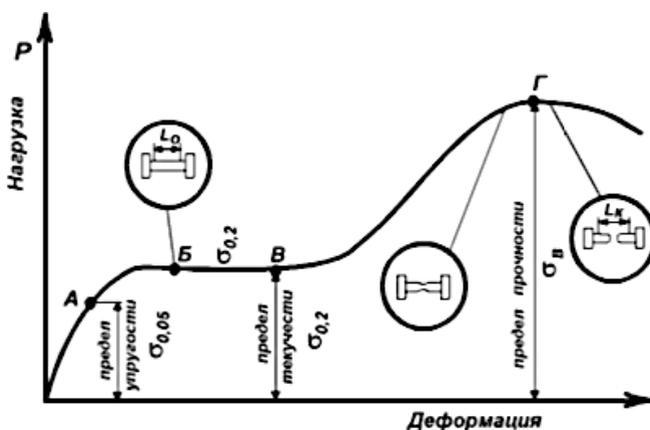


Рис. 6.2 – Диаграмма растяжения

Предел прочности σ_B (временное сопротивление в МПа (кгс/мм²)) – это условное напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца:

$$\sigma_B = P_{MAX}/F_0,$$

где P_{MAX} наибольшая нагрузка (точка Γ диаграммы), F_0 – начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца.

Предел текучести σ_T – наименьшее напряжение (в МПа (кгс/мм²)), при котором образец деформируется без заметного увеличения нагрузки:

$$\sigma_T = P_T / F_0,$$

где P_T – нагрузка, при которой наблюдается площадка текучести (точка *Б* диаграммы).

Площадку текучести имеют в основном только пластичные материалы. Другие сплавы площадки текучести не имеют. Для таких материалов определяют условный предел текучести (в МПа (кгс/мм²)), при котором остаточное удлинение достигает 0,2% от расчетной длины образца:

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F_0,$$

где $P_{0,2}$ – условная нагрузка предела текучести.

Упругость – способность материала восстанавливать первоначальную форму и размеры после снятия нагрузки. Оценивается пределом упругости (в МПа (кгс/мм²)). Предел упругости 0,05 – условное напряжение, соответствующее нагрузке, при которой остаточная деформация впервые достигает 0,05% от расчетной длины образца:

$$\sigma_{0,05} = P_{0,05} / F_0,$$

где $P_{0,05}$ – нагрузка предела упругости (точка *А* диаграммы растяжения).

Аналогичным образом, меняя формы образца и виды нагружения, можно определить $\sigma_{и}$ (изгиб), $\sigma_{сж}$ (сжатие), $\sigma_{кр}$ (кручения) и т.д.

Пластичность – способность материала изменять, не разрушаясь, форму и размеры под действием внешних сил и сохранять остаточные деформации после снятия нагру-

зок. Оценивается относительным удлинением и относительным сужением.

Относительное удлинение δ – отношение приращения $(l_k - l_0)$ расчетной длины образца после разрыва к его первоначальной длине, выраженное в процентах:

$$\delta = 100 \cdot (l_k - l_0) / l_0, \%$$

Относительное сужение ψ – отношение разности начальной и минимальной площадей $(F_0 - F_k)$ поперечного сечения образца после разрыва к начальной площади F_0 , выраженное в процентах:

$$\psi = 100 \cdot (F_0 - F_k) / F_0, \%$$

Чем пластичнее сплав, тем больше значение относительного удлинения δ и сужения ψ . У хрупких материалов эти значения близки к нулю.

Ударная вязкость – это способность материала сопротивляться динамическим нагрузкам. Определяется как отношение излома работы образца A к площади его поперечного сечения F (в МДж/м² (кгс·м/см²)) в месте надреза:

$$KV = A/F.$$

Для испытания изготавливают специальные стандартные образцы квадратного сечения. Разрушение образцов может быть хрупким или вязким. Хрупкое разрушение не сопровождается заметной пластической деформацией. Вязкому разрушению предшествует значительная пластическая деформация. Температура перехода от вязкого разрушения к хрупкому называется *порогом хладноломкости*. Ударная вязкость резко снижается, а порог хладноломкости повышается с увеличением размера зерна и при выделении по границам зерен хрупких составляющих.

По ГОСТ 9454-78 ударную вязкость обозначают буквами *KCU*, *KCV*, *KCT*. Первые две буквы *KC* обозначают символ ударной вязкости, третьи буквы *U*, *V*, *T* – вид концентратора напряжения (*U* – радиус концентратора 0,07 мм, *V* – радиус концентратора 0,025 мм, *T* – трещина).

Твердостью называется способность металла сопротивляться проникновению в него другого, более твердого тела, или, что равнозначно, оказывать сопротивление пластической деформации.

Твердость измеряют чаще всего способами Бринелля, Роквелла и Виккерса.

При испытании твердости по Бринеллю в плоскую поверхность материала вдавливают под постоянной нагрузкой *P* стальной твердый шарик диаметром 2,5; 5 и 10 мм.

Практически для определения твердости измеряют диаметр отпечатка и находят по нему число твердости в специальных таблицах.

Метод Бринелля не следует применять для материалов твердостью более *HB 450*, т.к. стальной шарик может деформироваться и результаты будут искажаться.

Между числом твердости по Бринеллю и пределом прочности при растяжении σ_B эмпирическим путем получена приблизительная зависимость:

- Сталь (*HB 125–175*) – $\sigma_B = 0,343 \text{ HB}$;
- Сталь (*HB* более 175) – $\sigma_B = 0,362 \text{ HB}$;
- Алюминиевое литье – $\sigma_B = 0,26 \text{ HB}$;
- Бронза и латунь отожженные – $\sigma_B = 0,55 \text{ HB}$;
- Серый чугун – $\sigma_B = (\text{HB} - 40)/6$;
- Цинковые сплавы – $\sigma_B = 0,09 \text{ HB}$.

При испытаниях твердости по Роквеллу в испытываемый материал вдавливаются алмазный либо твердосплавный конус с углом при вершине 120° или стальной закаленный шарик диаметром 1,58 мм. Конус применяют для испытания твердых материалов, а шарик – для мягких. Толщина образца при испытании по Роквеллу должна быть не менее 1,5 мм. Твердость по Роквеллу измеряется в условных единицах. Значение твердости отсчитывают по циферблату индикатора, установленному на приборе. На циферблате имеется три шкалы: *A*, *B* и *C*. При испытании материалов с высокой твердостью применяют алмазный конус и груз 150 кг. Твердость в этом случае отсчитывается по шкале *C* и обозначается *HRC*. Если при измерении берется стальной шарик и груз 100 кг, то твердость отсчитывается по шкале *B* и обозначается *HRB*. При испытаниях очень твердых тел применяется груз 60 кг. Твердость отсчитывается по шкале *A* и обозначается *HRA*. Числа твердости по Роквеллу можно приблизительно пересчитать в числа твердости по Бринеллю. На основании экспериментальных данных установлена зависимость: $HRC = 10 HB$.

Твердость по Виккерсу определяют вдавливанием в испытываемый материал с полированной или шлифованной поверхностью четырехгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136° . Полученный отпечаток имеет форму ромба. Твердость по Виккерсу (*HV*) по специальным таблицам определяют по измеряемой величине α (диагональ отпечатка, мм). Этот метод широко применяется для измерения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость.

6.3. Упрочнение металла пластической деформацией

Почти все стальные детали в процессе изготовления подвергаются обработке давлением: прокатке, ковке, штамповке, прессованию (рис. 6.3).

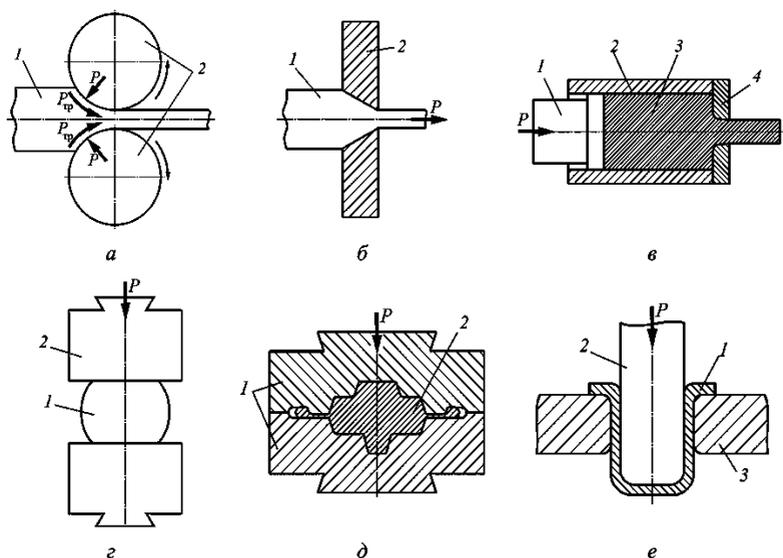


Рис. 6.3 – Схемы основных видов обработки металлов давлением: а – прокатка: 1 – заготовка; 2 – валки; б – волочение: 1 – заготовка; 2 – волока; в – прессование: 1 – пуансон; 2 – контейнер; 3 – заготовка; 4 – матрица; г – ковка: 1 – поковка; 2 – боек; д – горячая объемная штамповка: 1 – штамп; 2 – поковка; е – листовая штамповка: 1 – пуансон; 2 – штамповка; 3 – матрица

В результате обработки металла давлением изменяется не только форма детали, но и ее свойства. Под действием пластической деформации происходит упрочнение металла, которое называется *наклепом* (нагартовкой). Беспорядочно ориентированные кристаллы под

действием деформации поворачиваются осями наибольшей прочности вдоль направления деформации (рис. 6.4).

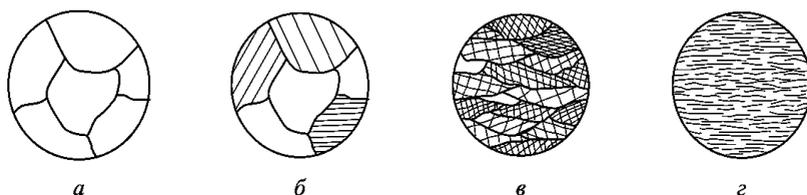


Рис. 6. 4 – Изменение микроструктуры поликристаллического металла при деформации: *а* – исходное состояние ($\epsilon = 0\%$);
б – $\epsilon = 1\%$; *в* – $\epsilon = 40\%$; *г* – $\epsilon = 80\text{--}90\%$

Пластическая деформация приводит сплав в структурно неустойчивое состояние. Поэтому самопроизвольно должны происходить явления, возвращающие сплав в более устойчивое структурное состояние.

К самопроизвольным процессам, которые приводят пластически деформированный сплав к более устойчивому состоянию, относятся снятие искажения кристаллической решетки и другие внутризеренные процессы и рост зерен. Первое не требует высокой температуры, так как при этом происходит незначительное перемещение атомов. Уже небольшой нагрев (для железа $300\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$) снимает искажения кристаллической решетки. Снятие искажений кристаллической решетки в процессе нагрева деформированного металла называется *возвратом* (отдыхом), в результате которого твердость и прочность несколько понижаются (на $20\text{--}30\%$ по сравнению с исходными), а пластичность возрастает. После нагрева выше определенной температуры происходит *рекристаллизация*,

т.е. образование новых зерен. Сопоставление температур рекристаллизации различных сплавов показывает, что между минимальной температурой рекристаллизации и температурой плавления существует зависимость: $T_{\text{рек}} = \alpha \cdot T_{\text{пл}}$ ($T_{\text{рек}}$ – абсолютная температура плавления, α – коэффициент, зависящий от чистоты сплава). Чем выше чистота сплава, тем ниже температура рекристаллизации. У металлов обычной технической чистоты $\alpha = 0,3 \div 0,4$.

Температура рекристаллизации сплавов, как правило, выше температуры рекристаллизации чистых металлов, и в некоторых случаях достигает 0,8 Тпл. Наоборот, очень чистые металлы имеют очень низкую температуру рекристаллизации: 0,2 Тпл и даже 0,1 Тпл. Температура рекристаллизации для железа составляет около 450 °С, для меди около 270 °С, для алюминия – около 50 °С. Для цинка, олова, свинца температура рекристаллизации ниже комнатной температуры. Большая степень деформации облегчает процесс рекристаллизации и снижает ее минимальную температуру.

Схема процессов, происходящих при нагреве наклепанного металла, представлена на рис. 6.5.

При пластическом деформировании выше температуры рекристаллизации упрочнение и наклеп металла, если и произойдут, то будут немедленно сниматься. Такая обработка, при которой нет упрочнения (наклепа), называется горячей обработкой давлением. Обработка давлением ниже температуры рекристаллизации вызывает наклеп и называется холодной обработкой.

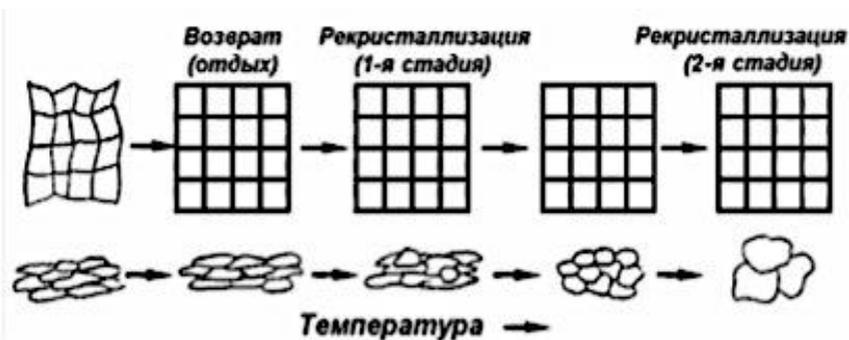


Рис. 6.5 – Схема изменения строения наклепанного металла при нагреве

В таблице 6.1 показаны температуры рекристаллизации и горячей обработки металлов давлением.

Таблица 6.1

Температура рекристаллизации и горячей обработки металлов давлением

Металл	Температура, °С		
	Рекристаллизации (при $\alpha = 0,4$)	Рекристаллизационного отжига	Горячей обработки давлением
Железо	450	600–700	1300–800
Сталь	450	600–700	1300–800
Медь	270	450–500	800–600
Латунь	250	400–500	750–600
Алюминий	50	250–350	460–350
Молибден	900	1400–1600	1400–2000

6.4. Ползучесть, длительная прочность и термическая усталость

Металл деталей, работающих при температурах выше 450 °С, подвержен ползучести. *Ползучесть* – это явление

ние, заключающееся в том, что металл, нагруженный при высокой температуре, медленно и непрерывно пластически деформируется под воздействием постоянных во времени напряжений.

В результате развития ползучести, в частности, увеличивается диаметр и уменьшается толщина стенок труб. Деталь, проработавшая определенное время в условиях ползучести, разрушается при пластической деформации во много раз меньшей, чем при кратковременной перегрузке при той же температуре. Повышение рабочих температур на тепловых электростанциях привело к тому, что многие детали работают в области температур, при которых проявляется ползучесть.

При приложении нагрузки происходит мгновенная деформация, не относящаяся еще к деформации ползучести (участок ОА на диаграмме ползучести рис. 6.6).

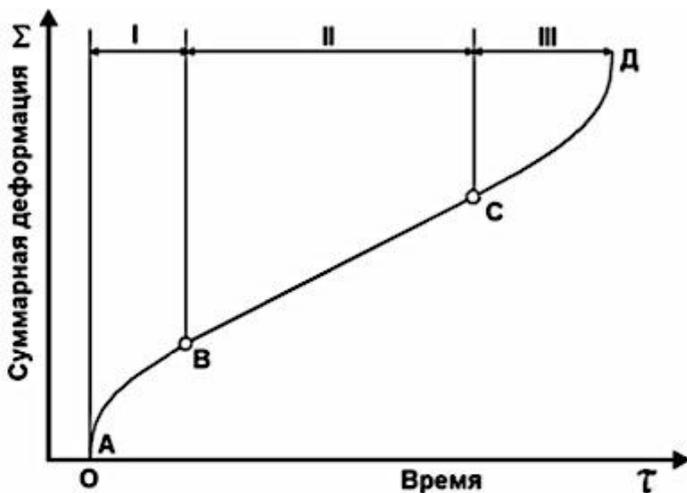


Рис. 6.6 – Кривая ползучести стали

Первая стадия (участок АВ) охватывает деформацию с убывающей скоростью – стадия неустановившейся ползучести. Во второй стадии процесса (участок ВС) пластическая деформация нарастает с постоянной скоростью – стадия установившейся ползучести. Третья стадия процесса охватывает деформацию с нарастающей скоростью (участок СД) – стадия разрушения.

Длительность каждой стадии зависит от свойств сплава, а также от температуры и напряжения. Иногда ползучесть может протекать в течение длительного времени и практически не достигать третьей стадии. Если напряжение и температура очень высоки, то вторая стадия процесса ползучести может отсутствовать (первая стадия непосредственно переходит в третью).

Сопrotивляемость ползучести оценивается суммарной деформацией за срок службы или скоростью ползучести, определяемой по формуле:

$$V = dE/d\tau,$$

где E – относительная деформация, τ – время.

Условный предел ползучести – это напряжение, которое вызывает при определенной температуре заданную скорость ползучести на второй стадии процесса – стадии установившейся ползучести.

Предел ползучести обозначают σ (ГОСТ 3248-81) и числовыми индексами, например:

$$\sigma_{0,2/100}^{700}$$

где σ – предел ползучести при допуске на деформацию 0,2% за 100 ч испытания при 700 °С. При этом необходимо

указывать, как определялся предел ползучести – по суммарной или остаточной деформации. В случае определения по скорости ползучести предел ползучести обозначают « σ » с двумя числовыми индексами. Нижний индекс обозначает заданную скорость ползучести (%/ч), верхний индекс – температуру испытания, °С, например:

$$\sigma_{1 \cdot 10^{-5}}^{700},$$

предел ползучести при скорости ползучести $1 \cdot 10^{-5}\%$ /ч при 700 °С.

При длительной работе в условиях ползучести осуществляется подготовка разрушения металлов. Напряжения, вызывающие разрушения, могут быть существенно меньше временного сопротивления при данной температуре. Способность металла сопротивляться разрушению при воздействии высокой температуры и напряжений характеризуется пределом длительной прочности – напряжением, приводящим металл при данной температуре через определенный промежуток времени к разрушению.

Основными способами повышения длительной прочности и сопротивляемости ползучести сталей является рациональное легирование и применение оптимальных режимов термической обработки.

Пределы длительной прочности и ползучести зависят в значительной степени от микроструктуры стали. Предел длительной прочности обозначается σ с двумя числовыми индексами, например:

$$\sigma_{1000}^{800},$$

предел длительной прочности за 1000 ч при 800 °С.

Повреждение деталей во многих случаях обусловлено малоцикловой термической усталостью металла. Нагрузки, изменяющиеся во времени, возникают при пусках и остановках энергооборудования, а также при переходных режимах. Эти нагрузки связаны с изменением температуры и давления рабочей среды и играют большую роль в обеспечении надежности деталей.

Усталость металлов – явление разрушения в результате многократных повторных нагружений. Процесс усталости связан с постоянным накоплением дефектов кристаллической решетки. В процессе многократных нагружений в металле может возникнуть трещина, тогда происходит внезапное, распространяющееся с большой скоростью при малых затратах энергии хрупкое разрушение (рис. 6.7), не сопряженное с заметной пластической макродеформацией и, как правило, наблюдается при воздействии средних напряжений, не превышающих предел текучести.

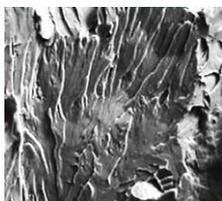


Рис. 6.7 – Хрупкий излом

Возможные разновидности усталостного излома приведены на рис. 6.8.

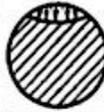
Вид нагрузки	Высокое номинальное напряжение		Низкое номинальное напряжение	
	без надреза	с надрезом	без надреза	с надрезом
Растяжение				
Односторонний изгиб				
Двусторонний изгиб				
Всесторонний изгиб				
Скручивание			Так же как и при высоком номинальном напряжении	

Рис. 6.8 – Вид усталостных изломов при действии различных нагрузок

По внешнему виду усталостного излома можно судить о механизме развития и движения усталостной трещины, о распределении напряжений, о перегрузках и т.д. Так, когда усталостная трещина движется по сечению детали с неравномерной скоростью (из-за перерывов в рабо-

те, при действии переменных нагрузок с различными амплитудами напряжений), на поверхности излома наблюдаются кольца (аналогичные кольцам на срезе ствола дерева), которые называют «линиями отдыха» и всегда концентрически расходятся от того места, где началось усталостное разрушение материала.

Термическая усталость – разрушение материала под действием многократных повторных температурных напряжений. При быстром нагреве или охлаждении поверхности толстостенной детали по ее сечению возникает перепад температур. Разность температур в детали приводит к образованию термических напряжений. Так, в нагреваемом стержне наружные слои нагреваются сильнее. Если бы они не были связаны с внутренними слоями, то длина их увеличивалась бы в соответствии с законом линейного расширения, однако внутренние, более холодные, слои препятствуют этому расширению. В результате этого нагруженные слои оказываются сжатыми, а внутренние растянутыми. При охлаждении характер напряжений изменяется в обратном порядке. При резком наборе и сбросе нагрузки, а также при аварийных остановках могут возникнуть напряжения, превышающие предел текучести.

Повторное многократное приложение таких напряжений приводит к разрушению от малоциклового усталости (рис. 6.9). Трещины, образующиеся в металле из-за тепловой усталости, чаще всего распространяются в зернах, а не по их границам, что свидетельствует о значительных величинах напряжений. Картина термической усталости

осложняется тем, что для характеристики данного разрушения является существенным не только число циклов, уровень \max и \min температуры цикла, но и длительность нагрузки, которая имеет тем большее значение, чем выше температура цикла. Количество трещин от термоусталости резко возрастает с увеличением времени эксплуатации.

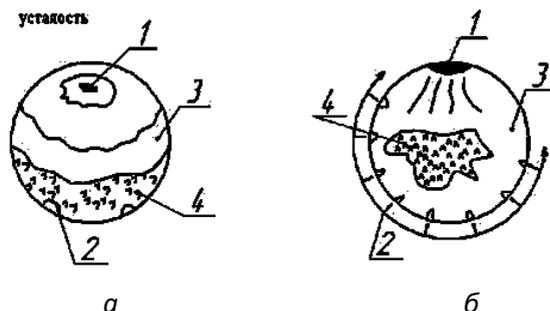


Рис. 6.9 – Виды излома после механической усталости (а) и термической усталости (б):

- 1 – первичный очаг разрушения; 2 – вторичные очаги;
- 3 – зона развития усталости; 4 – зона долома

Термическая усталость часто проявляется в деталях поршневых дизельных двигателей и др. деталях и узлах, работающих в условиях нестационарных температурных режимов.

6.5. Методы повышения конструкционной прочности металлических материалов

Высокая прочность и долговечность как свойство материала сопротивляться развитию постепенного разрушения с обеспечением в течение заданного промежутка времени (ресурса) работоспособности деталей при минимальной их массе и наибольшей надежности, как свойство

материала противостоять хрупкому разрушению достигаются технологическими, металлургическими и конструкторскими методами.

Наибольшую эффективность имеют технологические и металлургические методы, цель которых – повышение механических свойств и качества металла.

Основными методами упрочнения материалов являются легирование, пластическая деформация, термическая и химико-термическая обработка. Повышение прочности материалов вышеупомянутыми методами основано на ряде структурных факторов.

1. Увеличение плотности дислокаций – линейных дефектов кристаллического строения материалов. Силовые поля вокруг дислокаций являются эффективными барьерами для других, близкорасположенных дислокаций (рис. 6.10). В связи с этим, чем больше плотность дислокаций, тем выше сопротивление пластическому деформированию.

Теория дислокаций дает следующую зависимость между пределом текучести σ_T и плотностью дислокаций ρ :

$$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha \cdot b \cdot G \cdot \rho^{0,5},$$

где σ_0 – предел текучести до упрочнения (в результате пластической деформации); α – коэффициент, учитывающий вклад других механизмов торможения дислокаций; – вектор Бюргерса b ; G – модуль сдвига.

Увеличивать плотность дислокаций целесообразно до 10^{12} см⁻². При большем значении из-за неравномерности распределения структурных дефектов отдельные объ-

ёмы материала пересыщаются дислокациями, что вызывает нарушение его сплошности в виде субмикроскопических трещин и, как следствие, снижение прочности.

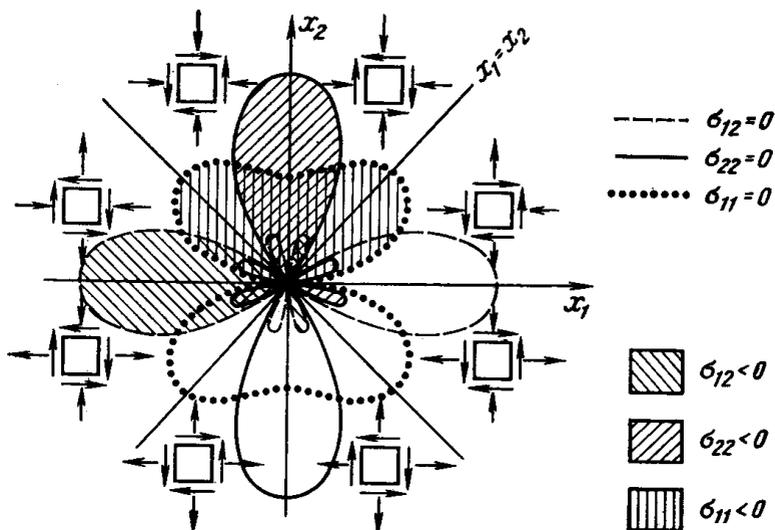


Рис. 6.10 – Линии одинакового уровня напряжений $\sigma_{ij} = 0$ ($i, j = 1, 2$) вокруг краевой дислокации с центром на пересечении осей x_1 и x_2 . Положительный вектор Бюргерса b (с величиной порядка межатомных расстояний 10^{-8}) направлен вдоль оси x_1 . В каждой из восьми областей показаны схемы напряженного состояния

2. Создание дислокационных барьеров в виде границ зерен, субзерен (измельчением зеренной структуры), дисперсных частиц вторичных фаз (за счет термической обработки материала – закалки и старения) и пр. Подобные препятствия на пути движения дислокаций требуют дополнительного повышения напряжений для их продвижения (переползания) и, тем самым, способствуют упрочне-

нию. Роль эффективного барьера выполняют границы зерен и субзерен (блоков мозаики), которые являются областями несовершенного контакта, где имеются нарушения непрерывности кристаллической структуры (рис. 6.11).

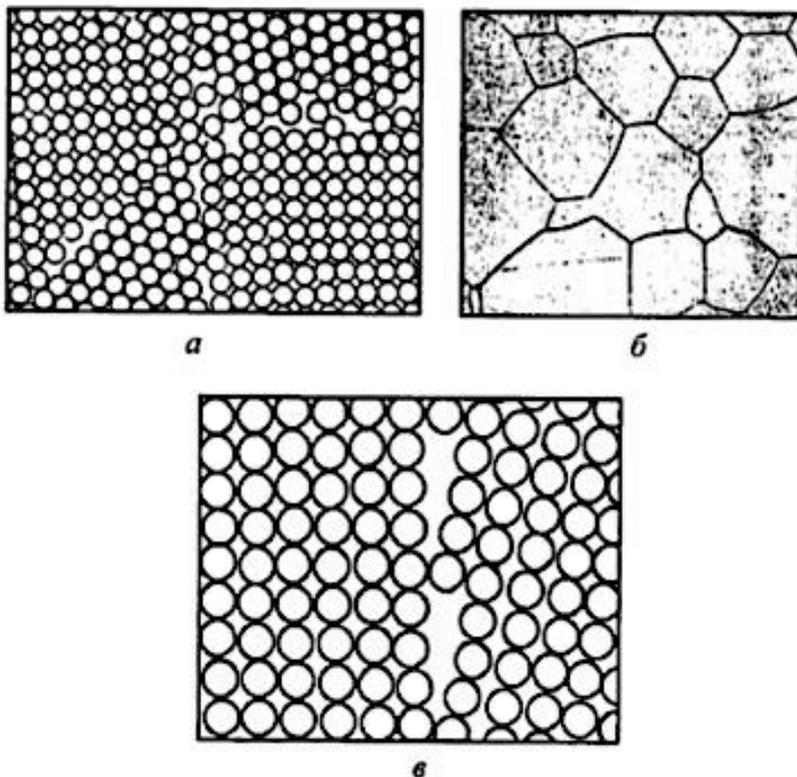


Рис. 6.11 – Границы зерен:

а – модель высокоугловой границы (угол разориентировки $\theta > 10^\circ$); б – зеренная структура молибдена ($\times 240$); в – модель малоугловой границы (угол разориентировки $\theta < 5^\circ$)

Соседние зерна в общем случае имеют несовпадающую кристаллографическую ориентировку, различие кото-

рой может быть от малоуглового с углом разориентировки $\theta < 5^\circ$ до высокоуглового с углом разориентировки $\theta > 10^\circ$. При переходе через высокоугловые границы происходит резкий скачок разориентировки атомных плоскостей. Скользящая дислокация вынуждена останавливаться у этих границ, поскольку в соседних зернах (субзернах) плоскость скольжения имеет другую ориентацию.

Повышение прочности при измельчении зерна (или субзерна) описывается уравнением Холла–Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k \cdot d^{-0,5},$$

где σ_0 – напряжение, необходимое для движения свободной (незаторможенной) дислокации; k – коэффициент, характеризующий прочность торможения (блокировки) дислокаций; d – диаметр зерна (субзерна).

Важная особенность данного фактора в увеличении прочности материала состоит в том, что измельчение зерна (роста протяженности их границ) сопровождается повышением ударной вязкости – качественной характеристики надежности материала. Из-за уменьшения размеров зародышевых трещин и затруднением их развития: трещина вынуждена при переходе от одного зерна к другому из-за несовпадений их кристаллографических ориентировок изменять направление движения, в результате чего ее траектория и сопротивление движению увеличиваются.

Сильное торможение движению дислокаций оказывают дисперсные частицы вторичной фазы. Такой фактор упрочнения характерен для гетерогенных сплавов, подвергнутых закалке и старению. В этом случае дислокации,

перемещаясь в плоскостях скольжения, должны перерезать частицы, либо огибать их (рис. 6.12).

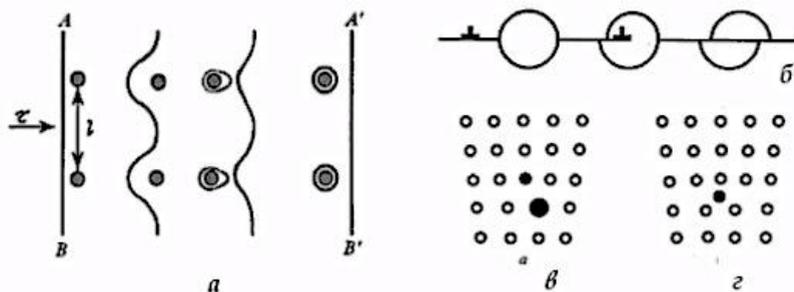


Рис. 6.12 – Прохождение дислокацией частиц второй фазы: путем огибания (а), перерезания (б) и образование атмосфер Коттрелла при наличии атомов замещения (в) и внедрения (г)

Если частицы вторичной фазы расположены достаточно далеко друг от друга, а сами частицы некогерентны матрице (то есть когда определенные плоскости и направления кристаллической решетки матрицы имеют большой угол разориентировки), может реализоваться так называемый механизм огибания или механизм Орована. В этом случае дислокация под действием приложенного касательного напряжения τ проталкивается между частицами (рис. 6.12, а). Необходимое для этого напряжение составляет величину $\tau_{пр} = Gb/l$, где l – расстояние между частицами.

Дислокация, огибая частицы, оставляет вокруг них дислокационные петли. При этом эффективное расстояние между препятствиями с каждым разом уменьшается, и любой последующей дислокации приходится пробираться

между частицами все с большим трудом. В результате будет возрастать сопротивление деформации и, как итог, материал упрочняется.

В тех случаях, когда частицы вторичной фазы дисперсны, близко расположены друг к другу и когерентны матрице (то есть когда определенные плоскости и направления кристаллической решетки матрицы имеют плавное и непрерывное продолжение в решетке выделения), может действовать механизм перерезания частиц (рис. 6.12, б). При таком механизме упрочнение достигается по ряду причин: а) движению дислокаций препятствует поле упругих искажений вокруг включения, вторичной фазы; б) модуль сдвига частицы (как правило, карбид или интерметаллидное соединение) обычно больше, чем модуль матричного раствора; в) образуется новая поверхность раздела между частицей и матрицей; г) если выделение имело упорядоченную структуру, то для разупрочнения в плоскости скольжения для прохождения дислокации требуется дополнительная энергия.

Атомы замещения (рис. 6.12, в) и внедрения (рис. 6.12, г) стремятся собираться вблизи ядра дислокации, т.к. энергия их упругого взаимодействия с собственным полем дислокации обратно пропорциональна расстоянию, образуя скопления, сегрегации. В области ядра дислокации чужеродным атомам легче размещаться, чем в совершенной области кристаллической решетки. Особенно большой вклад в упрочнение, скапливаясь на дислокациях, вносят атомы внедрения (С, О, Н, N), которые силь-

нее связываются с дислокациями, чем атомы замещения. Такие скопления на дислокациях называются облаками или атмосферами Коттрелла. Образование атмосфер сопровождается уменьшением искажений кристаллической решетки, что предопределяет их устойчивость. Выход или отрыв атомов из атмосферы Коттрелла требует значительной энергии. Дислокация, связанная такими атмосферами, становится малоподвижной или блокируется, что также способствует упрочнению материала. Следует учитывать, что повышение прочности, основанное на уменьшении подвижности дислокаций, сопровождается снижением пластичности, вязкости и, тем самым, надежности материала.

3. Образование полей упругих напряжений, искажающих кристаллическую решетку. Такие поля образуются вблизи точечных дефектов – вакансий, примесных атомов и, главным образом, вблизи легирующих элементов (рис. 6.13).

Межузельный (дислоцированный) атом (внедрения или дефект Френкеля, рис. 6.13, а) увеличивает межатомные расстояния у окружающих его атомов матрицы, смещая ближайших соседей на расстояние, равное 20% от межатомного, что приводит к более существенному повышению напряжений и деформаций, чем при образовании вакансии (дефект Шоттки, рис. 6.13, б). Поэтому энергия возникновения вакансии в металле меньше, чем межузельного атома. В плотноупакованных кристаллических решетках, которые характерны для большинства металлов,

очень трудно образовываться межузельным атомам, и вакансии в кристаллах являются основными точечными дефектами (не считая примесных атомов).

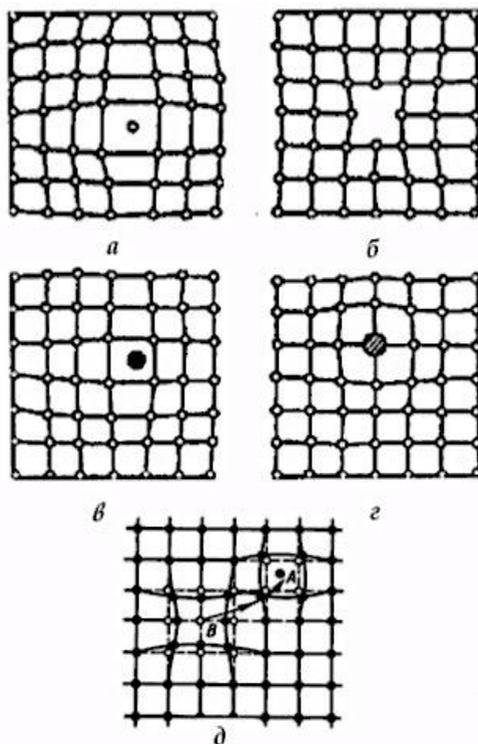


Рис. 6.13 – Виды искажения кристаллической решетки вблизи точечных дефектов: *а* – межузельный атом (внедрения или дефект Френкеля); *б* – вакансия (дефект Шоттки); *в* – атом внедрения; *г* – атом замещения; *д* – парный дефект Френкеля (дислоцированный атом *A* и вакансия *B*)

Вместе с тем под воздействием тепловых флуктуаций атомы, преодолев энергетический барьер, могут переходить на свободную поверхность кристалла или в междоузлие. Если в первом случае образуется только вакансия, то

во втором случае происходит образование сразу двух точечных дефектов – вакансии и межузельного атома, такая комбинация называется парный дефект Френкеля (рис. 6.13, д).

Межузельный атом можно рассматривать как центр локального всестороннего упругого растяжения (дефект Френкеля, рис. 6.13, а), пустой узел (вакансия – дефект Шоттки (рис. 6.13, б) – как центр локального всестороннего упругого сжатия, а парный дефект Френкеля – как центр анизотропного напряженно-деформированного состояния.

Напряжения и деформации вокруг таких центров убывают обратно пропорционально третьей степени расстояния от них. Заметные смещения атомов кристаллической решетки создаются на расстоянии одного–двух атомных диаметров. Быстрое затухание атомных смещений при удалении от центра точечного дефекта свидетельствует о том, что поля напряжений здесь близкодействующие.

В результате тепловых флуктуаций возможно не только увеличение возникновения точечных дефектов, но и появление несовершенств кристаллической решетки иного происхождения – комплексов вакансий с дислокациями, резко ограничивающих подвижность последних, что способствует возрастанию прочности металла, увеличению сопротивления сдвигу. Так, монокристаллы алюминия, подвергнутые термической обработке, а именно закалке в воду с температур, близких к температуре плавления, в испытаниях на растяжение обнаруживают критическое напряжение сдвига примерно в 5 раз большее, чем

медленно охлажденные монокристаллы алюминия. Иным поведением отличается и поведение таких монокристаллов при пластической деформации, которая сопровождается возникновением многочисленных дефектов структуры, а следовательно, и эффектом упрочнения.

Резко увеличивает концентрацию дефектов типа Шоттки и Френкеля радиационное облучение металлов частицами с высокой энергией: быстрые частицы соударяются с атомами решетки и выбивают их из положения равновесия, образуя точечные дефекты; количество дефектов в этом случае зависит от энергии бомбардирующих частиц и природы кристалла. При облучении концентрация дефектов может достигать заметного уровня, вплоть до пересыщения, что приводит к существенному изменению свойств металла. На концентрацию дефектов типа Шоттки и Френкеля оказывает влияние и пластическая деформация. Концентрация вакансий в первом приближении растет пропорционально величине деформации и может быть определена зависимостью $n/N = (10^{-5} - 10^{-6}) \cdot \epsilon$, где ϵ выражено в процентах. Такие вакансии называются деформационными. Наибольшая их концентрация соответствует знакопеременному нагружению.

При совместном влиянии высоких температур и большой степени пластической деформации в процессах горячей обработки металлов давлением (ковки, прокатки, прессования, волочения и др.) концентрация вакансий может достигать $(5 - 10) \cdot 10^{-4}$, что дает концентрацию атомов, смещенных со своих мест, 2,5–5%. По-видимому, в

этом случае вакансии могут оказывать влияние на механизмы пластической деформации и упрочнения, однако обычно влияние деформационных вакансий на прочность и пластичность металла невелико. Точечные дефекты, внесенные пластической деформацией и облучением, являются термодинамически неравновесными.

Упрочнение при легировании растет пропорционально концентрации легирующего элемента в твёрдом растворе и относительной разницы атомных радиусов компонентов (рис. 6.13, 2). Как и при термической обработке, при легировании упрочнение преимущественно связано с образованием твердого раствора, гетерогенных структур различной дисперсности или метастабильных структур, например, мартенсита. В итоге, предел прочности и твердость повышаются. Это объясняется тем, что в неупорядоченном твердом растворе искажение области кристаллической решетки вокруг атомов растворенного элемента, находящихся в плоскости скольжения, затрудняет продвижение дислокаций.

При образовании твердого раствора кристаллическая решетка всегда искажается, и периоды ее изменяются, так как и электронное строение, и размеры атомов растворителя и растворенного компонента различны. При образовании твердого раствора замещения период решетки может увеличиваться или уменьшаться в зависимости от соотношения радиусов растворителя и растворенного компонента. В случае твердого раствора внедрения период решетки всегда возрастает, поскольку твёрдые растворы внедрения

образуются только в тех случаях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик. При формировании твердого раствора внедрения кристаллическая решётка искажается более значительно, чем в случае формирования твердого раствора замещения.

Твердые растворы внедрения могут быть только ограниченной концентрации, поскольку число пор в узлах кристаллической решетки ограничено, а атомы основного компонента сохраняются в узлах решетки. Роль твердых растворов внедрения особенно значительна в сталях и чугунах.

В металлургии стали применяют различные легирующие элементы, присутствие которых в ее составе, кроме обычно содержащихся примесей (O, S и др.), придает ей особые механические и служебные свойства. Легирующими элементами могут служить металлы (Mn, Ni, Co, Cu и др.), металлоиды (C, S, P, N), ферросплавы (ферросилиций, феррохром, ферромарганец, ферроникель и др.) и лигатуры – вспомогательные сплавы, содержащие легирующий элемент, они могут обладать различной степенью растворимости и быть элементами, практически не растворимыми в железе (Pb, Ag, Bi).

По степени легированности различают три группы сталей. Суммарное содержание легирующих элементов в стали (не считая углерода) должно быть следующим: в низколегированной стали $\leq 2,5\%$; в среднелегированной стали от $2,5\%$ до 10% ; в высоколегированной стали $\geq 10\%$.

По числу компонентов легированные стали разделяют на группы:

1. Простые легированные (тройные) – это означает, что кроме железа и углерода в стали содержится только один легирующий элемент. Сталь называют по этому легирующему элементу, например, хромистая или никелевая сталь.

2. Легированные (четверные) – это означает, что кроме железа и углерода в стали содержатся два легирующих элемента (хромоникелевая или хромомолибденовая сталь).

3. Сложнолегированные – в стали содержится более двух легирующих элементов. Так, в быстрорежущую сталь одновременно входит несколько легирующих элементов. Для придания хромистым и хромоникелевым сталям высоких прочностных характеристик их дополнительно легируют вольфрамом.

Необходимым легирующим элементом в сталях мартенситного класса (стали 30X13, 40X13, 95X18 и др.) является углерод, где он обеспечивает высокие прочностные характеристики. В сталях других структурных типов углерод является вредной примесью – он образует карбиды хрома (типа Cr_{23}C_6), что снижает содержание хрома в сплаве.

Улучшают механические свойства стали также микродобавки редких металлов (бор, цирконий и др.).

Таким образом, легированная сталь представляет собой железоуглеродистый сплав, свойства которого изменяют добавкой легирующих элементов.

Подбором химического состава стали, а также с помощью регулирования ее фазового состава, можно придать ей широкий диапазон свойств. Можно изменять прочность и вязкость, придавать стали нержавеющие свойства, жаростойкость, жаропрочность, окалиностойкость, износостойкость, существенно влиять на магнитные свойства. К менее дефицитным и более дешевым легирующим элементам относятся кремний, марганец и хром; к более дорогим – ванадий, вольфрам, молибден и др. Следует стремиться придавать стали желаемые свойства комбинированием ее состава из более дешевых элементов и определенной термической обработкой.

Легирование стали начинается еще в период плавления (в электрических и мартеновских печах, конвертерах) и заканчивается после выпуска из плавильной печи в сталеразливочном ковше или печь-ковше. Никель, медь и молибден обладают значительно меньшим сродством к кислороду, чем железо, отчего их вводят в печь вместе с шихтой во время ее загрузки в печь или в периоды плавления и окисления; во время плавки эти элементы практически не окисляются. Молибден и никель иногда вводят в виде окислов – закиси никеля (NiO) и молибдата кальция (CaMoO_4). Эти окислы являются менее прочными соединениями, чем закись железа, поэтому они восстанавливаются железом даже в окислительный период плавки.

Вольфрам обладает бóльшим сродством к кислороду, чем железо, поэтому его вводят в виде ферровольфрама после удаления из печи окислительного шлака или в восстановительный период плавки.

Марганец и хром окисляются легче железа, поэтому ферромарганец и феррохром вводят в ванну печи после удаления из нее окислительного шлака. Во время восстановительного периода плавки производят присадки ферромарганца и феррохрома для коррекции состава стали.

Кремний вводят в сталь в восстановительный период плавки; в процессе раскисления шлака его содержание в стали повышают до 0,25–0,35%. При выплавке специальных кремнистых сталей кремний для легирования вводят в сталь в виде 45- или 75%-ного ферросилиция, который дают в раскисленный металл за 25–30 мин до выпуска. Угар марганца, хрома и кремния зависит от состава стали и способа легирования и обычно находится в пределах 5–10%.

Ванадий, как и кремний, обладает большим сродством к кислороду; феррованадий вводят в раскисленный металл (после приведения в неактивное состояние растворенного в жидкой стали кислорода) за 25–30 мин до выпуска. Угар ванадия составляет 5–8%.

Титан вводят в состав небольшого числа марок стали. Титан обладает очень большим сродством к кислороду; он окисляется не только закисью железа (FeO), но также и закисью марганца (MnO), окисью хрома (CrO) и кремнеземом (SiO_2). Поэтому ферротитан вводят непосредственно перед выпуском плавки; иногда ферротитан вводят в сталеразливочный ковш или печь-ковш. Угар титана 40–60%.

Алюминий обладает наибольшим сродством к кислороду и легирование стали алюминием производят путём добавки слитков алюминия в печь, в сталеразливочный ковш или печь-ковш. При легировании стали алюминием уменьшается также степень загрязненности металла окис-

ными и нитридными включениями. Однако в некоторых случаях алюминий, вводимый для раскисления стали, понижает механические свойства стали, уменьшает относительное сужение и ударную вязкость (рис. 6.14, а и б).

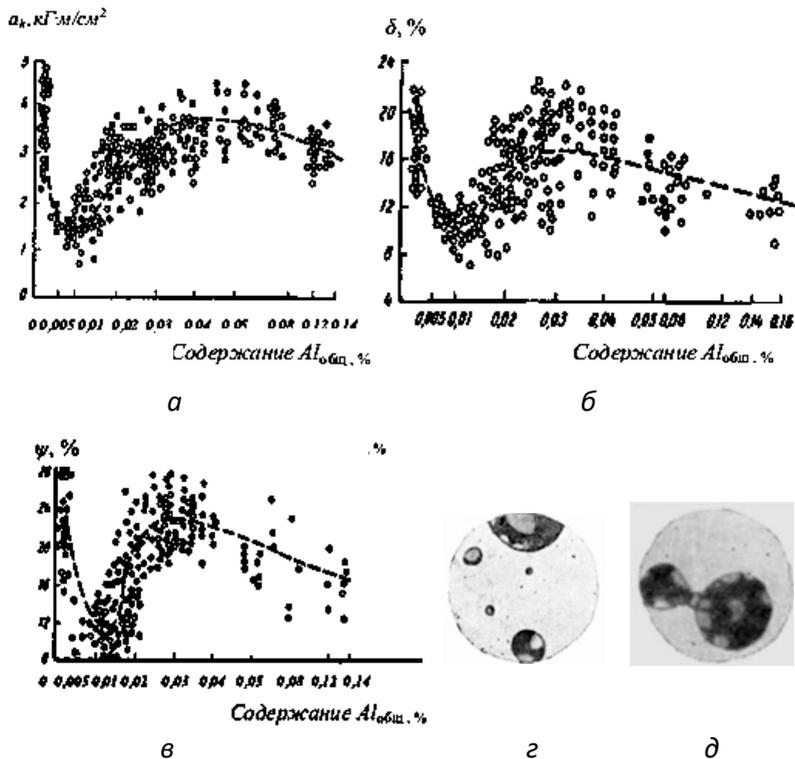


Рис. 6.14 – Влияние содержания алюминия в стали 45Л на ударную вязкость a_k (а), относительное сужение ψ (б), относительное удлинение δ (в) и окисьюльфидные включения в литой стали (г) и их коагуляция (д) $\times 600$.

Светлая составляющая – сульфидная фаза FeS–MnS;
 темная составляющая – окисная фаза FeO–MnO–SiO₂

Включение сульфидов оказывают наиболее вредное влияние на свойства стали, вызывая ее краснотомкость:

при горячей деформации границы зерен оплавляются и сталь хрупко разрушается. При более высоком содержании алюминия в стали (более 0,025%) кислород также выделяется в виде кристаллов корунда (глинозема), а сульфидные включения в виде граненых остроугольных кристаллов $MnS-FeS$, располагающихся в массе зерна без определенной ориентации. Эти включения менее вредны, чем эвтектические ($Fe-FeS-MnS$) по границам зерен.

При кристаллизации стали атомы элементов, формирующие твердые растворы внедрения, располагаются так, что возникает явление «избирательной» растворимости, т.е. если в данном участке среди атомов основной среды разместились атомы какой-либо примеси, то атомы другой примеси уже не могут размещаться в этом участке твердого раствора внедрения, поскольку эти «поры» в элементарной решетке уже заняты. На рис. 6.15 показано влияние содержания растворенного в стали кислорода на растворимость в этой же стали водорода.

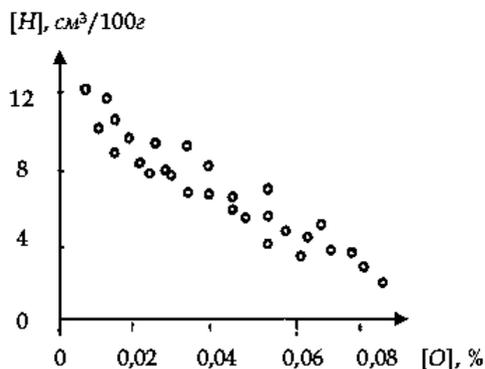


Рис. 6.15 – Влияние содержания кислорода на растворимость водорода в жидком железе

Известно, что и тот, и другой элементы способны формировать твердый раствор внедрения. Видно, что чем больше «поры» в элементарных ячейках заняты атомами кислорода, тем труднее туда проникнуть атомам водорода. Возможно, это является основной первопричиной неоднородного распределения примесей по объёму металла, когда вследствие отсутствия свободных мест в элементных решетках начинается процесс ликвации примесей.

6.6. Методы повышения надежности конструкционных материалов

Проблема повышения конструкционной прочности состоит не столько в повышении прочностных свойств, сколько в том, как при высокой прочности обеспечить высокое сопротивление вязкому разрушению, то есть обеспечить высокую надежность конструкционного материала.

Закалкой на мартенсит и низким отпуском в углеродистых сталях можно получить при содержании 0,4% С величину предела прочности $\sigma_B \approx 2400$ МПа, при 0,6% С – $\sigma_B \approx 2400$ МПа. Однако при такой прочности эти стали обнаруживают высокую хрупкость ($KCT \approx 0$), ненадежны с позиции эксплуатации.

Заданные характеристики прочности, надежности, долговечности достигаются формированием определенного структурного состояния, которое должно сочетать эффективное торможение дислокаций с их равномерным распределением в объеме материала, либо, что особенно благоприятно, допускать определенную подвижность

скапливающихся у барьеров дислокаций. Эти требования исходят из того, что хрупкое разрушение инициируют скопления дислокаций критической плотности, например, у непроницаемых барьеров, вследствие чего возникают опасные локальные напряжения. Их релаксация идет двумя путями:

1. Образование зародыша хрупкой трещины, прорыв и эстафетная передача дислокации в смежные области.

2. Пластическая релаксация локальных напряжений.

Первый путь является инициатором снижения надежности и долговечности, внезапного отказа деталей в условиях эксплуатации. Второй путь возможен при наличии, по меньшей мере, полунепроницаемых барьеров, в качестве которых, в частности, выступают малоугловые границы – границы субзерен.

Формированию благоприятной структуры и обеспечению надежности способствуют рациональное легирование, измельчение зерна, повышение металлургического качества.

Рациональное легирование предусматривает введение в сталь и сплавы нескольких элементов при невысокой концентрации каждого из них, с тем чтобы повысить не только прочностные характеристики, но и пластичность, и вязкость. Измельчение зерна осуществляется легированием и термической обработкой, особенно при использовании высокоскоростных способов нагрева – индукционного или лазерного.

Наиболее эффективное измельчение субструктуры (блоков мозаики) достигается при термомеханической обработке (*ТМО*), сочетающей пластическую деформацию стали в аустенитном состоянии с ее закалкой и низкотемпературным отпуском. При этом принципиальной особенностью является формирование структуры, а следовательно, и свойств закаленной стали. При *ТМО* это происходит в условиях повышенной плотности и оптимального распределения дефектов кристаллической решетки (дислокаций), обусловленных наклепом. Различают два основных типа *ТМО*, а именно – *ВТМО* и *НТМО* (рис. 6.16, *а* и *б*).

По первому способу, называемому высокотемпературной термомеханической обработкой (*ВТМО*, рис. 6.16, *а*), сталь деформируют со степенью деформации 20–30% при температуре выше точки A_3 , при которой сталь имеет аустенитную структуру. После деформации производится немедленная закалка во избежание развития процесса рекристаллизации – зарождения и роста новых, чаще всего равноосных, зерен, с меньшим количеством дефектов строения. В процессе закалки наклепанный при деформации аустенит превращается в маартенсит. Затем следует реализация низкотемпературного отпуска (100–300 °С).

По второму способу, называемому низкотемпературной термомеханической обработкой (*НТМО*, рис. 6.16, *б*), сталь деформируют в температурной зоне существования относительной устойчивости переохлажденного аустенита (400–600 °С, выше точки M_n , но ниже температуры рекристаллизации).

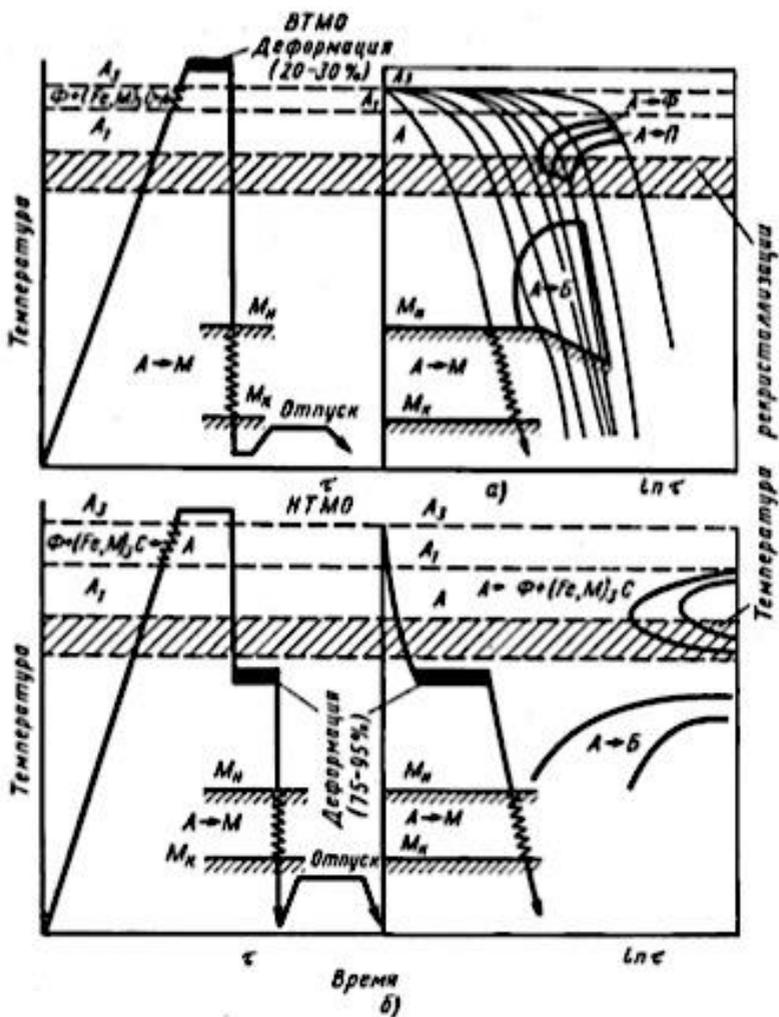


Рис. 6.16 – Схема термомеханической обработки стали:
 а – VTMO; б – HTMO

Степень деформации обычно составляет 75–95%. Закалку осуществляют сразу после деформации с последующим низкотемпературным отпуском (100–300 °С), как и

в случае *ВТМО*. *ТМО* позволяет получать высокую прочность ($\sigma_B = 220\text{--}300$ кгс/мм²) при хороших показателях пластичности и вязкости ($\delta = 6\text{--}8\%$ и $\alpha_H = 5\text{--}6$ кгс·м/см²), тогда как после обычной закалки и низкого отпуска (без деформации в аустенитной области) σ_B не превышает 200–220 кгс/мм² и $\delta = 3\text{--}4\%$. Очень важно, что с повышением прочности при *ТМО* одновременно возрастает пластичность.

Наибольшее упрочнение $\sigma_B = 260\text{--}300$ кгс/мм² достигается при деформации переохлажденного аустенита (рис. 6.16, б), то есть при *НТМО*. Деформация в области высоких температур *ВТМО* не создает столь высокого предела прочности, достигая величин лишь $\sigma_B = 220\text{--}240$ кгс/мм², что объясняется тем, что при высоких температурах не удастся избежать хотя бы частичной рекристаллизации, по меньшей мере динамической. *НТМО* можно рассматривать как холодную обработку давлением, так как она проводится ниже температуры рекристаллизации. Высокие механические свойства после *ТМО* в процессах *ВТМО* и *НТМО* объясняются большой плотностью дислокаций в мартенсите, дроблением его кристаллов на отдельные субзерна (блоки) величиной в доли микрона с взаимной разориентировкой вплоть до высокоугловой. Дислокационная структура, формирующаяся в аустените при деформации, «наследуется» мартенситом. После деформации аустенита последующая закалка приводит к плотным скоплениям дислокаций, сочленяющих сильно разориентированные фрагменты мартенсита. В образующейся

субструктуре дислокации связаны в стабильные конфигурации, а субграницы выполняют роль полупроницаемых барьеров. Повышение пластичности связано, вероятно, со снижением напряжений II рода.

В сравнении *НТМО* следует учитывать важный фактор *ВТМО*, что она обеспечивает большой запас пластичности и лучшую конструктивную прочность, повышает ударную вязкость при комнатной и низких температурах, понижает порог хладноломкости и чувствительность к отпускной хрупкости. Кроме того, деформация при высоких температурах протекает при меньших усилиях, вызывает меньший износ оборудования и является поэтому более технологичной операцией. Наиболее промышленно освоенным способом является схема *ВТМО* (рис. 6.17).

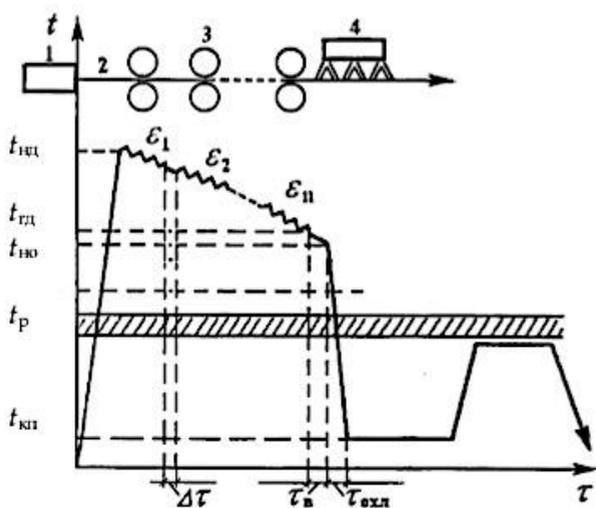


Рис. 6.17 – Схема основных технологических параметров ВТМО:
 1 – нагревательная печь; 2 – заготовка; 3 – прокатный стан;
 4 – спрейер (охлаждающее устройство)

Более надежной работе высоконапряженных деталей способствует повышение чистоты металла, его металлургического качества. При равной прочности более чистый металл обладает более высоким сопротивлением вязкому разрушению и более низким порогом хладноломкости. Повышение чистоты стали связано с удалением вредных примесей – серы, фосфора, газообразных элементов – кислорода, водорода, азота и зависящих от их содержания неметаллических включений – оксидов, сульфидов и др.

Неметаллические включения, серу и газообразные примеси, удаляют из металла рафинированием синтетическими шлаками и в процессе переплава (рис. 6.18).

В промышленности применяют несколько способов переплава: вакуумно-дуговой (*ВДП*), электронно-лучевой (*ЭЛП*), электрошлаковый (*ЭШП*), а также вакуумно-индукционную плавку (*ВИ*).

При *ВДП* металл наиболее полно очищается от растворенных газов, сера практически не удаляется. При рафинировании синтетическими шлаками и *ЭШП*, наоборот, наиболее полно удаляется сера.

Для повышения циклической прочности и износостойкости важно затруднить деформацию поверхности деталей. Это достигается технологическими методами поверхностного упрочнения: поверхностной закалкой, химико-термической обработкой (азотированием, цементацией и пр.), поверхностным пластическим деформированием (обдувкой дробью, обкаткой роликами и пр.).

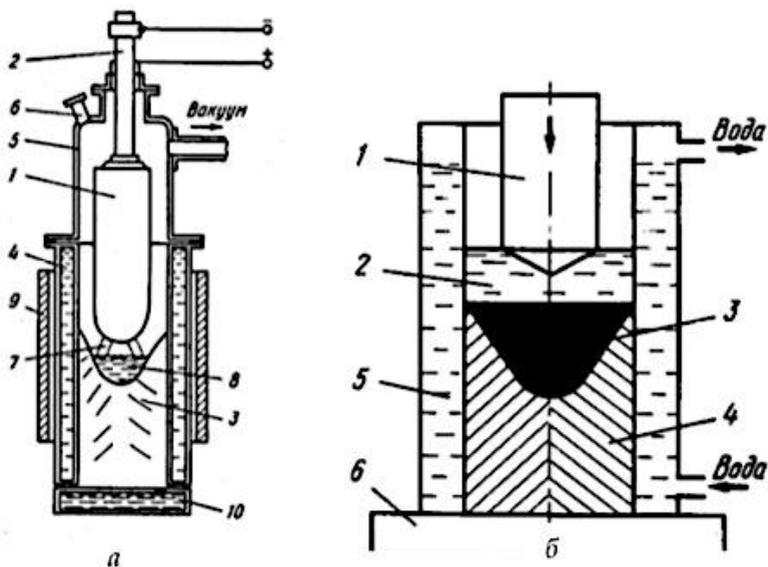


Рис. 6.18 – Вакуумно-дуговая печь для получения слитков в водоохлаждаемом кристаллизаторе (а) и схема электрошлакового переплава (б).

Для а): 1 – расходуемый электрод; 2 – шток; 3 – слиток; 4 – водоохлаждаемый кристаллизатор; 5 – крышка с «гляделкой»; 6; 7 – электрическая дуга; 8 – ванна жидкого металла; 9 – соленоид; 10 – водоохлаждаемый поддон.

Для б): 1 – расходуемый электрод; 2 – шлаковая ванна; 3 – металлическая ванна; 4 – слиток; 5 – кристаллизатор; 6 – поддон

Конструкторские методы предусматривают обеспечение равнопрочности высоконапряженных деталей. При их проектировании избегают резких перепадов глубоких канавок, галтелей малого радиуса и других конструктивных надрезов. Если этого избежать нельзя, то для смягчения концентрации напряжений применяют местное упрочнение для формирования остаточных напряжений сжатия.

Таким образом, технологические и металлургические методы повышения конструкционной прочности сталей и сплавов включают: 1) методы упрочнения, вызывающие увеличение плотности дислокаций и уменьшение их подвижности; 2) методы обеспечения необходимого запаса пластичности и вязкости, предусматривающие более равномерное распределение дислокаций и очистку от охрупчивающих конструкционный материал примесей. Арсенал структурных факторов, используемых в группе металлургических методов, определяет следующий ряд уровней статической прочности в конструкциях разного назначения: для сталей $\sigma_B = 1600\text{--}2200$ МПа; титановых сплавов $\sigma_B = 1000\text{--}1250$ МПа; алюминиевых сплавов $\sigma_B = 550\text{--}600$ МПа.

Принципиально иной способ достижения высокой конструкционной прочности использован в новом классе высокопрочных материалов – в композиционных материалах, представляющих собой композицию из мягкой матрицы и высокопрочных волокон. Высокопрочные волокна армируют матрицу и воспринимают всю нагрузку. Матрица нагружена слабо и служит для передачи и распределения нагрузки между волокнами.

Композиционные материалы отличаются высоким сопротивлением распространению трещин, так как при их образовании, например, из-за разрушения волокна, трещины «взнут» в мягкой матрице. Композиционные материалы, использующие высокопрочные и высокомодульные волокна и легкую матрицу, могут обладать высокими показателями удельной прочности и жесткости.

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Аморфные металлические сплавы: сб. научн. ст. / под ред. Ф.Е. Люборского. – Москва: Металлургия, 1987. – 375 с.
2. Арзамасов, Б.Л. Материаловедение: уч-к для вузов / Б.Л. Арзамасов, И.Л. Сидорин, Г.Ф. Косолапов [и др.]. – 2-е изд. – Москва: Машиностроение, 1986. – 384 с.
3. Белевитин, В.А. Ультразвуковой контроль качества кованных валов / В.А. Белевитин, Н.И. Бражников // Сталь. – 2000. – № 4. – С. 47–48.
4. Белевитин, В.А. Материаловедение. Свойства металлов и сплавов: учеб. пособие / В.А. Белевитин. – Челябинск, 2012. – 236 с.: ил. – ISBN 978-5-85716-917-9.
5. Бернштейн, М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капустина. – Москва: Металлургия, 1983. – 480 с.
6. Бражников, А.И. Бесконтактный одноканальный времяимпульсный расходомер жидкости / А.И. Бражников, В.А. Белевитин, Е.В. Бражникова, Е.Л. Иванов. – Метрология. 2004. – № 11. – С. 16–25. – ISSN: 0132-4713.
7. Гаршин, А.Л. Машиностроительная керамика / А.Л. Гаршин, В.Н. Гропянов, Г.Л. Зайцев, С.С. Семенов. – Санкт-Петербург: Изд. СПбГТУ, 1997. – 726 с.
8. Гуляев А.П. Металловедение: уч-к для вузов. – 6-е изд. / А.П. Гуляев. – Москва: Металлургия, 1986. – 544 с. ^[1]_[2]
9. Лахтин, Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов: уч-к для вузов / Ю.М. Лахтин. – 3-е изд, перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1983. – 360 с.
10. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: уч-к для вузов. / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – 3-е изд, перераб. и доп.– Москва: Машиностроение, 1980. – 493 с.

11. Масленков, С.Б. Стали и сплавы для высоких температур: справочн. изд.: в 2 кн. / С.Б. Масленков, Е.А. Масленкова. – Москва: Металлургия, 1991. – 832 с. – ISBN 5-229-00527-0.
12. Материаловедение и технология конструкционных материалов: уч-к / О.С. Комаров, В.Н. Ковалевский, Л.Ф. Керженцева [и др.]; под общ. ред. О.С. Комарова. – 3-е изд., испр. и доп. – Минск: Новое знание, 2009. – 671 с.: ил. – (Техническое образование). – ISBN 978-985-475-355-3.
13. Меретуков, М.А. Кластеры, структуры и материалы наноразмера: инновационные и технические перспективы / М.А. Меретуков, М.А. Цепин, С.А. Воробьев, А.Г. Сырков. – Москва: Изд. дом «Руда и металлы», 2005. – 126 с. – ISBN 5-98191-015-1.
14. Паршин, А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионностойких сталей и сплавов / А.М. Паршин. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение. 1988. – 656 с.
15. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг; пер. с англ. – Москва: Металлургия, 1982. – 182 с.
16. Проблемы разработки конструкционных материалов // Научн. труды; пер. с англ. – Москва: Металлургия, 1980. – 366 с.
17. Серов, А.И. Промышленные испытания мелющих шаров повышенной твердости при измельчении железистых кварцитов / А.И. Серов, Е.Н. Смирнов, В.А. Скляр, В.А. Белевитин // Обогащение руд. – 2017. – № 3 (369). – С. 15–20.
18. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: уч-к для вузов. – Изд. 7-е / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – Санкт-Петербург: ХИМИЗДАТ, 2020. – 784 с.: ил. – ISBN 078-5-93808-345-6.
19. Статическая прочность и механика разрушения сталей // Сб. науч. трудов. – Москва: Металлургия, 1986. – 566 с.

20. Судзуки, К. Аморфные металлы / К. Судзуки, Х. Судзуки, К. Хасимото; пер. с япон.– Москва: Металлургия, 1987. – 328 с.
21. Смирнов, Е.Н. Технология конструкционных материалов: производство горячекатаных блюмов и слябов: учеб. пособие / Е.Н. Смирнов, В.А. Белевитин, В.А. Скляр, В.В. Кисиль. – Челябинск. – 2016. – Изд-во Челяб. гос. пед. ун-та. – ISBN 978-59067-7-7.
22. Belevitin, V.A. INTEGRATED APPROACH TO MODELING IC COMPETENCE IN STUDENTS / V.A. Belevitin, V.V. Rudnev, M.L. Khasanova, et al. // Intern. Journal of Engineering and Technology. – 2018. – Т. 7. – № 4. – С. 60–62.
23. Фистуль В.И. Новые материалы / В.И. Фистуль. – Москва: МИСИС, 1995. – 142 с. – ISBN 5-87623-028-6.

Учебное издание

Белевитин Владимир Анатольевич

Материаловедение конструкционных материалов

Учебное пособие

ISBN 978-5-907611-10-8

Работа рекомендована РИС ЮУрГГПУ
Протокол № 25, 2022 г.

Издательство ЮУрГГПУ
454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 69

Редактор Е.М. Сапегина
Технический редактор Т.Н. Никитенко
Компьютерная верстка В.А. Белевитин

Подписано в печать 07.04.2022 г.
Формат 60×84/16. Объем 6 уч.-изд. л. (13,5 усл. п. л.)
Тираж 100 экз. Заказ №

Отпечатано с готового оригинал-макета в типографии ЮУрГГПУ
454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 69