

18  
19  
ВЫСШЕЕ ОБРАЗОВАНИЕ – БАКАЛАВРИАТ

серия основана в 1996 г.



**В.А. ГОРОХОВ**  
**Н.В. БЕЛЯКОВ**  
**А.Г. СХИРТЛАДЗЕ**

# **МАТЕРИАЛЫ И ИХ ТЕХНОЛОГИИ**

В 2 частях

Часть 1

Под редакцией В.А. Горохова

*Допущено  
Учебно-методическим объединением вузов Российской Федерации  
по образованию в области автоматизированного машиностроения  
в качестве учебника для студентов высших учебных заведений,  
обучающихся по направлениям подготовки «Технология, оборудование  
и автоматизация машиностроительных производств»,  
«Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных  
производств», «Автоматизированные технологии и производства»*

*Рекомендовано  
Учебно-методическим объединением вузов Республики Беларусь  
по образованию в области автоматизации технологических  
процессов, производств и управления в качестве учебника  
для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлениям  
«Технология, оборудование и автоматизация машиностроения»,  
«Автоматизированные технологии и производства»,  
«Конструкторско-технологическое обеспечение  
машиностроительных производств»*

Минск  
«Новое знание»

Москва  
«ИНФРА-М»

2016

УДК [621.7.+621.9](075.8)

ББК 34я73

Г70

Рецензенты:

профессор кафедры «Технология конструкционных материалов» Полоцкого государственного университета, доктор технических наук, профессор *В.П. Иванов*;

директор Института технологии металлов НАН Беларуси, академик, доктор технических наук, профессор *Е.И. Марукович*

**Горохов, В.А.**

Г70      **Материалы и их технологии : учебник / В.А. Горохов, Н.В. Беляков, А.Г. Схиртладзе ; под ред. В.А. Горохова. В 2 ч. Ч. 1. — Минск : Новое знание ; М. : ИНФРА-М, 2016. — 589 с. : ил. — (Высшее образование: Бакалавриат).**

ISBN 978-985-475-632-5.

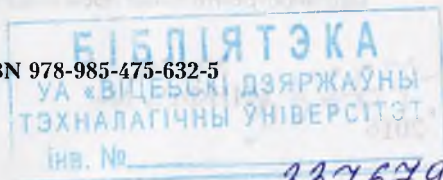
Приведены сведения по материаловедению металлов и неметаллов, включая наноматериалы. Рассмотрены основы порошковой металлургии, литья, термической обработки, а также различные способы обработки заготовок. Описаны методика проектирования заготовок и способы обеспечения точности и качества производства деталей, способы повышения их надежности и эксплуатационных свойств в режиме ресурсосбережения и экономической эффективности производства.

Для студентов технических вузов. Будет полезен учащимся колледжей, а также слушателям системы повышения квалификации и переподготовки кадров.

УДК [621.7.+621.9](075.8)

ББК 34я73

ISBN 978-985-475-632-5



© Горохов В.А., Беляков Н.В.,  
Схиртладзе А.Г., 2016

© ООО «Новое знание», 2016

# Оглавление

Предисловие .....	9
<b>Глава 1. Промышленные материалы и их строение</b> .....	<b>12</b>
1.1. Классификация конструкционных материалов .....	12
1.1.1. Разновидности и назначение материалов .....	12
1.1.2. Черные металлы и их маркировка .....	14
1.1.3. Цветные металлы и их маркировка .....	18
1.1.4. Неметаллические материалы .....	23
1.2. Классификация и назначение инструментальных материалов .....	24
1.2.1. Стали углеродистые, легированные, быстрорежущие и их маркировка .....	24
1.2.2. Твердые сплавы и их маркировка .....	31
1.2.3. Керамические, алмазные и синтетические сверхтвердые материалы, их маркировка .....	32
1.2.4. Абразивные материалы, их маркировка .....	35
1.3. Наноматериалы .....	38
1.3.1. Сущность и понятия наноструктур .....	38
1.3.2. Средства исследования и особенности наноструктур .....	42
1.4. Свойства материалов, методы их исследования и контроля .....	52
1.4.1. Разновидности свойств материалов .....	52
1.4.2. Определение свойств материалов статическими методами .....	57
1.4.3. Определение свойств материалов динамическими методами .....	63
1.5. Кристаллическое строение металлов и их кристаллизация .....	66
1.5.1. Кристаллические структуры металлов .....	66
1.5.2. Дефекты строения реальных кристаллов и нарушения структуры .....	72
1.5.3. Кристаллизация металлов .....	77
1.5.4. Разновидности диаграмм состояния двойных сплавов и их связь со свойствами металлов .....	78
1.6. Диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов .....	84
1.6.1. Структурные составляющие сплавов и превращения в системе железо – цементит ( $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ ) .....	84
1.6.2. Взаимосвязь кривых охлаждения с фазовыми превращениями в сплавах .....	92
1.6.3. Графитизация в сплавах и диаграмма стабильного равновесия железо – графит .....	93
1.7. Термическая обработка сплавов .....	94
1.7.1. Виды термообработки и температурные области нагрева сплавов .....	94



1.7.2. Разновидности сталей по способам упрочнения и назначению .....	95
1.7.3. Перлитная, бейнитная и мартенситная области превращения и их влияние на структуру и свойства сталей.....	97
1.7.4. Технология закалки, закаливаемость, прокаливаемость и поверхностная закалка сталей.....	105
1.7.5. Технология отжига и отпуска стали, их назначение.....	112
1.7.6. Термомеханическая обработка стали.....	116
1.7.7. Химико-термическая обработка металлов и ее влияние на эксплуатационные свойства деталей .....	117
1.8. Стали и сплавы со специальными свойствами и их использование.....	120
1.8.1. Влияние легирующих элементов на свойства железоуглеродистых сплавов .....	120
1.8.2. Классификация сплавов со специальными свойствами и их выбор по назначению для конкретных условий эксплуатации деталей.....	140
1.9. Порошковые металлы и неметаллические материалы, их свойства.....	142
1.9.1. Порошковые металлы и безотходные технологии порошковой металлургии .....	142
1.9.2. Полимеры, их свойства и применение.....	146
1.9.3. Номенклатура пластических масс и их применение.....	147
1.9.4. Резиновые материалы, их свойства и применение.....	151
1.10. Композиционные материалы и их компоненты .....	156
1.10.1. Назначение, состав и свойства композитов.....	156
1.10.2. Макроструктура упрочнителей, методы и способы соединения разнородных материалов в композитах .....	159
<i>Вопросы и задания для самопроверки .....</i>	<i>163</i>
<b>Глава 2. Технологии металлургического производства .....</b>	<b>165</b>
2.1. Теоретические основы и материалы доменного производства.....	165
2.1.1. Современное металлургическое производство .....	165
2.1.2. Железные руды, флюсы, топливо, огнеупорные материалы .....	166
2.1.3. Обогащение руд, агломерация и окатывание, металлизация окатышей.....	169
2.2. Производство чугуна.....	173
2.2.1. Материалы доменного процесса.....	173
2.2.2. Устройство домы и протекающие в ней процессы.....	175
2.2.3. Процесс восстановления железа из руды .....	178
2.2.4. Постоянные примеси и их влияние на свойства чугуна.....	180

2.3. Производство, разливка и рафинирование стали .....	181
2.3.1. Сущность передела чугуна в сталь и ее разливка .....	181
2.3.2. Конвертерный и мартеновский способы производства стали.....	184
2.3.3. Производство стали в электропечах .....	190
2.3.4. Рафинирование стали.....	194
2.3.5. Прямое (внедоменное) восстановление железа .....	196
2.4. Производство цветных металлов.....	197
2.4.1. Руды цветных металлов и их обогащение .....	197
2.4.2. Получение меди и ее рафинирование .....	199
2.4.3. Металлургия алюминия .....	205
2.4.4. Металлургия магния.....	208
2.4.5. Металлургия титана.....	211
<i>Вопросы и задания для самопроверки</i> .....	214
<b>Глава 3. Технологии формообразования отливок</b> .....	216
3.1. Основы литейного производства.....	216
3.1.1. Сущность изготовления отливок .....	216
3.1.2. Последовательность операций по изготовлению разовых форм.....	219
3.1.3. Опоки, стержни и модели отливок .....	221
3.1.4. Формовочные и стержневые смеси и их круговорот в литейных цехах.....	223
3.1.5. Ручное и машинное изготовление разовых форм .....	227
3.1.6. Формообразование стержней и их сушка.....	231
3.2. Технология подготовки форм и металла к заливке, окончательная обработка отливок .....	234
3.2.1. Сборка, заливка, выбивка форм, обрезка и очистка отливок.....	234
3.2.2. Проектирование литниковых систем литейных форм .....	238
3.2.3. Подготовка черных металлов к заливке в формы .....	241
3.2.4. Особенности расплавления и изготовления отливок из цветных металлов.....	245
3.3. Специальные виды литья в разовые формы .....	249
3.3.1. Разновидности специальных способов литья .....	249
3.3.2. Литье в оболочковые формы .....	250
3.3.3. Литье по выплавляемым моделям.....	252
3.3.4. Литье по газифицируемым моделям .....	255
3.4. Литье в постоянные формы и средства их технологического оснащения.....	258
3.4.1. Кокильное литье.....	258
3.4.2. Литье под давлением .....	265

3.4.3. Центробежное литье .....	272
3.4.4. Другие способы литья в постоянные формы .....	276
3.4.5. Особенности технологий литья в постоянные формы .....	279
<i>Вопросы и задания для самопроверки</i> .....	281
<b>Глава 4. Технологии обработки металлов давлением (ОМД)</b> .....	284
4.1. Теоретические основы, разновидности и средства оснащения ОМД .....	284
4.1.1. Назначение ОМД, явления при пластическом деформировании металлов .....	284
4.1.2. Нагрев металла при горячей ОМД .....	288
4.1.3. Нагревательные печи и устройства .....	292
4.2. Прокатное производство .....	296
4.2.1. Сущность процессов прокатки и прокатные станы .....	296
4.2.2. Производство основных видов проката .....	302
4.3. Волочение и прессование .....	307
4.3.1. Волочение .....	307
4.3.2. Прессование .....	311
4.4. Ковка .....	313
4.4.1. Основные операции и технологический процесс ковки .....	313
4.4.2. Оборудование для ковки .....	317
4.5. Горячая объемная штамповка .....	320
4.5.1. Сущность процесса и способы объемной штамповки .....	320
4.5.2. Штамповка на молотах и прессах .....	323
4.5.3. Штамповка на горизонтально-ковочных и специальных машинах .....	331
4.6. Холодная штамповка .....	335
4.6.1. Выдавливание и высадка .....	335
4.6.2. Холодная листовая штамповка .....	336
4.6.3. Инструмент и оборудование для листовой штамповки .....	340
4.6.4. Отделочные операции и контроль качества изделий .....	344
4.6.5. Новые направления ОМД .....	345
4.7. Получение заготовок из порошковых материалов .....	346
4.8. Изготовление деталей из пластмасс .....	350
4.8.1. Сведения о пластмассах, применяемых в машиностроении .....	350
4.8.2. Основные виды оборудования для изготовления деталей из пластмасс .....	352
4.8.3. Классификация пресс-форм .....	355
4.8.4. Устройство пресс-форм для изготовления изделий прессованием .....	357
4.8.5. Устройство пресс-форм для изготовления армированных изделий .....	363



4.8.6. Пресс-формы для переработки термопластов.....	365
4.8.7. Пресс-формы для изготовления деталей из резины.....	368
4.8.8. Устройства для обогрева пресс-форм.....	369
4.8.9. Основные детали пресс-форм.....	371
4.9. Изготовление деталей из композиционных материалов.....	373
4.9.1. Характеристика композиционных материалов.....	373
4.9.2. Изготовление изделий из металлических композиционных материалов.....	374
4.9.3. Изготовление деталей из композиционных порошковых материалов.....	376
<i>Вопросы и задания для самопроверки.....</i>	<i>378</i>
<b>Глава 5. Технологии сварки, пайки и склеивания.....</b>	<b>380</b>
5.1. Физические основы, способы и назначение сварки, виды сварочных соединений.....	380
5.1.1. Разновидности и назначение сварки.....	380
5.1.2. Классификация способов сварки, сварных соединений и швов.....	381
5.1.3. Физическая сущность образования сварного соединения.....	389
5.2. Способы дуговой сварки плавлением.....	394
5.2.1. Сущность электродуговой сварки и разновидности швов.....	394
5.2.2. Способы электродуговой сварки и характеристика швов.....	400
5.2.3. Оборудование для дуговой сварки.....	405
5.2.4. Электроды и параметры режима дуговой сварки.....	409
5.2.5. Дуговая сварка под флюсом и электрошлаковая сварка.....	415
5.2.6. Дуговая сварка в защитных газах и другие виды сварки.....	422
5.2.7. Газовая сварка плавлением.....	432
5.3. Способы сварки давлением.....	437
5.3.1. Контактная сварка.....	437
5.3.2. Другие способы сварки давлением.....	448
5.4. Расчет прочности сварных соединений.....	454
5.5. Технологии наплавки.....	455
5.6. Технологические процессы пайки.....	467
5.7. Технологические процессы склеивания.....	475
5.8. Контроль качества сварки, пайки и склеивания.....	481
5.9. Разновидности покрытий и их назначение.....	488
<i>Вопросы и задания для самопроверки.....</i>	<i>498</i>
<b>Глава 6. Проектирование заготовок для деталей с заданными точностью и микрогеометрией поверхностей.....</b>	<b>501</b>
6.1. Выбор и обоснование заготовки.....	501
6.2. Методика опытно-статистического расчета припусков.....	508

6.3. Расчетно-аналитический метод определения припусков на обработку различных заготовок.....	514
6.4. Определение уклонов и радиусов закругления отливок и поковок .....	532
6.5. Последовательность разработки чертежа и схемы технологического процесса изготовления заготовки.....	535
6.6. Пример разработки отливки и ее чертежа.....	536
6.7. Геометрические характеристики технических поверхностей.....	545
6.8. Регулярные микрорельефы и их разновидности.....	557
6.9. Влияние микрогеометрии поверхностей и состояния материалов на эксплуатационные свойства деталей.....	562
<i>Вопросы и задания для самопроверки</i> .....	572
Словарь терминов.....	574
Список использованных источников.....	585



Общетехническая подготовка студентов является основой успешного изучения специальных дисциплин и становления инженеров-машиностроителей. Важное место в этом деле отводится учебно-методической литературе и прежде всего учебникам. Их разработкой занимались и занимаются многие российские и белорусские ученые-педагоги, среди которых можно назвать А.М. Дальского, Б.А. Кузьмина, Ю.М. Лахтина, О.С. Комарова, В.Н. Ковалевского, В.А. Белого и ряд других авторов. Нельзя умалить роль известных учебников в подготовке инженеров-машиностроителей, но справедливо заметить, что в ряде случаев они устарели и не отражают последних тенденций в создании новых материалов и прогрессивных технологий: нанокристаллических материалов, технологии производства и обработки материалов с новыми свойствами в наноструктурном диапазоне, микроскопного оборудования для производства материалов и построения деталей на атомно-молекулярном уровне, четко выраженной направленности на энерго-ресурсосбережение производства и эксплуатации изделий, повышение их качества, надежности и конкурентоспособности на международном рынке. Существующие сегодня учебники и учебные пособия не отражают ГОСТ 24773–81 «Поверхности с регулярным микрорельефом. Классификация, параметры и характеристики», способы регуляризации рабочих поверхностей деталей машин и приборов с целью обеспечения, например, требуемых несущей способности и маслостойкости. Ведь каждые девять из десяти деталей работают в парах трения со смазыванием. Поэтому контактирующие поверхности деталей должны обладать, с одной стороны, хорошей контактной жесткостью за счет увеличения их несущей способности, с другой — достаточной маслостойкостью за счет впадин микрорельефа, которые обеспечивают размещение и удержание на поверхностях смазочного материала, а также служат ловушками продуктов изнашивания материалов деталей в парах трения.

Предлагаемое издание является в какой-то степени воплощением ранее возникшей идеи создания комплексного учебника, удовлетворяющего общетехническим дисциплинам учебных планов многих машиностроительных специальностей, а в ряде случаев — единственным источником знаний будущих инженеров, поскольку некоторый материал этих дисциплин на старших курсах обучения углубленно не рассматривается.

Оно отразило последние достижения науки, технологии, техники, производства, результаты собственных исследований авторов, опро-

бированные в учебном процессе авторские методики, объединил в себе материалы учебников, учебных пособий и учебно-методических разработок, которые признаны, изданы и неоднократно переизданы в Беларуси и России и успешно используются во вузах этих стран.

Данное издание не только систематизирует информацию, содержащуюся в других пособиях, но и уточняет и дополняет ее. Так, в него включены разделы, посвященные

- вибрационной обработке поверхностным пластическим деформированием;

- проектированию заготовок для получения деталей заданных точности и микрогеометрии поверхностей;

- наноструктурным материалам, их технологиям и использованию;

- сталям и сплавам со специальными свойствами и их легирующим элементам;

- точности, геометрическим характеристикам рабочих поверхностей деталей с описанием микрогеометрии в виде регулярных микро-рельефов (РМР) по ГОСТ 24773–81;

- влиянию микрогеометрии рабочих поверхностей деталей на важнейшие эксплуатационные свойства деталей и соединений;

- комбинированным процессам обработки и расчетам параметров режима и инструментов при отделочно-упрочняющей обработке ППД;

- свойствам и размерным эффектам наноматериалов и др.

Издание имеет комплексную направленность и призвано формировать у студентов-машиностроителей инженерное мировоззрение и мышление. Учебник содержит информацию о свойствах, применении и производстве черных и цветных металлов и их сплавов, неметаллических материалов, включая наноструктурные материалы; технологиях формообразования отливок, машиностроительных профилей и поковок, включая нанотехнологии; методах термообработки металлов и обеспечения сварных, паяных и клеевых соединений; об обработке заготовок резанием, поверхностным пластическим деформированием, электрофизико-химическим, плазменным, лучевым и импульсным воздействием; о средствах технологического оснащения различных производств; обеспечении требуемых точности, качества отделки и эксплуатационных свойств деталей, надежности, ресурсосбережения производства и конкурентоспособности изделий отечественных машино- и приборостроения.

По сравнению с существующими данный учебник отличается большей информативностью и наглядностью. Он насыщен разнообразным

иллюстративным материалом: рисунками металлорежущих станков и другого оборудования, приспособлений, устройств и инструментов; наглядными примерами кинематических схем, проектирования заготовок, образования РМР на конкретных деталях, микроструктур разных металлов, иллюстрациями различных методов и способов производства материалов, их обработки, сварки, пайки, склеивания, формообразования заготовок отливкой и штамповкой, деталей из порошков, термообработки и т.п. Он ориентирует студентов с первых месяцев обучения во втузе на правильный выбор материалов и их экономию, обоснованное назначение заготовок, методов и способов их обработки с целью обеспечения точности, требуемой микрогеометрии рабочих поверхностей и улучшенных эксплуатационных свойств деталей и, в конечном счете, на энергоресурсосбережение при производстве и эксплуатации изделий, обеспечение надежности, конкурентоспособности машин и приборов за счет повышения их ресурса и уменьшения потребности в запасных частях.

Учебник предназначен для студентов машиностроительных специальностей и будет полезен при изучении дисциплин «Материаловедение и технология материалов», «Технология конструкционных материалов», «Технология металлов», «Технология металлов и конструкционных материалов», «Материаловедение и сварка», «Основы сварки и обработка резанием» и т.п. Кроме того, он адресован инженерно-техническим работникам производства, системы повышения квалификации и переподготовки кадров, учащимся колледжей, техникумов и технических училищ. Предложенный материал поможет сформировать у студентов младших курсов основы для качественного изучения в дальнейшем специальных дисциплин, таких как «Основы технологии машиностроения (приборостроения)», «Металлорежущие станки и станочные системы», «Проектирование технологической оснастки», «Металлорежущий инструмент», «Технология машиностроения (специальная часть)», «Технология сварочного производства» и т.д.



# ПРОМЫШЛЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ИХ СТРОЕНИЕ

## 1.1. Классификация конструкционных материалов

### 1.1.1. Разновидности и назначение материалов

В машино- и приборостроении широко применяются металлы (черные и цветные), неметаллические и композиционные материалы (рис. 1.1). К **черным металлам** относятся чугун (содержание углерода от 2,14 до 4,30 %) и сталь (содержание углерода от 0,01 до 2,14 %); к **цветным** — медь, никель, хром, кобальт, цинк и их сплавы (*тяжелые*); алюминий, магний, титан, бериллий и их сплавы (*легкие*); к **неметаллическим материалам** — пластмассы (полистирол, фторопласт, полиамиды, капрон, винипласт, плексиглас, волокниты и др.), резина, стекло, керамика.

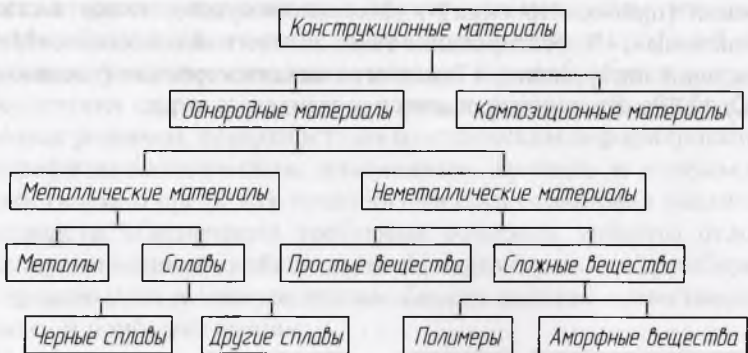


Рис. 1.1. Общая классификация конструкционных материалов

При упрощенном подходе к выбору материалов деталей можно пользоваться методом технической аналогии, который основан на знании материалов деталей, близких по назначению и условиям работы механизмов. Известно, например, что из сталей изготавливаются несущие и базовые детали (станины, основания, корпуса и др.), крепежные детали (винты, гайки, штифты и др.), детали передаточных механизмов (валы, оси, зубчатые колеса, кулачки, червяки и др.), упругие детали (пружины, мембраны, сильфоны и др.), детали лицевых панелей (крышки, шильдики, шкалы и др.). Окончательный выбор материала должен быть сделан в каждом конкретном случае после анализа с учетом конструкции принятой заготовки, технологии изготовления, массы, прочности, жесткости, эксплуатационных свойств (износостойкости, прирабатываемости, сопротивления схватыванию и коррозии и т.д.).

*Сталь* и *чугун* среди конструкционных материалов получили наиболее широкое распространение в машино- и приборостроении благодаря своим свойствам и низкой стоимости. Чугун используется главным образом для изготовления литьем корпусов, крышек, рычагов, кронштейнов и других деталей сравнительно сложной формы. Стали же применяются для большинства других деталей машин, приборов и аппаратов. В зависимости от конфигурации, вида, традиций и возможностей производства заготовками стальных деталей могут служить отливки, поковки, листовой, сортовой или фасонный прокат.

Отливки обычно используются в качестве заготовок деталей сложной формы в серийном, крупносерийном и массовом производствах. В единичном (опытном) и мелкосерийном производствах они могут применяться лишь для крупных и сложных по форме деталей при невозможности использования других видов заготовок. Большая часть стальных деталей изготавливается из проката.

*Медные сплавы* отличаются высокими коррозионной стойкостью и электропроводностью, в ряде случаев хорошей свариваемостью, повышенными антифрикционными свойствами и пластичностью, но могут характеризоваться и высокими упругими свойствами.

Часто при создании устройств с минимальной массой возникает необходимость в использовании специальных легких сплавов. При этом применяются особо легкие магниевые, а в случае требования очень высокой удельной прочности при сравнительно малой массе — титановые сплавы. Ниже приведены характеристики и примеры использования этих сплавов.

*Магниевый литейный сплав МЛ5* (ГОСТ 2856–79) применяется в производстве корпусных и других деталей, механизмов и приборов

для авиационной, судовой и ракетной техники. Он обладает удовлетворительными литейными свойствами и свариваемостью, но имеет низкую коррозионную стойкость и требует специальных антикоррозионных покрытий. Его предел прочности  $\sigma_b = 147\text{--}226$  МПа, предел текучести  $\sigma_T = 74\text{--}112$  МПа, твердость 50...78 НВ; плотность 1,81 г/см<sup>3</sup>. При обработке и эксплуатации этот сплав в связи со склонностью к воспламенению требует определенных мер предосторожности.

Обработанный давлением *титановый сплав ВТ5* (ГОСТ 19807–91) применяется для изготовления нагруженных деталей при температуре 620 К; поставляется в виде листов, прутков и профилей. Этот титано-алюминиевый сплав обладает высокой коррозионной стойкостью, коэффициентом линейного расширения, близким к коэффициентам расширения стекла и материалов магнитопроводов микроэлектромашин автоматики — пермаллоев; куется, штампуется, прокатывается, хорошо сваривается аргоно-дуговой сваркой, удовлетворительно обрабатывается резанием. Его свойства:  $\sigma_b = 895$  МПа,  $\sigma_T = 784$  МПа, твердость 321 НВ, плотность 4,4 г/см<sup>3</sup>.

### 1.1.2. Черные металлы и их маркировка

Черные металлы — это **чугун** (содержание углерода от 2,14 до 4,30 %) и **сталь** (содержание углерода от 0,01 до 2,14 %). Классификация черных металлов по составу представлена на рис. 1.2.

**Белый чугун** преимущественно перерабатывается на сталь. Для отливок используется редко из-за высоких твердости и хрупкости, плохой обрабатываемости резанием. В зависимости от способа переработки белый чугун подразделяется на мартеновский (М), бессемеровский (Б) и томасовский (Т). Кроме углерода в состав чугуна входят кремний (0,20...1,75 %), марганец (0,50...1,75 %), фосфор (0,15...2,0 %), сера (до 0,08 %) и другие компоненты. Углерод в белом чугуне находится в химически связанном состоянии в виде цементита Fe<sub>3</sub>C. В зависимости от формы свободного углерода (графита) чугуны подразделяются на серые, ковкие и высокопрочные.

В **сером чугуне** (ГОСТ 1412–85) весь углерод или его большая часть находится в виде пластинчатого графита. Состав чугуна: 2,4...3,8 % углерода; 1...5 % кремния; 0,5...0,8 % марганца; 0,2...0,4 % фосфора; до 0,12 % серы. Серый чугун маркируется буквами СЧ (С — серый, Ч — чугун) и двузначным числом, показывающим предел прочности при растяжении (кгс/мм<sup>2</sup>). Например, чугун марки СЧ15 имеет предел прочности 150 МПа (15 кгс/мм<sup>2</sup>). СЧ10, СЧ15 (твердость по Бринеллю



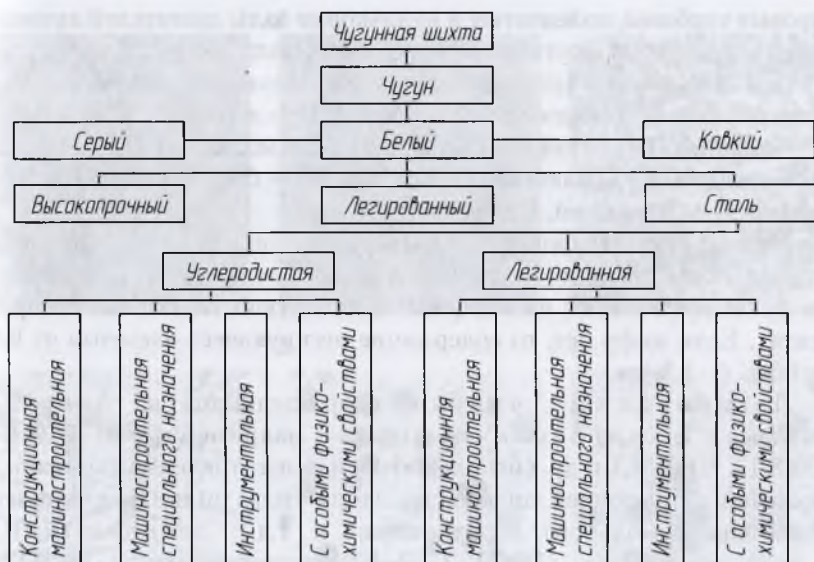


Рис. 1.2. Классификация черных металлов

до 229 НВ) — чугуны малой прочности; СЧ20...СЧ35 (твердость до 241 НВ) — чугуны повышенной прочности. Серые чугуны обладают хорошими литейными и демпфирующими свойствами. Они используются при изготовлении станин станков, корпусов редукторов, поршневых колец, гильз цилиндров двигателей и т.п.

В *ковком чугуне* (ГОСТ 1215–79) форма свободного графита хлопьевидная. Состав чугуна: 2,4...2,8 % углерода; 0,8...1,4 % кремния; 0,3...0,4 % марганца; до 0,2 % фосфора; до 0,08...1,00 % серы. Ковкие чугуны маркируют буквами КЧ (К — ковкий, Ч — чугун), а затем числами, первое из которых, умноженное на 10, обозначает предел прочности при растяжении, МПа, второе — относительное удлинение, %. Марки: от КЧ 30-6 до КЧ 63-2. Ковкие чугуны применяются для изготовления тормозных колодок, шестерен, ступиц, муфт и других деталей автомобилей, тракторов, сельскохозяйственных, текстильных и других машин.

В *высокопрочном чугуне* (ГОСТ 7993–85) свободный графит находится в виде шаровидных включений. Высокопрочные чугуны маркируются буквами ВЧ и числом, обозначающим предел прочности при растяжении, кгс/мм<sup>2</sup>. Марки: от ВЧ35 до ВЧ100 (твердость ВЧ100 330...360 НВ). Из высокопрочных чугунов изготавливаются

паровые турбины, коленчатые и кулачковые валы двигателей автомобилей и тракторов, другие ответственные детали.

Для легирования чугунов и сталей используются легирующие элементы, которые обозначаются: Х — хром, Н — никель, Г — марганец, С — кремний, Т — титан, В — вольфрам, М — молибден, П — фосфор, Ф — ванадий, Ю — алюминий, Д — медь, Р — бор, К — кобальт, Б — ниобий, Ц — цирконий, Е — селен, А — азот.

Маркировка легированных чугунов состоит из сочетаний букв и цифр, обозначающих их химический состав. Цифры, стоящие после буквы, указывают на содержание легирующего элемента в процентах. Если цифр нет, то содержание легирующего элемента от 0,8 до 1,5 % (~ 1 %).

Легированные чугуны подразделяются на *износостойкие* и *коррозионностойкие*, например марки ЧХ9Н5, ЧХ28Д2, ЧНХМД и др. (используются для изготовления тормозных барабанов автомобилей, дисков сцепления, гильз цилиндров, деталей дробильно-размольного оборудования и т.д.); *жаростойкие* и *жаропрочные* (ГОСТ 7769–82), например марки ЧЮ7Х2, ЧЮХШ, ЧН11Г7Х2Ш (здесь буква Ш обозначает шаровидный графит) и др., используемые для изготовления деталей печной арматуры и компрессоров, роликов листопркатных станов и др.; *антифрикционные* (ГОСТ 1585–85), например марки АЧС-4, АЧВ-2, АЧК-1 (означают: А — антифрикционный, Ч — чугун; С, В, К — соответственно серый, высокопрочный, ковкий) твердостью от 100 до 260 НВ, применяемые для изготовления подшипников скольжения в узлах трения машин.

Одним из признаков классификации чугунов по структуре является форма существования углерода. В зависимости от этого чугун подразделяется на белый, половинчатый и серый.

*Белым* называют такой чугун (рис. 1.3, а, б, в), в котором при нормальной температуре углерод находится в форме цементита. Такой чугун в изломе имеет белый цвет и характерный металлический блеск. С увеличением углерода в структуре белого чугуна увеличивается содержание цементита.

В *сером* чугуне (рис. 1.3, г) большая часть углерода представляет собой графит, и лишь не более 0,8 % углерода находится в связанном состоянии — цементит. Ввиду большого количества графита, входящего в состав такого чугуна, его излом имеет серый цвет.

В *половинчатом* чугуне часть углерода находится в форме графита, но при этом не менее 2 % углерода присутствует в форме цементита.

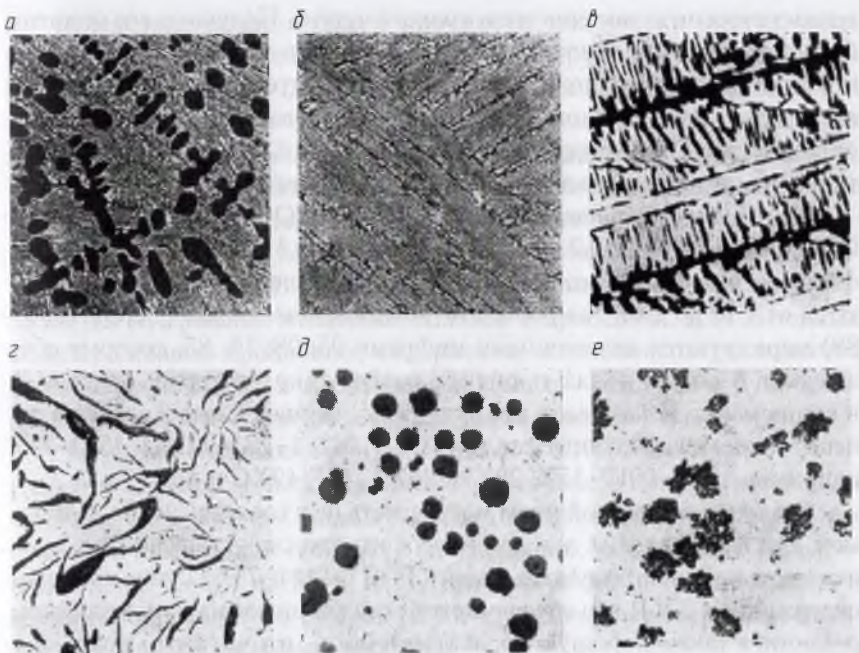


Рис. 1.3. Микроструктура чугунов:

*а* — белого доэвтектического; *б* — белого эвтектического; *в* — белого заэвтектического; *г* — серого (пластинчатая форма графита); *д* — высокопрочного (шаровидная форма графита); *е* — ковкого (хлопьевидная форма графита)

Вторым признаком классификации чугунов по структуре является строение металлической основы. В микроструктуре чугунов, имеющих углерод в виде графита, различают металлическую основу и графитовые включения. В зависимости от строения металлической основы различают *ферритные* чугуны (в которых количество связанного углерода, т.е. находящегося в виде цементита,  $C = 0\%$ ), *феррито-перлитные* ( $C < 0,8\%$ ) и *перлитные* ( $C > 0,8\%$ ).

В *серых литых чугунах* обычно содержится до  $3,8\%$  С. В форме цементита находится не более  $0,8\%$  С, остальной углерод имеет пластинчатую форму (рис. 1.3, *г*).

На рис. 1.3, *д* и 1.3, *е* показан, соответственно, *ковкий* чугун. Термин «ковкий» является условным, поскольку заготовки из этого чугуна, как и из любого другого, получают только литьем, а не ковкой. Именно такая форма графита обуславливает высокие прочностные



и пластические характеристики ковкого чугуна. Получают его отжигом белого чугуна при температуре 950...1000 °С в течение 70...80 ч. При этом происходит разложение цементита на аустенит и графит. При последующем медленном охлаждении в интервале 760...720 °С приобретает структура феррита и углерода отжига. В результате относительно быстрого охлаждения получается перлитный ковкий чугун.

*Углеродистые конструкционные стали* (ГОСТ 380–88) содержат 0,12...0,6 % углерода; 0,2...0,5 % кремния; 0,5...0,8 % марганца; до 0,05 % фосфора и до 0,05 % серы. Стали обыкновенного качества маркируются от Ст0 до Ст6. *Углеродистые качественные стали* (ГОСТ 1050–88) маркируются двузначными цифрами 05; 08; 10...85, которые обозначают в сотых долях процента содержание углерода, а буква А в конце марки показывает, что сталь улучшенная. Сюда же можно отнести низколегированные стали (ГОСТ 19281–73 и ГОСТ 4543–74), например 12ГС, 09Г2, 15Х, 20ХН, 38ХА, 40Г, 40ХС и др.

Стали по своим свойствам могут иметь целевое назначение. Например, для изготовления деталей массового производства (винтов, гаек, втулок и т.д.) используются стали (ГОСТ 1414–75Е) с повышенным содержанием S и P, что обеспечивает стружку надлома при лезвийном резании, а также хорошую обрабатываемость, и тем самым позволяет успешно применять эти стали на прутковых станках-автоматах револьверного типа. Марки автоматных сталей: А12, АС12ХН, А35Е, АС40 (буква А в начале марки – автоматная, С – свинец, Х, Н, Е – хром, никель, селен, цифры после буквы А или С характеризуют среднее содержание углерода в сотых долях процента). Могут быть также стали для глубокой вытяжки, рессорно-пружинные (ГОСТ 14959–79) и др. Кроме того, марки некоторых сталей обозначаются буквами, которые ставятся впереди марки: Ш – шарикоподшипниковая, Е – магнитная, Э – электротехническая, Р – быстрорежущая, У – углеродистая (инструментальные стали).

### 1.1.3. Цветные металлы и их маркировка

*Медь* имеет плотность 8,94 г/см<sup>3</sup> и температуру плавления 1083 °С, является важнейшим материалом проводниковых элементов, по электропроводности лишь незначительно уступая серебру. Поэтому примерно половину всей меди потребляет электрорадиотехническая промышленность для изготовления разнообразных токопроводящих деталей и проводников.

Вследствие недостаточной прочности технически чистую медь практически не применяют в качестве конструкционного материала в обычных изделиях. Широкое распространение в промышленности имеют сплавы меди — латунь и бронза. Они могут быть *литейными* и *обрабатываемыми давлением* (прокатка, штамповка и др.). В маркировке медных и алюминиевых сплавов используются следующие буквенные обозначения: О — олово, С — свинец, Ж — железо, Н — никель, Ф — фосфор, Мц — марганец, Т — титан, Б — бериллий, М — медь, К — кремний, Мг — магний. При этом числами после букв указывается содержание элементов сплавов в процентах. Для литейных медных сплавов процентное содержание компонентов указывается после каждой буквы, а для деформируемых — после всех букв в последовательности буквенных обозначений компонентов.

Латунями называют медные сплавы, в которых основным легирующим элементом является цинк. Практическое применение нашли сплавы с содержанием Zn до 42...43 %. Для повышения механических свойств и химической стойкости латуней в них часто вводят легирующие элементы: Mn, Al, Ni, Si и др. При этом Al и Mn усиливают прочность и коррозионную стойкость, Si — увеличивает твердость, прочность, улучшает литейные свойства.

Латуни маркируют буквой Л и числом, указывающим среднее содержание меди, например Л80 (80 % меди, 20 % цинк), ЛМцС58-2-2 (58 % меди, 2 % марганца, 2 % свинца, остальное — цинк). Деформируемые латуни регламентируются ГОСТ 15527-70, а литейные — ГОСТ 17711-93.

Сплавы меди с оловом, алюминием, кремнием и другими элементами, среди которых цинк не является основной добавкой, называют бронзами. Бронзы по составу бывают оловянные и безоловянные. По технологии они делятся на литейные и деформируемые. Бронзы обладают хорошими литейными свойствами, имеют высокую коррозионную стойкость. Их широко используют как антифрикционные сплавы.

Бронзы маркируют буквами Бр, далее следуют буквы и цифры, показывающие содержание легирующих элементов в процентах, содержание меди рассчитывается по остаточному принципу, например БрО8Ц4 (8 % олова, 4 % цинка, 88 % меди).

Оловянные бронзы (ГОСТ 613-79) относятся к литейным (3...10 % олова), они устойчивы против атмосферной коррозии, в морской воде, растворах NaOH, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>.

Бронзы безоловянные литейные (БрА9Мц2Л, БрА10Ж4Н4Л) регламентируются ГОСТ 493–79, бронзы деформируемые – ГОСТ 18175–78.

Алюминиевые бронзы (до 9...11 % алюминия) обладают хорошими технологическими и механическими свойствами и не содержат дефицитных элементов. Эти бронзы обычно легированы не только алюминием, но и железом, никелем, марганцем, например БрАЖ9-4 (8...10 % алюминия, 2...4 % железа). Алюминиевые бронзы хорошо работают в условиях трения, повышенного давления, температур. Бронзы БрАЖН10-4-4 (10 % алюминия, 4 % железа, 4 % никеля) и БрАЖН11-6-6 являются наиболее прочными из всех. Сочетание прочности, высокой химической стойкости и антифрикционных свойств повышает ценность этих материалов и позволяет применять их для изготовления втулок, седел клапанов шестерен и других трущихся деталей.

Кремнистые бронзы (1...3 % кремния) используются в качестве заменителей оловянной бронзы. Они имеют хорошие литейные свойства, обрабатываются резанием, деформируются в горячем состоянии; обладают высокой упругостью, антикоррозионной стойкостью. Эти бронзы применяются для изготовления деталей, работающих при температуре до 500 °С. Наиболее распространенными из этой группы являются БрКН1-3, БрКМц-3-1, из них выполняют втулки, клапаны, пружины.

Бериллиевые бронзы содержат до 2,0...2,5 % бериллия. Несмотря на то что бериллий дорогой и редкий металл, комплекс свойств этих бронз настолько высок, что их производство экономически оправдано. Они используются в приборостроении для изготовления ответственных пружин, мембран и других пружинящих деталей. Например, для бронзы БрБ2 характерны химическая стойкость, хорошая свариваемость, обрабатываемость режущим инструментом.

**Алюминий** — один из наиболее легких конструкционных материалов, его плотность составляет  $\rho = 2,7 \text{ г/см}^3$ . Технически чистый алюминий имеет относительно невысокую температуру плавления (660 °С), незначительную прочность, низкую твердость, но очень высокую пластичность. Используется редко.

Он обладает высокой коррозионной стойкостью к действию влаги, растворов азотной кислоты и многих других агрессивных сред, что объясняется наличием на его поверхности защитной окисной пленки  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Ценными техническими свойствами алюминия является его хорошая деформируемость и свариваемость. Алюминиевые сплавы



разделяют на деформируемые (ГОСТ 4784–74) и литейные (ГОСТ 1583–89).

К *деформируемым алюминиевым сплавам* относятся дуралюмины Д1...Д16 (3,8...4,9 % меди; 0,4–1,8 % магния; 0,4...0,9 % марганца), авиали АВ (0,2...0,6 % меди; 0,4–0,9 % магния; 0,15–0,35 % марганца), ковочные алюминиевые сплавы АК (1,8...4,8 % меди; 0,4–0,8 % магния), а также жаропрочные алюминиевые сплавы, в которых в качестве упрочняющих добавок вводят железо, никель, титан и цирконий.

Деформируемые сплавы хорошо обрабатываются ковкой, штамповкой, прокаткой. Механические свойства их повышаются после термической обработки. Благодаря высоким механическим свойствам и малой плотности эти сплавы широко применяются в машиностроении, самолетостроении, химической промышленности, транспортном и пищевом машиностроении и т.д.

Кроме термически обрабатываемых деформируемых сплавов часто используются алюминиевые деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой. К ним относятся сплавы алюминия с марганцем (до 1,6 % марганца) или магнием и марганцем (1,8...5,8 % магния и 0,2...0,8 % марганца). Эти сплавы хорошо обрабатываются давлением (штамповкой в холодном состоянии, гибкой и т.д.), свариваются и имеют высокую коррозионную стойкость. Применяются в строительных конструкциях (рамах, перегородках, дверях, витражах и т.д.), для изготовления баков для бензина, трубопроводов.

*Литейные алюминиевые сплавы* применяют для изготовления заготовок деталей машин и приборов литьем. Они имеют хорошие литейные свойства: высокую жидкотекучесть в расплавленном состоянии, малую усадку при затвердевании, высокие механические свойства. Кроме того, они хорошо обрабатываются резанием.

Из литейных сплавов наибольшее распространение получили силумины — сплавы алюминия с 10...13 % кремния (АК12), сплавы алюминия с 4,5...5,3 % меди и 1 % марганца (АМ5), сплавы алюминия с 9,5...11,5 % магния (АМг5).

Силумины широко используются для изготовления многих деталей в машиностроении (блоки цилиндров двигателей внутреннего сгорания, корпуса компрессоров, арматуры и т.д.).

Сплавы алюминий – медь обладают повышенной прочностью, применяются для литья деталей, работающих при повышенных нагрузках (арматура, кронштейны).

Сплавы алюминий – магний отличаются хорошей коррозионной стойкостью и применяются в судостроении.

**Магний** (ГОСТ 804–93) является самым легким конструкционным материалом, его плотность составляет  $1,7 \text{ г/см}^3$ . Ввиду низких механических характеристик магний не применяют в чистом виде для изготовления деталей, для этой цели используют магниевые сплавы.

Магниевые сплавы подразделяют на деформируемые МА (ГОСТ 14957–76), используемые в виде листов, полос, профилей, прутков, и литейные МЛ (ГОСТ 2856–79), из которых получают фасонные отливки.

К *магниевым сплавам, деформируемым прессованием прокаткой, ковкой и штамповкой*, относят сплавы на основе магний – марганец, магний – алюминий – цинк, магний – цинк. Эти сплавы обладают достаточной коррозионной стойкостью в ряде агрессивных сред, имеют удовлетворительную пластичность в горячем состоянии и пониженную – в холодном. Из них изготавливают сварные бензо- и маслобаки, арматуру бензо- и маслопроводов самолетов, летательных аппаратов, детали прядильных и ткацких станков.

*Литейные магниевые сплавы* применяют для отливок простой конфигурации. По химическому составу эти сплавы условно подразделяются на три группы: 1) магниевокремнистые; 2) магниевомарганцовистые; 3) магниевоалюминиевоцинковые. Кроме того, отдельную группу составляют сплавы на основе магний – цинк – цирконий – церий.

Магниевые литейные сплавы имеют невысокую коррозионную стойкость. Для повышения последней отливки из этих сплавов оксидируют и покрывают защитными лаками. Отливки из магниевых сплавов широко применяются в самолето- и ракетостроении, в автомобильной промышленности (для картеров двигателей, коробок передач), в электротехнике, радиотехнике (для деталей и корпусов приборов), в текстильной и полиграфической промышленности и т.д.

**Титан** относится к группе тугоплавких металлов, его температура плавления составляет  $T_{пл} = 1665 \text{ }^\circ\text{C}$ , плотность –  $4,5 \text{ г/см}^3$ .

Технический титан хорошо обрабатывается давлением, сваривается, из него можно выполнять сложные фасонные отливки, но обработка резанием затруднительна. Для получения сплавов с заданными механическими свойствами титан легируют алюминием, молибденом и т.д.

Титановые сплавы по сравнению с другими сплавами имеют ряд преимуществ: 1) сочетание высокой прочности с хорошей пластично-

стью; 2) малую плотность, 3) относительно хорошую жаропрочность (их можно использовать при температуре до 600...700 °С); 4) высокую коррозионную стойкость во многих агрессивных средах кроме некоторых кислот (например, плавиковой HF). *Титановые сплавы* (ГОСТ 19807–91) подразделяются на *деформируемые* и *литейные*.

Наибольшее применение нашли сплавы, в которых основными легирующими элементами является алюминий, например сплав ВТ5 (до 5 % алюминия). Кроме того, применяют и сложнолегированные сплавы, например ВТЗ-1, ВТ6, ВТ8. Из литейных титановых сплавов (ВТ5Л, ВТ14Л и др.) получают фасонные отливки.

Из титановых сплавов делают обшивку фюзеляжей, крыльев сверхзвуковых самолетов, диски и лопатки для паровых и газовых турбин. В судостроении титан и его сплавы применяют для обшивки корпусов и подводных крыльев, а также для изготовления различной аппаратуры. В химическом машиностроении из титана и его сплавов выполняют емкости фильтров, трубопроводов, змеевиков и других аппаратов. Некоторые титановые сплавы обладают повышенной пластичностью при низких температурах, поэтому их используют и для изготовления деталей машин в криогенной технике.

#### 1.1.4. Неметаллические материалы

*Неметаллические материалы* — это неорганические и органические полимерные материалы, композиционные материалы на неметаллической основе, клеи, герметики, лакокрасочные покрытия, графит, стекло, керамика и т.п.

К неметаллическим материалам относятся пластмассы (полистирол, фторопласт, полиамиды, капрон, винипласт, плексиглас, волокниты), резина, стекло, керамика (табл. 1.1).

Таблица 1.1

Основные неметаллические конструкционные материалы

Свойства и особенности материала	Простые вещества	Полимеры	Прочие вещества
Повышенные технологические свойства	—	Пластмассы	—
Малая плотность и высокая удельная прочность	—	Полистирол, полиэтиленоксид, лавсан, поликарбонат	—



Окончание табл. 1.1

Свойства и особенности материала	Простые вещества	Полимеры	Прочие вещества
Высокие упругие свойства	—	Эластомеры (резины)	—
Износостойкость, высокая твердость	Алмаз, бор	Антифрикционные самосмазывающиеся пластмассы	—
Антифрикционная способность	Графит	То же	Древесина
Коррозионная стойкость	—	Полиэтилен, полистирол, винипласт, тефлон, резина, эбонит	Камень, стекло, ситаллы
Жаростойкость и жаропрочность	Технический графит	—	Керамика
Инструментальные свойства	Алмаз	—	Минералокерамика, нитрид бора, карбид кремния

Примеры применения неметаллических материалов приведены в табл. 1.2.

## 1.2. Классификация и назначение инструментальных материалов



### 1.2.1. Стали углеродистые, легированные, быстрорежущие и их маркировка

К инструментальным материалам относятся стали, твердые сплавы, минералокерамика и сверхтвердые материалы (СТМ).

**Инструментальные стали** делятся на углеродистые (ГОСТ 1435–74), легированные (ГОСТ 5950–73) и быстрорежущие (ГОСТ 19265–73). Инструментальные стали содержат углерод в количестве от 0,7 до 2,0 %, т.е. являются заэвтектоидными сталями.

Отличительной особенностью инструментальных сталей является теплостойкость.



Окончание табл. 1.2

Материал	Несущие элементы, корпуса, кронштейны, стойки, плиты	Подшипники скольжения, ползуны	Трущиеся детали фрикционных муфт и тормозов	Ролики фрикционных передач, пасики	Элементы передач: зубчатые колеса, кулачки, шкивы	Прокладки между неподвижными деталями	Уплотняющие детали подвижных соединений	Электроизоляционные детали	Прозрачные детали, индексы, шкалы, защитные стекла	Детали повышенной эластичности и упругости	Оптические детали	Детали управления: маховики, ручки, кнопки, клавиши	Декоративные и защитные детали: крышки, кожухи, панели, упаковка
Резина:													
формуемая	-	-	-	-	-	-	+	-	-	+	-	-	-
листы	-	-	-	+	-	-	-	-	-	-	-	-	-
трубки	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+	-	-	-
шнуры	-	-	-	-	-	+	-	-	-	+	-	-	-
Прокладочные материалы:													
фибра	-	-	+	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
картон	-	-	-	-	-	+	-	-	-	-	-	-	+
бумага	-	-	-	-	-	+	-	-	-	-	-	-	-
войлок	-	-	-	-	-	-	+	-	-	-	-	-	-

*Примечание.* Знак «+» означает, что материал применяется для изготовления данных изделий, «-» — не применяется.



Таким образом, для обеспечения эффективной и высокопроизводительной обработки заготовок инструментальные материалы должны отвечать перечисленным ниже требованиям:

- иметь высокие механические характеристики (твердость, прочность, ударную вязкость и др.) и обладать высокой износостойкостью;
- быть химически инертными к обрабатываемым материалам;
- иметь высокие теплопроводность и теплостойкость (температуру нагрева, позволяющую сохранять твердость и режущие свойства при высоких температурах);
- быть достаточно технологичными и относительно дешевыми.

Наибольшее применение из *углеродистых сталей* получили стали марок У10А, У11А и У12А с содержанием углерода 1,0...1,2 % и теплостойкостью 475...525 К. *Легированные стали* имеют такое же содержание углерода, но дополнительно легированы небольшим количеством (около 1 %) вольфрама, хрома, ванадия и других металлов. Они имеют теплостойкость до 575 К. Наиболее распространены стали марок 9ХС, ХВГ, ВСГ, Х6ВФ. Углеродистые и легированные стали используются для инструментов, работающих с малыми скоростями резания (метчики, плашки, ручные развертки, сверла малого диаметра, ножовочные полотна и т.п.).

*Быстрорежущие стали* являются наиболее распространенными инструментальными материалами. Важнейшим легирующим элементом этих сталей является вольфрам (6...18 %). Кроме вольфрама быстрорежущие стали содержат хром, молибден, ванадий, кобальт.

Высокие режущие свойства быстрорежущих сталей во многом обеспечиваются термообработкой, особенностью которой является закалка с высоких температур нагрева (1515...1550 К) и трехкратный отпуск при температурах 825...835 К. Проведенная термообработка обеспечивает твердость 63...70 HRC, теплостойкость 895...995 К, прочность на изгиб 2500...4000 МПа. Быстрорежущие стали подразделяются на стали умеренной, повышенной и высокой теплостойкости.

К сталям умеренной теплостойкости (895...905 К) относятся вольфрамовые стали марок Р18, Р12, Р9 и вольфраммолибденовые стали Р6М5, Р6АМ5, Р8М3, Р6М3, 10Р6М5 (после буквы Р указывается массовое содержание в процентах вольфрама, буква А обозначает азот, а цифры после нее указывают его содержание в сотых долях процента (если цифра не указана, то содержание азота в стали составляет 0,05...0,10 %); цифра перед буквой Р обозначает содержание углерода в десятых долях процента (содержание хрома около 4 % в обозначении марок не указывается). Например, сталь

марки 10P6M5 содержит около 1 % углерода, 6 % вольфрама, 5 % молибдена, а сталь P6AM5 дополнительно содержит азот около 0,01 %. Эта группа сталей наиболее распространена и составляет 75...80 % общего производства быстрорежущих сталей, которые предназначены для обработки конструкционных материалов с пределом прочности на растяжение  $\sigma_b < 900...1000$  МПа.

Стали с повышенной теплостойкостью (905–925 К) дополнительно легированы кобальтом и ванадием. Кобальт повышает теплостойкость, твердость и теплопроводность сталей. Наиболее распространенными марками сталей этой группы являются P9K10, P9K5, P9M4K8, P6M5K5, 10P6M5K5, P10K5Ф5, P18Ф2К8М, P12Ф4К5, P12МЗФ2К8. Они предназначены для работы с труднообрабатываемыми резанием материалами: жаропрочными и титановыми сплавами, коррозионностойкими (нержавеющими), кислото- и жаростойкими сталями, а также конструкционными сталями с  $\sigma_b > 1000$  МПа. Например, быстрорежущая сталь P18Ф2К8М теплостойкостью 925 К и твердостью 69...70 HRC предназначена для обработки никелевого сплава ХН67ВМТЮ, высокопрочных сталей ( $\sigma_b > 1600$  МПа) высокой твердости. Период стойкости инструментов из этой стали в 3...4 раза выше, чем стойкость инструментов из сталей умеренной теплостойкости.

Стали с высокой теплостойкостью обладают пониженным содержанием углерода (0,05...0,15 %), высокими твердостью (69...70 HRC) и теплостойкостью (975...1005 К), износостойкостью, теплопроводностью и удовлетворительной прочностью. Основными легирующими элементами в них являются кобальт (16...25 %), вольфрам (11...20 %) и молибден (4...7 %). В отличие от других групп быстрорежущих сталей стали с высокой теплостойкостью упрочняются вследствие выделения интерметаллидов, а не карбидов, и называются дисперсионно-твердеющими (с интерметаллидным упрочнением). К этой группе относятся стали марок В11М7К23, В18М7К25, В14М7К25 и др. Наиболее эффективно используются быстрорежущие стали с высокой теплостойкостью при обработке материалов, трудно поддающихся резанию, при этом стойкость инструментов из них при обработке, например, титановых сплавов в 30...50 раз выше стойкости инструментов из стали P18, при резании жаропрочных и коррозионностойких сталей — в 10...20 раз выше, чем стойкость инструментов из стали P12Ф4К5 [24].

В последние годы из-за дефицитности вольфрама созданы быстрорежущие стали с малым содержанием вольфрама или

вообще без него. Так, безвольфрамовая быстрорежущая сталь 11M5Ф (углерод ~ 1,1 %; молибден ~ 5,5 %; хром ~ 4,0 %; ванадий = 1...1,5 %) характеризуется твердостью 63...65 HRC, теплостойкостью 895 К, прочностью на изгиб 3400...4000 МПа и предназначается для обработки отожженных и легированных конструкционных сталей, а также медных и алюминиевых сплавов.

Перспективным направлением распространения и повышения эффективности использования быстрорежущих сталей является изготовление режущих инструментов методами порошковой металлургии, что позволяет снизить карбидную неоднородность материала до первого балла (ГОСТ 19265–73 предусматривает восьмibalльную шкалу оценки карбидной неоднородности: чем выше балл, тем хуже физико-механические свойства стали, а для получения высококачественного инструмента необходимо использовать стали с баллом карбидной неоднородности не выше третьего). Испытания показали, что при использовании быстрорежущих сталей P6M5K5 и P9M4K8, полученных методом порошковой металлургии, стойкость инструментов возрастает в 1,2...2,0 раза по сравнению со стойкостью инструментов из обычных сталей этих же марок.

Порошковые быстрорежущие стали могут быть следующих марок: P6M5K5-МП, P9M4K8-МП, 13P6M5Ф3-МП, 22P10Ф6K8M3-МП и др. (МП — порошковая металлургия). Например, сталь марки 15P10Ф3K8M6-МП (ТУ 14-131-530-82, НПО «Тулачермет») обладает твердостью 68...69 HRC, теплостойкостью 910 К и прочностью на изгиб 4150...4430 МПа.

В общем случае качественные, высококачественные и особо высококачественные стали, предусмотренные указанным ГОСТ, маркируются следующим образом: содержание углерода указывается в начале марки цифрой, отвечающей его среднему содержанию: в сотых долях процента для сталей, содержащих до 0,7 % углерода (это конструкционные стали), и в десятых долях процента для сталей, содержащих больше углерода (это главным образом инструментальные стали). Соответственно этому сталь, содержащая 0,07...0,14 % углерода, обозначается как сталь 10, сталь с 0,42...0,50 % углерода — как сталь 45 и т.д., а сталь с 0,95...1,05 % углерода — как сталь У10 и т.д.

Марка легированной стали состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих ее химический состав, как и в чугунах. Легирующие элементы обозначаются буквами: Х (хром), Н (никель), Г (марганец), С (кремний), М (молибден), В (вольфрам), Т (титан), Ф (ванадий), Ю (алюминий), Д (медь), Б (ниобий), Р (бор), К (кобальт). Буквы



пишутся после цифры, указывающей содержание углерода. Если после буквы нет цифры, то содержание легирующего элемента стали находится в пределах 0,8...1,5 % (~ 1 %). Исключение составляют молибден и ванадий, содержание которых в большинстве сталей не превышает 0,2...0,3 %. Если легирующего элемента больше 1,5 %, то цифра после буквы указывает на его содержание в процентах. Например, марка 15X обозначает сталь, имеющую в среднем 0,15 % углерода и 1,0...1,5 % хрома, в стали 35Г2 содержится 0,35 % углерода и 1,6 % марганца.

Отличие в обозначении качественных сталей от высококачественных заключается в том, что в конце марки высококачественной стали приписывается буква А. Например, сталь 40ХНМ — качественная, а 40ХНМА — высококачественная. Особо высококачественная сталь в конце марки обозначается буквой Ш (например, 30ХГС-Ш). У сталей, применяемых в виде литья, в конце марки стоит буква Л (например, 35Л).

Исключения:

□ Все инструментальные легированные стали, а также стали и сплавы с особыми физическими свойствами, нержавеющие и жаропрочные всегда высококачественные (или особо высококачественные), поэтому в марках этих сплавов буква А не указывается.

□ Шарикоподшипниковые хромистые стали обозначаются в начале марки буквами ШХ, содержание хрома в этих сталях отображается в десятых долях процента, а содержание углерода, одинаковое при разном содержании хрома, не указывается (например, сталь ШХ15 содержит в среднем 1 % углерода и 1,5 % хрома).

□ Быстрорежущие стали для упрощения маркировки обозначаются буквой Р (режущие), следующая за ней цифра указывает содержание вольфрама — главного легирующего элемента этих сталей — в процентах. Другие элементы обозначаются как и в остальных сталях, если они присутствуют в количестве более 1 % (хрома — в количестве более 4 %).

□ Электротехнические стали обозначаются буквой Э и четырьмя цифрами, первые три цифры в обозначении марки означают тип стали, четвертая — ее порядковый номер.

□ Нестандартные легированные стали, выплавляемые заводом «Электросталь», маркируют сочетанием букв ЭИ (электросталь исследовательская) или ЭП (электросталь пробная) и порядковым номером: например, ЭП53, ЭП54, ЭИ-415 и т.д. После промышленного освоения условное обозначение заменяют на марку, отражающую примерный состав стали.

### 1.2.2. Твердые сплавы и их маркировка

**Твердые сплавы** (ГОСТ 3882–74 и ГОСТ 4872–75) изготавливаются методом порошковой металлургии. Они состоят из карбидов вольфрама WC, титана TiC, тантала TaC и связки, в качестве которой применяются кобальт, никель, молибден, и имеют теплостойкость 1075...1275 К. Это позволяет производить лезвийную обработку резанием на повышенных скоростях, а значит, и с более высокой производительностью. Прочность при изгибе у твердых сплавов составляет 900...1600 МПа, что в 2...3 раза ниже прочности быстрорежущих сталей. Прочность при сжатии высокая — 4000...6000 МПа, твердость — 86...90 HRA (твердость по Роквеллу, шкала А).

Твердые сплавы делятся на четыре группы: однокарбидные, двухкарбидные, трехкарбидные и безвольфрамовые.

*Однокарбидные вольфрамово-кобальтовые (ВК) сплавы* содержат WC + Co. Основные марки — ВК3, ВК4, ВК6, ВК8, ВК10 и др. (например, сплав ВК6 содержит 94 % WC и 6 % Co). Чем больше в сплаве связки, тем ниже его твердость и выше пластичность. Сплавы ВК3 и ВК4, как наиболее хрупкие, используются при чистовой обработке, а сплавы ВК6, ВК8 и ВК10, как наиболее вязкие, — при черновой. Свойства твердых сплавов зависят от размеров зерен порошков, используемых при спекании. Повышенной износостойкостью обладают мелкозернистые (М) и особомелкозернистые (ОМ) сплавы, например марок ВК6-М, ВК6ОМ. Однокарбидные твердые сплавы используются при обработке титановых сплавов, так как не имеют химического родства с химически активным титаном, а также чугунов и других материалов.

Режущие свойства мелкозернистых и особомелкозернистых твердых сплавов группы ВК можно повысить легированием хромом. Марки легированных сплавов — ВК6-ХОМ, ВК10-ХМ, ВК15-ХОМ и др. Твердые сплавы перечисленных марок дают наибольший эффект при обработке труднообрабатываемых сплавов. Для инструментов, работающих с ударными нагрузками (прерывистое резание, обдирочные операции), применяются крупнозернистые (В) твердые сплавы, например ВК8-В.

*Двухкарбидные твердые сплавы (ТК)* содержат TiC + WC + Co. Распространенными марками твердых сплавов этой группы являются Т30К4 (TiC — 30 %, Co — 4 %, WC — 66 %), Т15К6, Т14К8, Т5К10 и др. Применять двухкарбидные сплавы целесообразно при получистовой и чистовой обработке материалов высокой твердости, так как

они при одинаковом содержании кобальта имеют большую твердость и хрупкость по сравнению с однокарбидными сплавами группы ВК.

*Трехкарбидные титанотаналокобальтовые сплавы* (ТТК) содержат  $(\text{TiC} + \text{TaC}) + \text{WC} + \text{Co}$ . Их марки — ТТ7К12, ТТ10К8, ТТ20К9 и др. Цифра после букв ТТ показывает суммарную долю  $\text{TiC} + \text{TaC}$  в процентах. Например, сплав ТТ7К12 содержит  $\text{TiC} + \text{TaC}$  — 7 %,  $\text{Co}$  — 12 %,  $\text{WC}$  — 81 %. Сплавы группы ТТК превосходят сплавы группы ТК по прочности при изгибе (1300...1600 МПа). Они обладают высокой износостойкостью и эксплуатационной прочностью, хорошо сопротивляются вибрациям и ударным нагрузкам. Используют эти сплавы при черновой обработке (строгание, прерывистое фрезерование).

*Безвольфрамовые твердые сплавы* (БВТС — ГОСТ 26530–85) разработаны на базе карбида ( $\text{TiC}$ ) или карбонитрита ( $\text{TiN}$ ) титана и тугоплавкой никельмолибденовой связи ( $\text{Ni} + \text{Mo}$ ). Они отличаются высокой жаропрочностью (до 1275 К), малым коэффициентом трения, повышенным сопротивлением схватыванию с обрабатываемым материалом. Инструменты из БВТС работают практически без наростообразования, что предопределило их использование при получистовом и чистовом точении и фрезеровании конструкционных и малолегированных сталей, чугунов и некоторых цветных металлов. Вместе с тем БВТС обладают более низкой прочностью, склонны к разупрочнению при повышенных температурах, имеют низкую теплопроводность. Поэтому при работе с труднообрабатываемыми материалами, например жаропрочными хромоникелевыми и титановыми сплавами, стойкость безвольфрамовых твердых сплавов значительно ниже сплавов групп ВК, ТК, ТТК.

БВТС выпускаются следующих марок: ТН20, ТН30, КНТ12, КНТ16, КНТ20 и др. Например, сплав марки КНТ20 обладает прочностью на изгиб 1550 МПа и твердостью 90 НРА.

### 1.2.3. Керамические, алмазные и синтетические сверхтвердые материалы, их маркировка

*Минералокерамические материалы* (ГОСТ 26630–85) обладают высокими твердостью (92...94 НРА), теплостойкостью до 1475 К и износостойкостью. Они делятся на два основных вида: *оксидную белую керамику*, содержащую до 99,7 % окиси алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), и *оксидно-карбидную черную керамику*, состоящую из окиси алюминия и одинарного карбида титана ( $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$ ) или сложных карбидов титана,



вольфрама, молибдена (до 40 %). Керамика первого вида, например марки ЦМ332, имеет прочность на изгиб 300...400 МПа и используется в получистовых и чистовых операциях, выполняемых в жестком (виброустойчивом) оборудовании. Керамические материалы второго вида, например марок ВЗ, В013, ВОК60 и др., обладают прочностью на изгиб 600...700 МПа и применяются более широко. Эти материалы выпускаются в виде пластин, которые крепятся к корпусам различных инструментов. В последние годы используют *оксидно-нитридную керамику* (картинит), например марки ОНТ-20 (состоит из оксида алюминия  $Al_2O_3$  и нитрида титана  $TiN$ ), и *керамику на основе нитрида кремния*, например марки силинит-Р твердостью 94...96 НРА, прочностью на изгиб 650...750 МПа и плотностью 3,8...4,0 г/см<sup>3</sup>. Стойкость инструмента с минералокерамикой в 5...10 раз выше стойкости инструмента, оснащенного сплавами групп ВК и ТК.

**Сверхтвердые материалы** (СТМ) подразделяются на алмазы и кубический нитрид бора (КНБ).

Алмаз является эталоном твердости (его твердость составляет около 100 ГПа). Он обладает высокой износостойкостью, хорошей теплопроводностью, малым коэффициентом трения и высоким сопротивлением адгезии металлов. К недостаткам алмаза как инструментального материала для режущего инструмента следует отнести пониженную теплостойкость (1075 К) и повышенную хрупкость (сопротивление изгибу 300...600 МПа), что требует использования станков повышенной жесткости и виброустойчивости. Однако монокристаллы естественного алмаза являются весьма хорошим конструкционным материалом для инструмента при ППД (алмазное выглаживание и вибровыглаживание) — алмазных наконечников обычно со сферической рабочей поверхностью.

Алмазы могут быть природные и синтетические. Синтетические алмазы получают из графита при высоких давлениях (до 1000 ГПа) и температурах (до 2775 К). Они значительно дешевле природных алмазов и находят наиболее широкое применение (более 90 % используемых алмазов являются синтетическими). Выпускаются синтетические алмазы в виде порошков (зерен монокристаллов), поликристаллов (ГОСТ 9206–80) и композиционных материалов.

*Алмазные порошки* используются для изготовления абразивного инструмента (шлифовальные круги, ленты, напильники). Из *поликристаллов синтетических алмазов* марок баллас, карбонадо, карболит выполняются лезвийный и выглаживающий инструмент. По твердости поликристаллы близки к монокристаллам

природного алмаза, а по прочности на изгиб в 2...3 раза превосходят его.

Режущие инструменты из поликристаллов синтетических алмазов (их диаметр до 8 мм) обладают повышенной режущей способностью при обработке титановых, алюминиевых и медных сплавов, стеклопластиков, композиционных материалов, минералокерамики и других материалов. Стойкость инструмента из этих материалов превышает стойкость твердосплавных инструментов.

На основе синтетических алмазов созданы *композиционные материалы*, состоящие из подложки толщиной 2...4 мм и нанесенного на нее алмазного слоя толщиной до 1 мм. Для подложки используются пластины из твердых сплавов групп ВК и БВТС. Двухслойные пластины дают возможность объединить высокие твердость и износостойкость алмазов с прочностью твердых сплавов. Выпускаются пластины марок АТП (алмазно-твердосплавные пластины) и БПА (бипластины алмазные).

*Кубический нитрид бора* (КНБ, кубонит) — это уникальный синтетический инструментальный материал, содержащий 44 % бора и 56 % азота. Его получают из гексогонального нитрида бора, близкого по своим характеристикам к графиту. В результате синтеза при высоких давлениях и температурах этот материал с гексогональной решеткой превращается в КНБ с более плотной кубической решеткой. По твердости КНБ (90 ГПа) близок к алмазу, а по теплостойкости (1775 К) значительно превосходит все инструментальные материалы. Следует отметить инертность КНБ ко всем конструкционным материалам.

Для инструментов используются поликристаллы КНБ и композиционные материалы, созданные на его основе. Все они называются композитами. Наиболее широкое применение получили композиты 01 (эльбор-Р), 02 (белбор), 05, 10 (гексанит-Р) и другие материалы на базе КНБ.

Композиты 01 и 02 содержат более 98 % КНБ и обладают повышенными твердостью и хрупкостью; композит 05 состоит из 75 % КНБ и 25 % оксида алюминия  $Al_2O_3$ ; композит 10 содержит 95 % КНБ и 5 % более мягких компонентов. Все эти и другие инструментальные материалы на базе КНБ синтезируются в форме цилиндрических столбиков диаметром 4...8 мм и высотой 3...6 мм.

Основное направление применения лезвийных инструментов, оснащенных «столбиками» из КНБ, — обработка сталей и чугунов различной твердости. При этом чем выше твердость обрабатываемого

материала, тем выразительнее преимущество инструментов из композитов по сравнению с инструментами из твердых сплавов и минералокерамики. Например, при точении закаленных сталей твердостью 63...65 HRC стойкость резцов из композита при скоростях резания 80...100 м/мин в 20 раз выше стойкости резцов из твердого сплава Т30К4 и в 3...4 раза выше стойкости резцов из минералокерамики.

Следует иметь в виду, что выбор инструментальных материалов должен осуществляться с учетом их инертности к обрабатываемым материалам. Замечено, например, химическое взаимодействие с алмазным инструментом титановых сплавов, циркония и ниобия. При этом на рабочей поверхности монокристаллического алмазного инструмента (резцы, выглаживатели) появляются царапины, а сам алмаз приобретает пористость и быстро выкрашивается. Значит, применять алмазный режущий и выглаживающий инструмент для обработки титановых сплавов не рекомендуется.

#### 1.2.4. Абразивные материалы, их маркировка

Отдельную группу составляют *абразивные материалы*, которые представляют собой мелкозернистые порошкообразные химические соединения, используемые для изготовления абразивного инструмента в виде шлифовальных кругов, сегментов, брусков, лент, а также доводочно-полировальных паст и порошков. *Естественные* абразивные материалы (наждак, кварцевый песок, корунд) имеют ограниченное применение из-за их неоднородности. В промышленном производстве используются в основном *искусственные* абразивные материалы: электрокорунды, карбиды кремния и бора, оксид хрома, синтетические алмазы, борсилокарбид, кубический нитрид бора, гексагонит и др.

Абразивные материалы имеют высокие твердость, теплостойкость (1475...2075 К) и износостойкость. Инструменты из этих материалов позволяют обрабатывать материалы со скоростью резания 15...100 м/с и осуществлять чаще всего отделочную обработку заготовок.

Шлифовальные электрокорундовые инструменты применяются для обработки заготовок из материалов с высоким сопротивлением на разрыв. Инструменты из черного карбида кремния используются для обработки заготовок из материалов с низким сопротивлением на разрыв, из вязких (вязкопластичных) материалов. Инструменты из зеленого карбида кремния дают хороший результат при обработке и затачивании твердосплавных и минералокерамических режущих инструментов. Порошок карбида бора применяется для притирочно-доводочных



работ, например для доводки твердосплавных инструментов, а также для шлифования заготовок из очень твердых материалов (рубин, кварц, корунд и т.п.). Для изготовления доводочных и полировальных паст применяют алмазный порошок, оксид хрома, венскую известь, трепел и др.

Борсилокарбид используется для обработки заготовок из твердых сплавов, рубина и других высокотвердых материалов, КНБ — для обработки заготовок из высокотвердых материалов, в том числе закаленных конструкционных и инструментальных сталей.

В качестве примера в табл. 1.3 и 1.4 приведены свойства, марки и области применения некоторых природных и искусственных абразивных материалов.

Таблица 1.3

**Физико-механические свойства абразивных материалов**

Материал	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Микротвердость, ГПа	Механическая прочность, Н, при зернистости 25	Теплостойкость, К
Природный:				
алмаз	3,5	98,4	—	1020
корунд	4,0	20,6	9,6	2020
кремень (шлифзерно, шлифпорошки)	2,4	12,2	7,4	1820
Искусственный:				
алмаз	3,5	91,2	35,3	1020
эльбор (КНБ)	3,5	88,3	8,3	1720
карбид бора	2,5	41,7	—	1020
карбид кремния (зеленый и черный)	3,2	33,8	12,8	1620
Электрокорунд:				
нормальный	3,9	19,3	9,7	1570
белый	3,9	20,2	9,6	2020
хромтитанистый	4,0	21,1	10,5	2070
циркониевый	4,1	23,0	58,9 (зернистость 125)	2220
монокорунд	4,0	23,0	12,7	2020

В соответствии с ГОСТ 9206–80Е алмазные материалы выпускаются в виде порошков, которые в зависимости от размера зерен и способа получения подразделяются на ш л и ф п о р о ш к и (размер зерен

3000...40 мкм), микропорошки (размер зерен 80...1 мкм) и субмикропорошки (размер зерен 1,0...0,1 мкм и менее). Марки алмазных порошков и их характеристики представлены в табл. 1.4.

Таблица 1.4

**Марки алмазных порошков и их характеристики**

Марка	Характеристика
A1, A2, A3	Шлифпорошки из природных дробленых алмазов с содержанием 10, 20 и 30 % зерен изометричной формы соответственно (инструменты на металлических связках)
A5, A8	То же, но с содержанием зерен изометричной формы не менее соответственно 50 и 80 % (круги на металлических связках)
AC2	Шлифпорошки из синтетических алмазов повышенной хрупкости (инструменты на органических связках)
AC4	То же, но большей прочности (инструменты на органических и керамических связках)
AC6	То же, но более высокой прочности (инструменты на металлических связках)
AC 15, AC20, AC32, AC50	То же, но еще более высокой прочности (инструменты на металлических связках для более тяжелых условий работы)
APB1	Шлифпорошки из синтетических поликристаллических дробленых алмазов типа баллас – В (инструменты для хонингования заготовок из чугуна, резки стеклопластиков)
APK4	То же, но из дробленых алмазов типа «карбонадо» – К
APC3	То же, но из дробленых алмазов типа «спеки» – С
AM, ACM	Микропорошки из природных и синтетических алмазов нормальной абразивной способности (инструменты для доводки и полирования твердых и сверхтвердых труднообрабатываемых материалов, корунда, керамики, алмазов)
АН, АСН	Микропорошки из природных и синтетических алмазов с повышенным содержанием основной фракции и повышенной абразивной способностью
AM1, AM5, ACM1, ACM5	Субмикропорошки из природных и синтетических алмазов с содержанием крупной фракции соответственно до 1 или 5 % (сверхтонкая доводка и полирование)

Примеры условного обозначения порошков из синтетических алмазов: 1) шлифпорошок марки AC6 зернистостью 160/125 – AC6 160/125; 2) микропорошок марки ACM зернистостью 40/28 – ACM 40/28; 3) субмикропорошок марки ACM5 зернистостью 0,5/0,1 – ACM5 0,5/0,1 (ГОСТ 9206–80Е).

*Эльборовые материалы* (КНБ) выпускаются в виде шлифзерна (размер зерен 160...500 мкм), шлифпорошка (40...120 мкм) и микропорошка (1...63 мкм). Обозначение зернистости этих материалов аналогично обозначению зернистости алмазных материалов узкого диапазона зернистостей.

*Другие абразивные материалы*, кроме алмазных и эльборовых (ГОСТ 3647–80), по размеру зерен разделяются на шлифзерна (2200...160 мкм), шлифпорошки (125...40 мкм), микрошлифпорошки (63...14 мкм) и тонкие микрошлифпорошки (10...6 мкм). Зернистость шлифзерна и шлифпорошка обозначается цифровым индексом, равным 0,1 размера стороны ячейки сита (мкм), на котором задерживаются зерна основной фракции. Зернистость микропорошков обозначают буквой М и цифровым индексом, равным верхнему пределу размеров зерен основной фракции (мкм).

В зависимости от содержания основной фракции (высокое, повышенное, нормальное и допустимое) обозначение зернистости дополняется соответственно буквами В, П, Н и Д. Шлифзерна могут иметь зернистость 16-П...200-П, 16-Н...200-Н, 16-Д...25-Д; шлифпорошки — 4-П...12-П, 4-Н...12-Н; микрошлифпорошки — М5-В...М63-В, М5...М63-П, М5-Н...М63-Н, М7-Д...М40-Д. Каждый вид материала обладает также определенной ограниченной зернистостью: карбид бора М1 — 16; зеленый карбид кремния М1 — 80; черный карбид кремния М5 — 160; нормальный электрокорунд М5 — 200; белый электрокорунд М5 — 80; хромтитанистый электрокорунд 6 — 200; кремень 6 — 50; корунд М7 — 40.

Пасты ГОИ по сравнению с другими абразивными материалами более эффективны и могут использоваться для доводки и полирования заготовок из различных по твердости материалов. Для абразивных порошков применяют разные смазочные материалы: для более крупных — обычно керосин, для мелких — индустриальное масло марок И-12А, И-20А и И-40А.



## 1.3. Наноматериалы

### 1.3.1. Сущность и понятия наноструктур

Приставка «нано» означает одну миллиардную долю (часть), например, метра — 1 нанометр (нм) =  $10^{-9}$  м. Ангстрем (Å) является одной десятой долей нанометра —  $\text{Å} = 0,1 \text{ нм}$ .



Под **наноструктурными материалами** (нанокристаллические, нанокompозитные, нанофазные, нановолокнистые и т.п.) понимаются материалы, основные структурные элементы которых (кристаллы, слои, поры, волокна) не превышают по размеру  $100 \text{ нм} = 0,1 \text{ мкм}$ , по крайней мере в одном направлении.

Под термином **«нанотехнологии»** понимаются действия по созданию и использованию материалов, структура которых регулируется в нанометровом диапазоне ( $0,1 \dots 100,0 \text{ нм}$ ), т.е., по сути, подразумевает методы и способы работы с указанными нанообъектами по созданию из них более крупных структур на базе использования молекулярной организации и, по выражению академика РАН В.Я. Шевченко, обеспечивают вместо традиционной обработки «сверху вниз» обработку «снизу вверх» путем атомного молекулярного дизайна изделия из элементарных частичек природы в виде атомов и молекул. Эти технологии, по мнению ученого, могут изменить мир путем создания более миниатюрных изделий с уменьшением затрат на материалы, отходы производства, их транспортировку и т.п.

Идея атомно-молекулярной архитектуры была впервые блестяще подтверждена в 1990 г., когда компанией IBM посредством сканирующего туннельного микроскопа (СТМ) была сложена аббревиатура IBM из 35 ксеноновых атомов на грани никелевого монокристалла.

В 1981 г. Г. Глейтером был введен термин «нанокристаллические материалы», а позже стали использоваться термины «наноструктурные», «нанофазные», «нанокompозитные», «наноразмерные» и др. Главная роль в концепции наноматериалов отведена поверхностям раздела (границам зерен) как фактору, позволяющему существенно изменить характеристики твердых тел путем модификации структуры и электронного строения, а также за счет легирования химическими элементами независимо от размеров их атомов и типа химической связи. Г. Глейтером был также предложен метод получения наноматериалов, заключающийся в сочетании изготовления ультрадисперсных порошков (нанопорошков) путем испарения-конденсации с их последующей вакуумной обработкой при высоких давлениях, что обеспечило, например, получение дискообразных образцов диаметром до  $10 \dots 20 \text{ мм}$  и толщиной до  $0,1 \dots 0,5 \text{ мм}$ .

Малоразмерные объекты (порошки, коллоиды, катализаторы, пигменты, кластеры-зоны с повышенной концентрацией приместного компонента, образующего скопление атомов в решетке матрицы пересыщенного твердого раствора, пленок и т.д.) и квантовые размерные явления (взаимодействие частиц очень малой массы — атомов, элект-

тронов, протонов) изучались с доисторических времен. Повышение интереса к наноявлениям в последнее время обусловлено тремя основными наиболее весомыми обстоятельствами:

□ методы нанотехнологии позволяют получать принципиально новые материалы и устройства, характеристики которых значительно превосходят современный уровень, что очень важно для развития многих областей науки, техники, охраны окружающей среды;

□ наноматериалы и нанотехнологии совершенствуются на стыке наук, вовлекая в решение возникающих проблем ученых разных специальностей, стимулируя научно-технический прогресс в целом;

□ решение проблем нанотехнологии выявляет множество проблем как в фундаментальных, так и в технологических знаниях и способствует концентрации внимания на этом направлении.

Наука о малоразмерных объектах — это прежде всего совокупность знаний о веществах и явлениях в нанометровом масштабе, особенностях наноструктурного материаловедения. Среди наноструктурных материалов можно выделить несколько основных разновидностей: консолидированные (уплотненные, сжатые, упрочненные, укрепленные) материалы, нанополупроводники, нанополимеры, нанобиоматериалы, фуллерены и тубулярные наноструктуры, нанопористые материалы, супрамолекулярные структуры.

К *консолидированным наноматериалам* относятся компоненты, пленки и покрытия из металлов, сплавов и соединений, получаемые методами порошковой металлургии, интенсивной пластической деформации, контролируемой кристаллизации из аморфного состояния и разнообразными способами нанесения. Нанозерна (кристаллы) этих материалов представляют собой не отдельные изолированные или слабо связанные элементы, а консолидированные образования, обеспечивающие высокую прочность межзеренных прослоек и взаимосвязей.

Кристаллы *нанополупроводников, нанополимеров и нанобиоматериалов* могут находиться как в изолированном, так и в частично консолидированном состоянии, образуя гибридные (смешанные) материалы.

*Фуллерены и тубулярные (трубчатые) наноструктуры* стали предметом многочисленных исследований с 1985 г., когда была идентифицирована новая аллотропная форма углерода — кластеры  $C_{60}$  и  $C_{70}$ , названные авторами Н. Крото, Р. Керлу и Р. Смолли в честь знаменитого американского инженера и архитектора ячеистых куполов Р. Бакминстера Фуллера фуллеренами. Внимание к этим материалам возросло с 1991 г., когда японский ученый С. Ишима обнаружил

углеродные нанотрубки в продуктах электровоздушного испарения графита.

Фуллерены (в твердом состоянии называются фуллеритами) представляют собой кластеры углерода с числом атомов от нескольких десятков и выше. Число атомов углерода ( $n$ ) в кластере не произвольно, а подчиняется закономерности:  $n = 32, 44, 50, 58, 60, 70, 72, 78, 82, 84$  и т.д. Все они имеют близкую к сферической форму и состоят из шести- и пятиугольных ячеек диаметром примерно 1 нм. Наибольший интерес и практическую ценность представляют фуллерены  $C_{60}$  и  $C_{70}$  ввиду их наибольшей стабильности и высокой симметрии. Схемы молекул  $C_{60}$  и  $C_{70}$  показаны на рис. 1.4, а, б.

Молекулы  $C_{60}$  и  $C_{70}$  представляют собой полые формы — первая в виде футбольного, а вторая в виде регбийного мяча. Свободных связей у молекул  $C_{60}$  и  $C_{70}$  нет, чем объясняется их большая и химическая, и физическая устойчивость, а также наибольшая среди аллотропов углерода чистота (незагрязненность). Шарообразные молекулы  $C_{60}$  и  $C_{70}$  могут соединяться друг с другом в твердом теле с образованием гранцентрированной кубической (ГЦК) кристаллической решетки. Диаметр молекулы, например,  $C_{60}$  равен 0,7024 нм. По своим электронным свойствам кристаллы чистых молекул  $C_{60}$  и  $C_{70}$  и многих комплексов на их основе представляют собой новый класс полупроводников, чрезвычайно интересных как с фундаментальной точки зрения, так и с точки зрения широты практического применения. Также возможно состояние гипермолекул углерода в виде нанотрубок — губуляров, закрытых на концах шапочками из половинок гипермолекул  $C_{60}$  или  $C_{70}$  или без них. Однослойная нанотрубка с закрытым торцом показана на рис. 1.4, в.

*Нанопористые материалы* характеризуются размером пор, как правило, менее 10 нм.

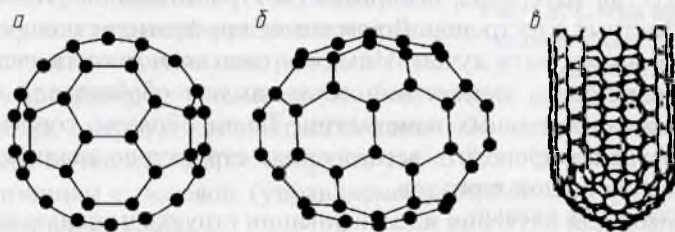


Рис. 1.4. Схемы строения фуллеритовых структур:  
а — фуллерен  $C_{60}$ ; б — фуллерен  $C_{70}$ ; в — однослойная нанотрубка с закрытым торцом



*Супрамолекулярные структуры* — это наноструктуры, получаемые в результате нековалентного синтеза с образованием слабых связей между молекулами и их ансамблями.

Наночастицы нанопроводников — это малоразмерные твердые вещества, геометрический размер которых находится в пределах от нескольких ангстрем до 100 нм. Считается, что наночастицы указанных размеров переходят в кластеры, содержащие от десяти до нескольких тысяч атомов.

Термины «нанопорошки» и «ультрадисперсные порошки» можно совместить и считать синонимами.

### 1.3.2. Средства исследования и особенности наноструктур

Бурное развитие наноуправления в науке (материаловедении и технологии) привело к необходимости усовершенствовать методы и средства исследования наноструктур и выявить их особенности. Наряду с применением *рентгеноструктурного анализа* (РСА) и *зондовых электронно-микроскопических методов* потребовалось прибегнуть к современной *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ), которая позволяет визуализировать и исследовать наноструктурные области и, обладая разрешением вплоть до атомарного, проводить детальный анализ атомно-молекулярных расположений. Использование плоскопараллельного освещения или сходящихся электронных пучков при получении дифракционных картин в электронном микроскопе (ЭМ) дает возможность посредством этого микроскопа изучать угловые распределения рассеянных в образце электронов, что сближает методы ПЭМ и РСА.

Помимо структуры посредством ПЭМ можно определить химический состав материала, используя спектроскопию энергетических потерь быстрых электронов. Достижимое пространственное решение при этом может быть лучше 1 нм, что дает возможность непосредственно установить элементный состав как нанобразований в материалах, так и отдельных наночастиц. Таким образом, современная ПЭМ позволяет проводить всесторонние структурно-аналитические исследования наноматериалов.

Основой для изучения идентификации структуры являются дифракционные картины и электронно-микроскопические изображения. При их получении основную роль играют электроны, прошедшие через тонкий образец материала в виде фольги толщиной в доли микро-

метра без потери энергии или, другими словами, рассеянные в нем упруго.

Для аналитических исследований, напротив, важными являются электроны, которые вступают в неупругие взаимодействия с атомами образца. Теряя энергию, они возбуждают колебания атомов кристаллической решетки (фононы) и плотности валентных электронов (плазмоны) или ионизируют внутренние атомные оболочки, обуславливая возникновение характеристического рентгеновского излучения. Измерение интенсивности этого излучения посредством энергодисперсного рентгеновского спектрометра позволяет определять состав в облучаемой электронным пучком области образца. Химический состав может быть также установлен на основе зависимости интенсивности неупруго рассеянных электронов от значения потерянной ими энергии, называемой спектром энергетических потерь быстрых электронов. Такая зависимость выявляется с помощью спектрометра энергетических потерь с системой регистрации, изображенного на схеме ПЭМ на рис. 1.5.

В качестве источника электронов в электронной пушке микроскопа используются катоды из вольфрама или гексаборида лантана ( $\text{LaB}_6$ ), испускающие электроны вследствие явления термоэлектронной эмиссии. Катоды из  $\text{LaB}_6$  по сравнению с катодами из вольфрама обеспечивают повышенный ток электронного пучка и меньший разброс в энергии вылетающих из пушки электронов. Меньший энергоразброс, повышенную плотность тока, высокую когерентность электронного пучка позволяют получать также источники с полевой (управляемой) эмиссией электронов.

Осветительная система микроскопа включает две-три линзы, благодаря чему освещение образца можно варьировать

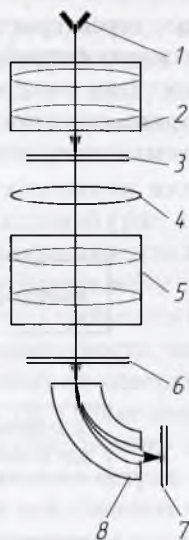


Рис. 1.5. Схема просвечивающего электронного микроскопа:

- 1 — источник электронов;
- 2 — осветительная система;
- 3 — образец;
- 4 — объективная линза;
- 5 — система увеличения изображения;
- 6 — экран, системы регистрации;
- 7 — система регистрации;
- 8 — спектрометр энергетических потерь

от широкого, почти параллельного падающего пучка до сфокусированного электронного зонда с поперечными размерами до 1 нм.

Столик и держатели образца позволяют не только менять ориентацию исследуемого объекта относительно электронного пучка, но и наблюдать изменения структуры материала, вызываемые нагревом-охлаждением, приложением механических воздействий и т.п.

При помощи объективной линзы достигаются четкость и достоверность изображения, повышаемые системой увеличения, состоящей из нескольких линз.

Создание *сканирующего туннельного (СТМ)* и *атомно-силового (АСМ) микроскопов* активизировало развитие новых типов *сканирующих зондовых микроскопов (СЗМ)*, которые позволяют изучать локальные характеристики с пространственным разрешением. В таких микроскопах острый шуп (зонд, игла) подводится к исследуемой поверхности на расстоянии  $1...10 \text{ \AA}$ , что дает возможность проводить измерения, недоступные для традиционных методик.

Схема сканирующих зондовых методов представлена на рис. 1.6.

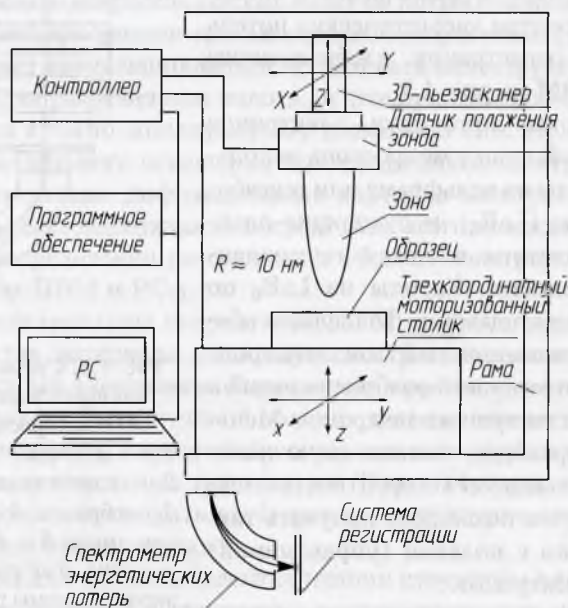


Рис. 1.6. Базовая схема сканирующих зондовых методов исследования и модификации поверхностей в нанотехнологии



Предварительное позиционирование образца осуществляется трехкоординатным ( $X, Y, Z$ ) моторизованным столиком. Тонкое позиционирование зонда реализуется трехкоординатными 3D-пьезосканерами, позволяющими перемещать зонд с точностью в долях ангстрема на десятки микрометров по осям  $X$ – $Y$  и на десятки микрометров по оси  $Z$ .

Управление процессом осуществляется рабочей системой (РС) от программного обеспечения через контроллер, являющийся электроаппаратом с большим числом контактов, коммутирующих различные цепи, для приведения в действие пьезосканера, датчика положения зонда и трехкоординатного моторизованного столика с образцом в соответствии с программой.

Посредством СТМ кроме исследовательских реализуются активные функции, например захват отдельных атомов, перенос их в новую позицию, атомарная сборка проводников шириной в 1 атом, локальные химические реакции, манипулирование отдельными молекулами и т.п.

Обычно используется два способа манипулирования атомами иглой СЗМ: горизонтальный (рис. 1.7, *а*) и вертикальный (рис. 1.7, *б*). Вертикальный способ отличается от горизонтального тем, что после захвата нужного атома последний отрывается от поверхности путем поднятия на несколько ангстремов зонда. Для этого требуются большие силы, чем при «перекачивании» атомов по поверхности, но зато потом процесс переноса не зависит от препятствий на поверхности в виде ступеней, ям, адсорбированных атомов и т.д. Отрыв атома от поверхности контролируется по скачку тока. «Сбрасывание» атома в нужном месте осуществляется путем приближения острия иглы к поверхности и переключения напряжения на ней. Значительные успехи при использовании зондовых методов достигнуты в нанолитографии — рисовании, например, на микросхемах в радиоэлектронике.

Эффекты, наблюдаемые в наномасштабных объемах, можно объяснить таким образом. Доля атомов  $\alpha$ , находящихся в тонком приповерхностном слое, равном  $\sim 1$  нм, растет с уменьшением размера частички вещества  $L$ , поскольку  $\alpha = S/V \sim L^2/L^3 \sim 1/L$  (где  $S$  — площадь поверхности частицы,  $V$  — ее объем).

Атомы, расположенные на поверхности, по своим свойствам отличаются от «объемных», так как они связаны с окружающими их атомами иначе, чем в объеме. Состав подповерхностного слоя не соответствует стехиометрическому составу (количественное соотношение компонентов) химических соединений. Поэтому у поверхности

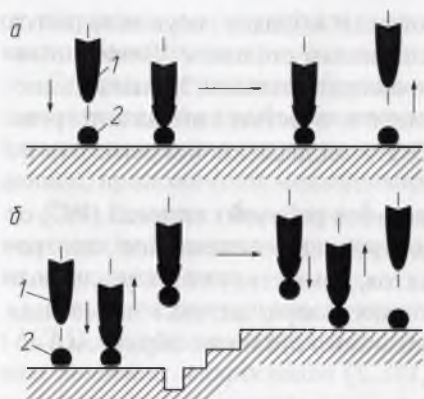


Рис. 1.7. Способы манипулирования и перемещения атомов по поверхности: а — горизонтальный; б — вертикальный; 1 — игла СЗМ; 2 — отмеченный к перемещению атом

происходит реконструкция атомов и появляется другой порядок их расположения. Миграция атомов вдоль поверхности частиц происходит быстрее, чем в объеме. Наличие сил притяжения между ними приводит к самоорганизации и самосборке островных, столбчатых и других структур на подложке.



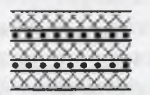



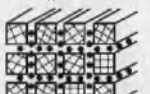



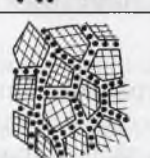
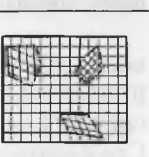
Для атомов, находящихся по краям монокристаллитных террас, уступов и впадин на них, где координационные числа (числа ближайших к данному атому соседних атомов в кристаллической решетке) меньше, чем в объеме, возникают особые условия. Взаимодействие электронов со свободной поверхностью приводит к появлению специфических приповерхностных состояний (уровней И.Е. Тамма). Изложенное дает основание для рассмотрения приповерхностного слоя как нового состояния вещества. В связи с этим принято считать, что **наночастицами** являются такие частицы, у которых доля поверхностных атомов превышает 10 % от общего их количества.

Поверхность, по сути, является «стоком» большинства дефектов кристаллической структуры почти бесконечной емкости благодаря воздействию сил «изображения» и другим причинам. Силы «изображения» убывают по мере удаления вглубь от поверхности, но если размер частичек достаточно мал, то они могут «высосать» из объема большинство дефектов и сделать его в структурном отношении более совершенным. В связи с этим напрашивается вывод, что наноструктурные материалы наилучшим образом проявляют свои свойства в тонких приповерхностных слоях, а также в наносистемных покрытиях и пленках. Это очень важно для машиностроительного и ремонтно-восстановительного производств.

Эксплуатационные и другие характеристики наноматериалов определяются их структурой. По классификации Г. Глейтера (табл. 1.5) в зависимости от химического состава и распределения фаз можно выделить четыре типа структуры неполимерных материалов: однофазные, статистические многофазные с идентичными и неидентичными поверхностями раздела и матричные многофазные.

Таблица 1.5

**Классификация разновидностей наноматериалов по составу, распределению и форме структурных составляющих**

Форма	Однофазный состав	Многофазный состав		
		Статистическое распределение		Матричное распределение
		Идентичные границы	Неидентичные границы	
Пластинчатая				
Столбчатая				
Равноосная				

Также выделяются три типа структуры по форме: пластинчатая (слоистая), столбчатая (волокнистая) и равноосная, содержащая равноосные включения. Эта классификация учитывает возможность разделения межкристаллитных границ на идентичные и неидентичные поверхности раздела. В более широком смысле могут быть смешанные варианты наноструктур, например с наличием пористости, трубчатых структур, полимерных составляющих и т.п. Наиболее распространенными являются одно- и многофазные матричные и статистические объекты, находящиеся в равновесии, — столбчатые и многослойные структуры, которые характерны в основном для пленок.

На рис. 1.8 показаны снимки типичных структур консолидированных наноматериалов, полученных с помощью просвечивающих электронных микроскопов (рис. 1.8, а, д–з, и, к), посредством скани-



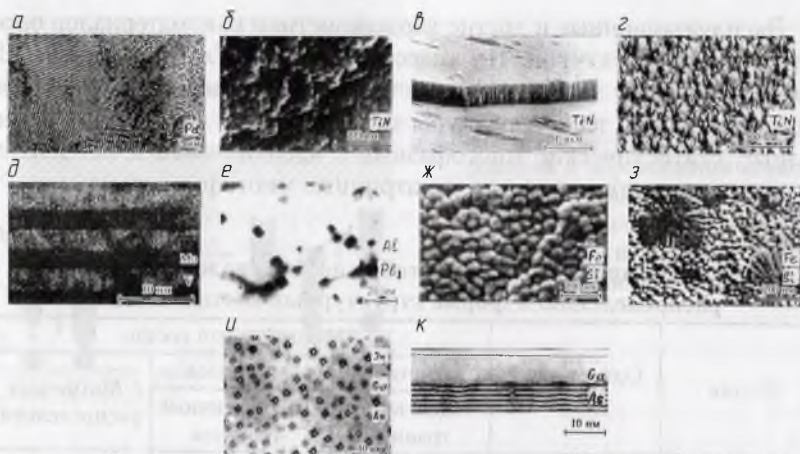


Рис. 1.8. Микрофотографии наноструктур:

*a* – компакт палладия; *б* – компакт нитрида титана; *в* – излом пленки нитрида титана; *з* – поверхность пленки нитрида титана; *д* – многослойная пленка (сверхрешетка) сплава молибден-ванадий; *е* – закаленный из жидкого состава сплав алюминий-свинец (10 %); *ж*, *з* – соответственно ячеистая и дендритно-ячеистая структура сплава железо-кремний, закаленного из жидкого состояния; *и* – квантовые точки соединения индий-галлий-мышьяк; *к* – поверхность эпитаксиальных слоев, сформированных ориентированным ростом на подложке

рующего электронного микроскопа (рис. 1.8, *б*, *в*), с помощью атомно-силового микроскопа с увеличением в 20 000...3 500 000 раз (рис. 1.8, *з*). Столбчатые и пластинчатая структуры пленок представлены на рис. 1.8, *в*–*д*; однофазные структуры – на рис. 1.8, *а*, *з*, *ж*; многофазные – на рис. 1.8, *д*, *е*, *з*–*к*.

В целом для структур наноматериалов характерно обилие поверхностей раздела: межзеренных границ, тройных стыков – линий встречи трех зерен.

Рисунок 1.9, *а* иллюстрирует схему тройного стыка, образованного зернами в виде тетраэдрических додекаэдров (двенадцатигранников). На рис. 1.9, *б* представлен график зависимости общей доли поверхностей раздела, доли собственно межзеренных и доли тройных стыков от размера зерен. График построен на основании геометрических подходов: общая доля поверхностей раздела  $V_{\text{ПР}} = 1 - [(L - S)/L]^3 \sim 3S/L$ . Доля собственных межзеренных границ  $V_{\text{МГ}} = [3(L - S)^2/L]^3$ , а доля тройных стыков  $V_{\text{ТС}} = V_{\text{ПР}} - V_{\text{МГ}}$ , здесь  $L$  – размер зерна,  $S$  – ширина границы (приграничной зоны).

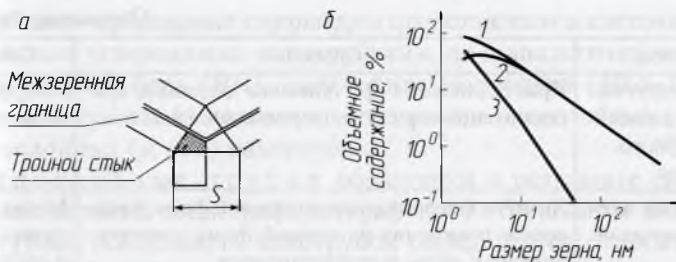


Рис. 1.9. Схема тройного стыка (а) и влияние размера зерна  $L$  (б) на общие доли поверхностей раздела (1), межзеренных границ (2) и тройных стыков (3) при ширине границы (приграничной зоны)  $S = 1$  нм

Из графика следует, что существенная доля поверхностей раздела зерен (несколько процентов) отвечает размеру зерен  $L < 100$  нм; при  $L < 10$  нм доля  $V_{\text{пр}}$  составляет уже несколько десятков процентов, причем в этом интервале значений  $L$  доля тройных стыков стремительно растет. Доля поверхностей раздела в общем объеме материала приблизительно равна  $3S/L$ , где при  $S \sim 1$  нм доля  $V_{\text{пр}} = 50\%$  достигается при  $L \sim 6$  нм. Таким образом, если твердое тело состоит из кристаллитов размером в несколько нанометров (меньше 10 нм), то доля поверхностей раздела или областей с разупорядоченной структурой весьма велика.

Основные методы получения консолидированных материалов представлены в табл. 1.6.

Приведенные в таблице методы и способы не конкурируют, а дополняют друг друга, расширяя спектр структур, их характеристик и практических приложений.

Таблица 1.6

### Методы и способы получения консолидированных материалов

Метод	Способ	Объект
Порошковая технология	Газофазное осаждение и компактирование (метод Глейтера), обычное прессование и спекание, электроразрядное спекание, горячая обработка давлением (горячее прессование, ковка, экструзия)	Металлы, сплавы и соединения
Интенсивная пластическая деформация	Деформация кручением при высоких давлениях, равноканальное угловое прессование, обработка давлением многослойных композитов, фазовый наклеп	Металлы и сплавы

Окончание табл. 1.6

Метод	Способ	Объект
Контролируемая кристаллизация из аморфного состояния	Кристаллизация при обычном давлении, кристаллизация при повышенном давлении	Аморфные вещества
Технология пленок и покрытий	Химическое осаждение из газовой фазы, физическое осаждение из газовой фазы, электроосаждение, золь- и гельтехнологии	Металлы, сплавы и соединения

Большое разнообразие наноматериалов вызвано эксплуатационными требованиями к ним. Для примера можно рассмотреть нанопористые и трубчато-тубулярные структуры.

В качестве основы нанопористых материалов используются естественные и искусственные структуры (в том числе и слоистые) на основе силикатов, глин, полимеров и других подобных материалов, в полостях которых могут размещаться металлические и неметаллические наночастицы, а также молекулярные ансамбли.

На рис. 1.10 показано темнопольное изображение сотовой структуры материала с порами диаметром 2...10 нм, полученное посредством электронного микроскопа.

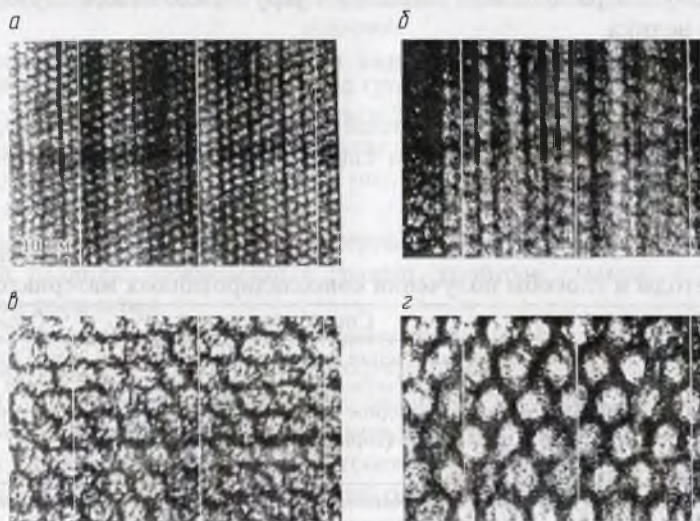


Рис. 1.10. Электронные микрофотографии алюмосиликатного цеолита МСМ-41 с порами диаметром 2 (а), 4 (б), 6,5 (в) и 10 (г) нм



*Трубочато-тубулярные структуры* представлены в настоящее время не только углеродными нанотрубками, но и аналогичными структурами нитрида бора (BN), дисульфида молибдена ( $\text{MoS}_2$ ) и ряда металлов. Рисунок 1.11 иллюстрирует строение однослойных (A, Z, H) и многослойных (а, б, в) нанотрубок.

Однослойные трубки образуются в результате свертывания полос атомных сеток графита (графенов) в бесшовные цилиндры. Структурная особенность нанотрубок определяется относительной ориентацией гексагональной графитовой сетки относительно их продольной оси.

Для этих трубок различаются три возможных варианта свертывания: гофр (кресло) — две стороны каждого шестиугольника ориентированы перпендикулярно оси трубки; зигзаг — две стороны каждого шестиугольника ориентированы параллельно оси трубки; спиралевидный (хиральный) — каждая пара сторон шестиугольников ориентирована к оси трубки под углом, отличным от 0 и  $90^\circ$ .

Многослойные трубки могут состоять из нескольких цилиндров один в другом (рис. 1.11, а), свертка в виде рулона (рис. 1.11, б), смешанной системы с надрывами (рис. 1.11, в). Внутренний диаметр трубок изменяется от нескольких долей до нескольких нанометров. Длина нанотрубок может достигать нескольких микрометров. Многослойные образования могут также иметь округлую форму (онионы), в сечении напоминающую луковичу.

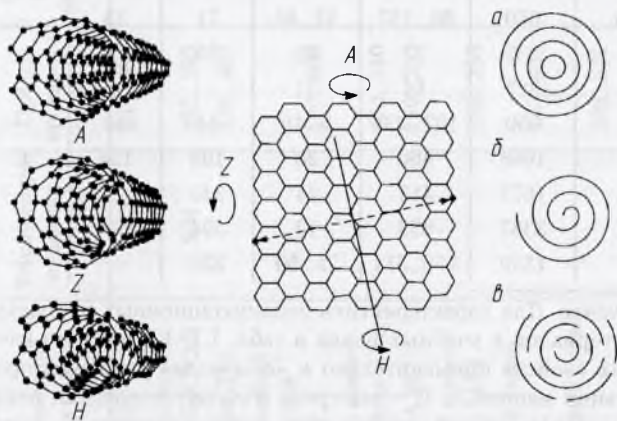


Рис. 1.11. Схемы свертывания однослойных нанотрубок типа гофр (A), зигзаг (Z), хиральный (H) и строение многослойных нанотрубок типов: «русская матрешка» (а); рулон (свиток) (б); папье-маше (в)

## 1.4. Свойства материалов, методы их исследования и контроля

### 1.4.1. Разновидности свойств материалов

Конструкционные материалы, в том числе и металлы, обладают определенными свойствами (табл. 1.7–1.9). Различают физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства материалов, которые определяют их применение в той или иной отрасли промышленности.

Таблица 1.7

Свойства некоторых чистых металлов

Металл	Температура плавления $T$ , °С	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Модуль упругости $E$ , ГПа	Твердость НВ, МПа	Коррозионная стойкость	Деформируемость
Медь	1084	225	60	132	50	У	Х
Серебро	962	157	65	74,4	25	Х	Х
Золото	1064	130	50	77	18	Х	Х
Цинк	419	46...216	84...50	—	—	—	Х
Алюминий	660	88...137	12...40	71	25	—	Х
Олово	232	27	40	55	7,6	—	Х
Свинец	327	14	31	—	4	—	Х
Магний	650	107...235	5...16	44	40	—	Х
Титан	1668	460	28	108	154	Х	У
Хром	1877	412	44	240	—	—	Х
Вольфрам	3387	853	12	394	—	—	У
Железо	1539	176...314	25...50	220	—	—	Х

*Примечание.* Для характеристики эксплуатационных и технологических свойств материалов в учебных целях в табл. 1.7–1.8 принята качественная оценка этих свойств применительно к «обычным» условиям производства и эксплуатации машин: Х, В — материал обладает хорошими показателями, вполне удовлетворяющими современное машиностроение; У — материал обладает удовлетворительными показателями; Н — материал обладает неудовлетворительными показателями, не соответствующими условиям эксплуатации или производства.

Таблица 1.8

## Свойства некоторых цветных сплавов

Наименование и марка сплава	Температура плавления $T$ , °С	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Модуль упругости $E$ , МПа	Твердость НВ, МПа	Коррозионная стойкость	Литейные свойства	Деформируемость
Латунь Л90	1025	235...590	2...52	102	490...1420	В	—	В
Бронза оловянная литейная БрОЮФ	934	195...295	3...10	101	785...1180	В	В	—
Дуралюмин Д16		450...480	10...19	72	1050	У	—	В
Высокопрочный алюминиевый сплав В95		520...600	8...14	72	1500	У	—	В
Ковочный алюминиевый сплав АК8		470...540	7...12	74	1350	У	—	В
Силумин АЛ9		170...230	2...4	70	500...750	У	В	—
Литейный магниевый сплав МЛ4		250...255	6...9	—	—	Н	В	—
Титановый сплав ОТ4		700...900	12...20	115	1560	В	—	У
Бериллиевый сплав АБМ		509...549	7...12	285	250	В	В	У
Баббит Б83		—	—	—	250	—	В	Х
Мельхиор МН19	1190	294...784	3...40	137,2	686...1176	В	—	В



Таблица 1.9

## Свойства некоторых неметаллических материалов

Материал	Плотность $\rho$ , Т/м	Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	Относи- тельное удлинение $\delta$ , %	Модуль упругости Е, ГПа	Твердость по Бри- неллю НВ, МПа
Полиэтилен ПЭВД	0,92	10...17	50...600	—	—
Полипропилен	0,90	25...40	200...800	—	—
Полистирол	1,05...1,08	37...48	1...4	—	—
Фторопласт-3	2,09...2,16	30...45	20...200	—	100...130
Фторопласт-4	1,9...2,2	15...35	250...500	—	—
Органическое стекло	1,2	63...100	2,5...20	2,0...4,1	10...300
Полиамид	1,0...1,14	38...60	70...280	1,2...1,5	74...150
Поликарбонат (дифлон)	1,2	70	—	—	80...160
Пентапласт	1,4	80...110	5...10	—	—
Карбоволокнит КМУ-1У	1,47	1020	0,6	180	—
Бороволокнит КБМ-3к	2,0	1300	0,35	260	—
Органоволокнит	1,2...1,4	700	2,5	35	—
Ситалл	2,4...2,9	> 112	—	84...141	—

Для исследования строения металлов и сплавов и их свойств используют макро- и микроскопический, рентгеновский, ультразвуковой и другие виды анализа.

*Макроскопический анализ* (макроанализ) представляет собой метод изучения строения металлов и сплавов невооруженным глазом или при небольших увеличениях до 10 раз с помощью лупы. Макроанализ позволяет выявлять неметаллические включения, пористость, усадочную раковину, трещины, а также определять расположение волокон при прокатке, ковке, штамповке и т.д. На основании этих наблюдений делают качественную оценку исследуемого металла.

*Микроскопический анализ* (микроанализ) — метод изучения строения металлов и сплавов с помощью специального металлографического микроскопа при больших увеличениях (до 2000 раз). С помощью микроанализа определяют величину и форму кристаллов и структурных составляющих сплавов, наличие в них неметаллических включений и т.д.

Наряду с обычными оптическими микроскопами широко применяют электронные микроскопы, в которых вместо световых лучей используются электронные. Электронный микроскоп позволяет получить увеличение до 20 000 раз и более.

*Термический анализ* применяют для определения критических точек при нагревании и охлаждении металлов и сплавов с последующим построением диаграмм состояния.

Кривые нагревания и охлаждения металлов позволяют определить температуры превращений и выбрать рациональный температурный интервал обработки металлов или сплавов.

Неразрушающий контроль качества металлов и сплавов выполняется с использованием магнитной, ультразвуковой и рентгеновской дефектоскопии, а также других методов контроля.

При помощи *ультразвуковой дефектоскопии* кроме выявления макро- и микродефектов в металлических телах измеряют толщину слоя, закаленно-насыщенного другим компонентом, определяют внутренние напряжения, модуль упругости, плотность металла и т.п. Метод наиболее распространен на производстве.

К **физическим свойствам** материала относятся плотность, температура плавления, теплопроводность, температурные коэффициенты линейного и объемного расширения, электросопротивление и т.п.

К **механическим свойствам** материала причисляют прочность, пластичность, твердость, ударную вязкость, усталость (выносливость). Эти свойства представляют особый интерес, поскольку обеспечиваются при обработке материалов и заготовок деталей и контролируются в производственных условиях с использованием соответствующих оборудования и образцов.

*Прочность* — способность твердого тела сопротивляться деформации или разрушению под действием статических или динамических нагрузок. Для определения прочности при статических нагрузках образцы испытывают на растяжение, сжатие, изгиб и кручение. При динамических нагрузках определяют ударную вязкость и усталость (предел выносливости).

*Пластичность* — способность материала получать остаточное изменение формы и размера без разрушения.

*Твердость* — это способность материала сопротивляться проникновению в него другого более твердого тела. Значение и размерность твердости для одного и того же материала обуславливаются применяемым методом измерения.

При статических испытаниях нагружение производится медленно и нагрузка возрастает плавно или остается постоянной длительное время; при динамических — нагрузка на образец возрастает мгновенно или осуществляется с переменными по величине и направлению действиями.

**Технологические свойства** материалов имеют важное значение при выборе способа изготовления деталей машин, так как характеризуют способность материала подвергаться различным методам горячей и холодной обработки.

Разновидностью технологических являются *литейные свойства* — жидкотекучесть, усадка, склонность к ликвации и т.д.

**Жидкотекучесть** — способность расплавленного металла заполнять литейную форму.

**Усадка** — уменьшение линейных размеров (объема) залитого в форму металла в процессе остывания отливки.

**Свариваемость** — способность металла давать прочное неразъемное соединение при нагреве свариваемых кромок до температуры плавления или белого каления и приложении определенного давления (ударов или сжатия).

**Деформируемость (ковкость)** — способность материала принимать необходимую форму под действием внешней нагрузки без разрушения материала.

**Прокаливаемость** — способность металла воспринимать закалку на некоторую глубину от поверхности.

К технологическим свойствам относятся также *обрабатываемость* материалов *резанием* и *ППД*.

**Эксплуатационными** называются свойства металлов, непосредственно влияющие на показатели, характеризующие служебное назначение и работоспособность детали, соединения, машины. К ним относятся:

□ **хладостойкость** — способность материала сохранять требуемые пластические свойства при низких рабочих температурах;

□ **жаропрочность** — способность материала сохранять требуемые механические свойства при высоких рабочих температурах;

□ **жаростойкость** — способность материала сопротивляться окислению в газовой среде при высоких температурах;

□ **антифрикционность** — способность материала работать в подвижных соединениях с наименьшими коэффициентом трения и износом;



□ **коррозионная стойкость** — сопротивление материала воздействию агрессивных сред;

□ **износостойкость** — способность материала сопротивляться изнашиванию при эксплуатации деталей в условиях трения-скольжения;

□ **прирабатываемость** — способность материала деталей быстро и с малым износом достигать оптимальной микрогеометрии рабочих поверхностей и обеспечивать длительное равномерное изнашивание и увеличенный ресурс эксплуатации подвижных соединений;

□ **сопротивление задирам и схватыванию** — способность материалов сопротивляться задирам и схватыванию подповерхностных слоев деталей в узлах трения, приводящих к аварийному выходу из строя подвижных соединений изделий.

### 1.4.2. Определение свойств материалов статическими методами

К **статическим методам** относятся испытания на растяжение, сжатие и твердость.

При **испытании на растяжение** определяют следующие характеристики прочности:

□ предел пропорциональности  $\sigma_{\text{пр}}$ ;

□ предел текучести  $\sigma_{\text{T}}$ ;

□ временное сопротивление — предел прочности  $\sigma_{\text{в}}$ .

Для испытаний на растяжение используют стандартные образцы (ГОСТ 1497–84). Разрывные машины для испытаний (рис. 1.12), например типа Р20, снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения.

Цилиндрические или плоские образцы из исследуемого материала диаметром (толщиной, шириной) в рабочей части от 3 до 30 мм и длиной рабочей части без учета галтелей  $l_0$  испытываются по зависимостям  $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$  или  $l_0 = 11,3\sqrt{F_0}$ .

Диаграмма растяжения (рис. 1.13) показывает зависимость между растягивающей нагрузкой  $P$  и абсолютным удлинением  $\Delta l$ . При этом по оси ординат откладывается усилие  $P$ , действующее на образец, а по оси абсцисс — абсолютное удлинение образца  $\Delta l$ . Кроме того, диаграмма иллюстрирует процессы растяжения образца и фиксации сил  $P_{\text{пр}}$  (сила предела пропорциональности),  $P_{\text{T}}$  (сила предела текучести), а для диаграмм, у которых отсутствует ступенька текучести СТ, —  $P_{0,2}$  (условная сила предела текучести),  $P_{\text{max}} = P_{\text{в}}$  (сила предела

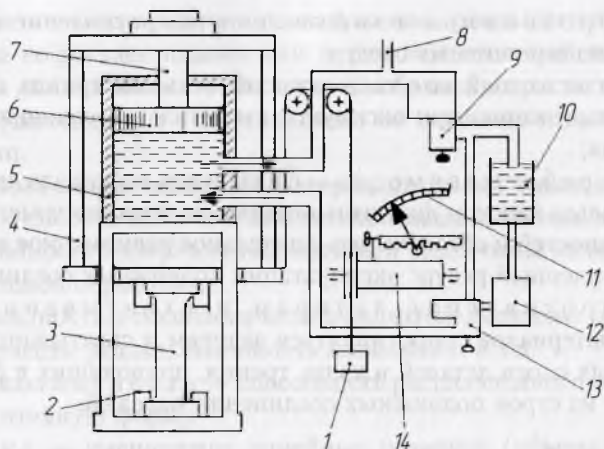


Рис. 1.12. Схема разрывной машины для испытания образцов на растяжение: 1 — привод барабана; 2 — прихваты для закрепления головок образца; 3 — образец; 4 — силовая рама; 5 — цилиндр; 6 — поршень; 7 — шток поршня; 8 — патрубок выхода к индикатору силы; 9, 13 — краны регулировочные; 10 — емкость для рабочей жидкости (масла); 11 — индикатор силы со шкалой; 12 — гидронасос; 14 — барабан для записи диаграммы растяжения

прочности),  $P_k$  (сила, соответствующая истинному напряжению  $S$  разрыва образца) и абсолютного удлинения  $\Delta l$ .

В соответствии с перечисленными силами по зависимости  $\sigma = P/F_0$ , определяются напряжения пределов пропорциональности  $\sigma_p$ , текучести  $\sigma_T$  или условной текучести  $\sigma_{0,2}$ , прочности  $\sigma_B$ , а также по выражению  $S = P_k/F_k$  находится истинное напряжение разрыва образца ( $F_k$  определяется по диаметру  $d_k$  шейки разрыва образца,  $F_k = \pi d_k^2/4$ ).

Участок с углом  $\alpha$  на диаграмме растяжения свидетельствует о том, что в данном случае удлинение  $\Delta l$  пропорционально возрастанию силы  $P$  растяжения образца. Следовательно, на этом участке диаграммы сохраняет силу закон прямой пропорциональности (закон Гука). Если нагрузку снять, то деформация растяжения исчезает, т.е. это область упругой деформации.

Дальнейшее увеличение нагрузки приводит к появлению остаточного удлинения, не исчезающего после снятия нагрузки, т.е. это область пластической деформации.

*Предел текучести* — это минимальное напряжение, при котором образец получает остаточное удлинение без заметного увеличения нагрузки. Большинство металлов не имеет ясно выраженной площадки

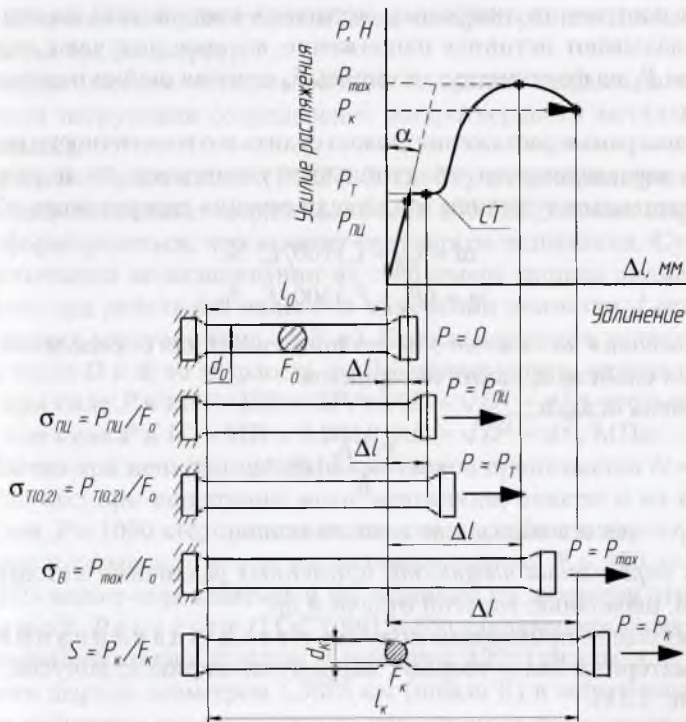


Рис. 1.13. Диаграмма растяжения цилиндрических образцов низкоуглеродистой стали и схемы определения характеристик прочности и пластичности

(ступеньки) текучести, поэтому за предел текучести принимают условное напряжение, при котором образец получит остаточную деформацию 0,2 % первоначальной длины образца, т.е. предел текучести условный.

При дальнейшем увеличении нагрузки металл пластически деформируется и несколько упрочняется. Нагрузка возрастает до  $P_{max}$ , которой соответствует временное сопротивление  $\sigma_B$ , т.е. напряжение, отвечающее наибольшей нагрузке  $P$ , предшествующей разрушению образца.

Временное сопротивление для пластичных металлов получается меньше истинного сопротивления разрыву, так как у образца к концу растяжения фактическая площадь сечения  $F_k$  меньше начальной площади  $F_0$ .



Для построения диаграммы истинных напряжений по оси ординат откладывают истинное напряжение, которое получают делением нагрузки  $P_k$  на фактическую площадь  $F_k$  сечения шейки разорванного образца.

По диаграмме растяжения можно судить и о пластичности металла, которая характеризуется относительным удлинением после разрыва  $\delta$  и относительным сужением  $\psi$  площади сечения разорванного образца:

$$\Delta l = (l_k - l_0)100/l_0, \%;$$

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

*Испытания на сжатие* обычно применяют для определения механических свойств хрупких материалов.

Степень осадки

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

где  $h, h_1$  — высота образца до и после осадки.

Для *определения твердости* применяют различные методы вдавливания, царапания, упругой отдачи и др.

Наибольшее применение получил метод вдавливания в образцы материала более твердых элементов: шариков, конусов, пирамид (рис. 1.14).

При этом твердость определяют:

- 1) по диаметру отпечатка стального закаленного или твердосплавного шарика (метод Бринелля);
- 2) глубине вдавливания алмазного конуса или стального шарика (метод Роквелла);

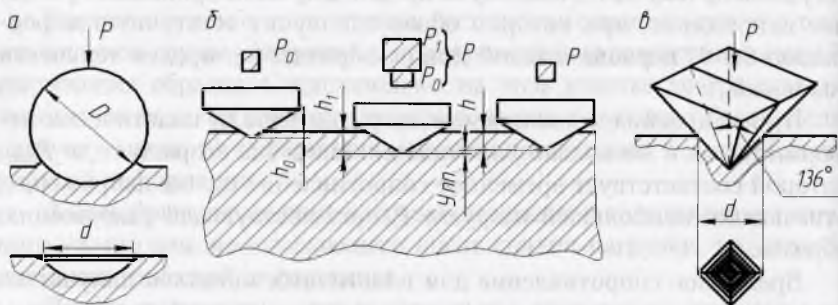


Рис. 1.14. Схемы определения твердости:

*а* — по Бринеллю; *б* — по Роквеллу; *в* — по Виккерсу

3) величине поверхности отпечатка четырехгранной алмазной пирамиды (метод Виккерса);

4) вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды под небольшими нагрузками (определение микротвердости металла в микрообъемах).

*Метод Бриннеля* (ГОСТ 9012–59) не рекомендуется применять для металлов с твердостью более 450 НВ, так как шарик может деформироваться, что исказит результаты испытания. Сущность его заключается во вдавливании на твердомере шарика диаметром  $D$  в образец под действием силы  $P$  и измерении диаметра  $d$  отпечатка после снятия нагрузки (рис. 1.15, а). Если поверхность отпечатка выразить через  $D$  и  $d$ , то твердость по Бринеллю можно определить:

□ при силе  $P$  в кгс —  $\text{НВ} = 2P/\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})$ , кгс/мм<sup>2</sup>;

□ при силе  $P$  в Н —  $\text{НВ} = 0,204P/\pi D - \sqrt{D^2 - d^2}$ , МПа.

Обычно при испытании черных металлов принимается  $D = 10$  мм,  $P = 3000$  кгс; при испытании меди, алюминия, никеля и их сплавов  $D = 10$  мм,  $P = 1000$  кгс; при испытании свинца, олова и других мягких металлов и сплавов при том же диаметре шарика  $P = 250$  кгс. Твердость НВ может определяться и по таблицам по диаметру отпечатка.

*Метод Роквелла* (ГОСТ 9013–59) заключается во вдавливании алмазного конуса с углом у вершины  $120^\circ$  (шкалы А и С) или стального шарика диаметром 1,5875 мм (шкала В) в испытуемый образец под действием последовательно прилагаемых предварительной  $P_0$  и основной  $P_1$  сил и измерении остаточного увеличения  $e$  ( $e = h - h_0$ ) глубины внедрения наконечника после снятия  $P_1$  и сохранения  $P_0$ . Схема измерения твердости НР по шкале С (HRC) иллюстрируется рис. 1.14, б.

Под нагрузкой  $P_0 = 10$  кгс наконечник вдавливается в образец на глубину  $h_0$ . Затем на наконечник подается полная нагрузка  $P = P_0 + P_1 = 10 + 140 = 150$  кгс, и глубина вдавливания возрастает до  $h_1$ . После снятия основной нагрузки  $P_1$  глубина внедрения наконечника уменьшается до  $h$  за счет упругого последействия металла (исключения его упругой деформации)  $h_0$  и твердомер по шкале показывает число твердости HRC. При использовании алмазного наконечника по шкале С  $P = 150$  кгс,  $P_0 = 10$  кгс, число единиц твердости выражается зависимостью  $\text{HRC} = 0,2 - (h - h_0)/0,002$  и обозначается, например, так: 64 HRC. Таким образом, единица твердости по Роквеллу — величина безразмерная, соответствующая осевому перемещению наконечника на глубину 0,002 мм, когда стальной шарик твердомера Бринелля может деформироваться и исказить замеры. Шкала С применяется

наиболее часто и, как правило, для материалов с высокой твердостью (более 450 НВ).

*Метод Виккерса* (ГОСТ 2999–75) используют для определения твердости элементов малой толщины и тонких подповерхностных слоев материалов (рис. 1.14, *в*). Он заключается во вдавливании в образец наконечника в виде четырехгранной пирамиды под действием нагрузки  $P$  и измерении диагонали  $d$  отпечатка, оставшегося после снятия нагрузки, которая может изменяться от 1 до 100 кгс ( $\approx 10 \dots 1000$  Н). Твердость по Виккерсу определяется по выражениям:

□ при силе  $P$  в кгс —  $HV = 1,854P/d^2$ , кгс/мм<sup>2</sup>;

□ при силе  $P$  в Н —  $HV \sim 0,854P/d^2$ , Н/мм<sup>2</sup>.

Чем тоньше элемент детали (образца), тем меньшая сила  $P$  принимается. Кроме того, твердость HV в кгс/мм<sup>2</sup> можно определять по специальным таблицам.

Микротвердость (ГОСТ 9450–75) определяется для покрытий, отдельных структурных составляющих сплавов (зерен), а также материалов мелких деталей. Используемые при этом приборы, например ПМТ-7, также состоят из механизма для вдавливания наконечника и металлографического микроскопа. В испытываемый материал вдавливается алмазная пирамида под действием силы  $P = 0,05 \dots 5$  Н. По значениям  $P$  и измеренной диагонали отпечатка  $d$  и определяется микротвердость:

$$H_{\mu} = 0,189P/d^2, \text{ МПа,}$$

где  $\mu$  — индекс, показывающий значение нагрузки, обычно в ньютонах.

Существуют и другие методы испытания материалов на твердость. Например, по методу Шора о твердости металла судят по высоте отскока шарика, падающего на поверхность образца с определенной высоты.

Между пределом прочности и твердостью НВ существуют следующие зависимости: для сталей  $\sigma_b = 0,34$  НВ; для медных сплавов  $\sigma_b = 0,45$  НВ и для алюминиевых сплавов  $\sigma_b = 0,35$  НВ. В технических справочниках содержатся таблицы перевода одной твердости в другую (НВ, HRC, HRA, HRB, HV) и определения по твердости материала его предела прочности  $\sigma_b$ .



### 1.4.3. Определение свойств материалов динамическими методами

**Метод испытания на ударную вязкость** (ГОСТ 9454–78) основан на разрушении образца с концентратором посередине на маятниковом копре одним ударом (рис. 1.15). Под **ударной вязкостью** понимается работа удара, отнесенная к начальной площади поперечного сечения образца в месте концентратора, характеризующая склонность металла к хрупкому разрушению. Стандартом предусматривается 20 типов образцов длиной 55 и 140 мм различного поперечного сечения (от  $10 \times 8$  до  $2 \times 11$  мм) и с различной формой концентратора-канавки (U, V и T), как показано на рис. 1.15, в.

Испытание производится по схеме (рис. 1.15, а) на маятниковом копре (рис. 1.15, б) с энергией удара от 4,9 до 294,0 Дж. Энергия удара выбирается примерно на 10 % больше, чем энергия, необходимая на разрушение образца. Перед испытанием ударник маятника копра ставится в исходное положение на высоту  $A_0$  (запас энергии  $K_0$ ) и удерживается упором. В нижней точке траектории маятника на опорах

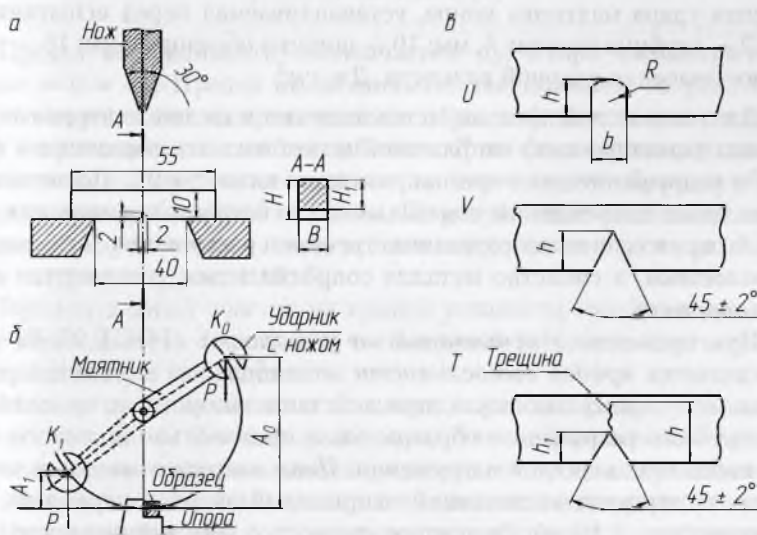


Рис. 1.15. Испытание на ударную вязкость:

а — положение образца и ножа ударника при испытании; б — схема маятникового копра; в — формы и характеристики надрезов (концентраторов) образцов

с упором в их вертикальные поверхности устанавливается образец надрезом с обратной стороны наносимого ножом маятника удара. Освобожденный от упора маятник падает вниз по круговой траектории, разрушает образец и поднимается на остаточную высоту  $A_1$ , что соответствует остаточной энергии  $K_1$ . Энергии  $K_0$  и  $K_1$  регистрируются указателями шкалы индикатора.

Значение ударной вязкости

$$KC = \frac{K_0 - K_1}{S_0} = \frac{K}{S_0}, \text{ Дж/см}^2 \text{ (МДж/м}^2\text{)},$$

где  $K$  — работа удара и разрушения образца, Дж;  $S_0 = BH_1$  — начальная площадь поперечного сечения образца в месте расположения концентратора, см<sup>2</sup>;  $B$  — начальная ширина образца, см;  $H_1$  — начальная высота рабочей части образца (с учетом глубины надреза), см.

Пример обозначения ударной вязкости:

$$КСU + 20 \ 150/2/10,0-18,$$

где КС — символ ударной вязкости; U — вид концентратора (радиусный надрез); +20 — температура испытания, °С; 150 — максимальная энергия удара маятника копра, устанавливаемая перед испытанием, Дж; 2 — глубина надреза  $h$ , мм; 10 — ширина образца  $B$ , мм; 18 — расчетное значение ударной вязкости, Дж/см<sup>2</sup>.

Длительное действие на металлические изделия повторно переменных (циклических) напряжений может вызвать образование трещин и разрушение даже при напряжениях ниже  $\sigma = 0,2$ . Постепенное накопление повреждений в металле под действием циклических нагрузок, приводящее к образованию трещин и разрушению, называется **усталостью**, а свойство металла сопротивляться усталости — **выносливостью**.

При проведении **испытаний на усталость** (ГОСТ 25502–79) определяется **предел выносливости** — наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения. **Цикл нагружения** — это совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения (рис. 1.16, а). За максимальное  $\sigma_{\max}$  или минимальное  $\sigma_{\min}$  напряжение цикла принимают его наибольшее или наименьшее алгебраическое значение. Цикл характеризуется коэффициентом асимметрии:  $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ . Если  $R = -1$ , то цикл называется **симметричным**, если эти напряжения не равны, то цикл — **асимметричный**.

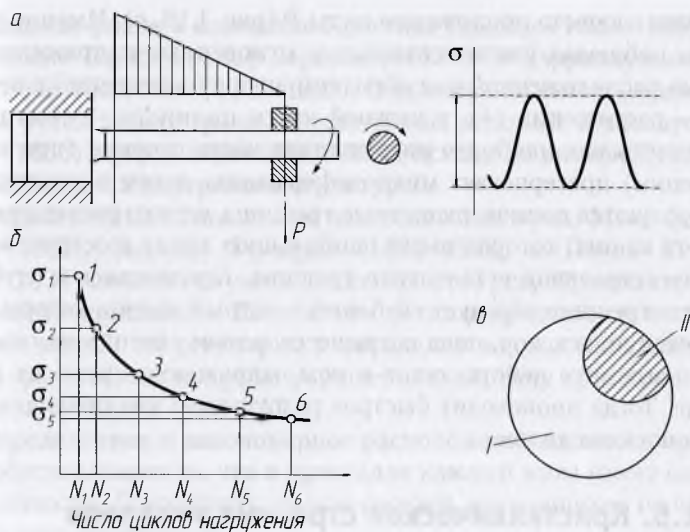


Рис. 1.16. Испытания на усталость (а), кривая усталости (б), усталостный излом (в)

Предел выносливости обозначается  $\sigma_R$ , а при симметричном цикле —  $\sigma = -1$ . Предел выносливости, как показано на рис. 1.16, обычно определяют на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложением изгибающей силы  $P$  по симметричному циклу. При этом используется, как правило, не менее десяти образцов обычно диаметром рабочей части 7,5 мм. По результатам испытаний строятся кривые усталости — чаще всего в координатах  $\sigma$  — число  $N$  циклов нагружения (рис. 1.16, б).

Горизонтальный участок на кривой усталости соответствует пределу выносливости. Наклонная часть кривой усталости характеризует ограниченную выносливость.

Многие цветные металлы не имеют горизонтального участка на кривых усталости. В этом случае определяют **ограниченный предел выносливости** — наибольшее напряжение, которое выдерживает металл или сплав в течение заданного числа циклов нагружения.

Усталостный излом состоит из очага разрушения — места зарождения разрушения II, зон стабильного развития трещины и долома и участка I развития трещины, связанного с окончательным разрушением образца (рис. 1.16, в). Очаг разрушения обычно находится вблизи поверхности образца в сечении его цилиндрической части, наиболее



удаленном от места приложения силы  $P$  (рис. 1.16, *a*). Именно в этом сечении наблюдаются максимальные мгновенные напряжения, что видно на расположенной над образцом эпюре напряжений в верхней части — растяжения (+), в нижней части цилиндра — сжатия (–). Поверхность как наиболее нагруженная часть сечения (при изгибе и кручении) претерпевает микродеформацию, затем в наклепанной зоне образуются подповерхностные трещины, однако растет при этом только та из них, которая имеет наибольшую длину и острую вершину, — магистральная усталостная трещина. Продвигаясь в глубь металла, эта трещина образует глубокий и острый надрез, который увеличивается до тех пор, пока оставшееся целым сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие. Тогда происходит быстрое разрушение, что приводит к образованию зоны долома.

## 1.5. Кристаллическое строение металлов и их кристаллизация



### 1.5.1. Кристаллические структуры металлов

В природе существуют две разновидности твердых тел, различающиеся своими свойствами: кристаллические и аморфные.

Когда говорят о кристаллах, большинство из нас воображают некие правильные, ограниченные плоскими поверхностями твердые тела. Такое представление соответствует строению многих минералов: каждому ясно виден кристаллический характер горного хрусталя, всем хорошо знакомы ледяные кристаллы, которые образуются зимой на холодном оконном стекле, или прелестные кристаллики снежинки. Однако трудно представить, что вещи, с которыми мы постоянно имеем дело (нож, вилка, кастрюля, дверная ручка, молоток), тоже имеют кристаллическое строение. Но это так. Иногда, правда, можно заметить, что металлическое изделие состоит из множества мелких кристаллов, это обнаруживается, например, на поверхности излома. Кристаллы можно также наблюдать на поверхности расплавленного металла при его затвердевании и в так называемой усадочной раковине.

Еще в давние времена многие ученые высказывали предположение о том, что характерный внешний вид кристаллов соответствует их правильной внутренней структуре. Теорию строения кристаллов разрабатывали прославленный астроном Иоганн Кеплер (1571–1630),

голландский физик и математик Христиан Гюйгенс (1629–1695), шведский химик Торнберн Улаф Бергман (1735–1784), французский минералог Рене Жюст Аюи (1745–1822). Они пытались связать закон постоянства углов между гранями кристаллов, который Николаус Стено (1636–1686) сформулировал в 1669 г., исходя из внешней геометрии кристаллов, с их внутренней структурой.

Только в 1912 г., используя рентгеновские лучи, Макс фон Лауэ (1879–1960), Вальтер Фридрих (1883–1968) и Пауль Книппинг (1883–1935) смогли получить доказательство регулярного внутреннего строения кристаллов. Если атомы металла представить в виде крошечных мячей, то, регулярно распределив множество таких мячей в пространстве, мы получим упрощенную картину кристаллического строения металлов (рис. 1.17, в).

Определенное и закономерное расположение атомов в пространстве обуславливает то, что в кристалле каждый атом имеет одно и то же количество ближайших атомов-соседей, находящихся на одинаковом от него расстоянии.

Стремление атомов (ионов) металла расположиться как можно ближе друг к другу (поэтому металлы и обладают более высокой плотностью, чем неметаллы) приводит к тому, что число встречающихся комбинаций относительного расположения атомов металла в кристаллах невелико.

При описании правильной внутренней структуры кристаллов обычно пользуются понятием кристаллической решетки.

**Кристаллическая решетка** представляет собой пространственную сетку, в узлах которой располагаются частицы (атомы, ионы или молекулы), образующие кристалл (рис. 1.18).



Рис. 1.17. Упрощенная картина кристаллического строения металлов: а — излом меди; б — микроструктура доэвтектической стали с содержанием углерода ~ 0,3 % (светлые участки — феррит, темноватые — перлит, увеличение —  $\times 250$ ); в — кристаллическое строение металла при представлении его атомов в виде мячей

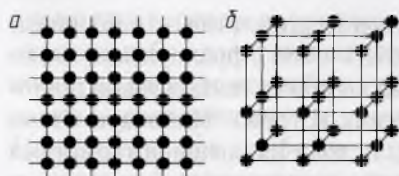


Рис. 1.18. Схема расположения атомов металла в кристаллической решетке:  
 $a$  — в плоскости;  $b$  — в пространстве

В основе кристаллической решетки лежит *элементарная кристаллическая ячейка*, представляющая собой наименьший объем кристалла, позволяющий судить об атомной структуре металла. Взяв большое число одинаковых кристаллических ячеек, имеющих вид параллелепипеда, с характерным для данной решетки расположением атомов и вплотную уложив эти ячейки в определенном объеме, сохраняя параллельность ребер и граней, получим пример строения идеального монокристалла.

Типы кристаллических ячеек у разных металлов различны, поэтому неодинаков и порядок расположения атомов в решетке.

Большинство металлов образуют кристаллические решетки, элементарными ячейками которых являются: объемноцентрированная кубическая (ОЦК), гранецентрированная кубическая (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГПУ) (рис. 1.19).

Как видно из рис. 1.19, в объемно-центрированной кубической решетке все атомы распределены в узлах ячейки, кроме одного, расположенного в центре объема куба. Такую решетку имеют следующие металлы:  $\alpha$ -железо, вольфрам, иттрий, молибден, рубидий, калий, натрий, литий, титан,  $\beta$ -титан,  $\beta$ -цирконий, тантал, хром, ниобий, барий и др. В гранецентрированной куби-

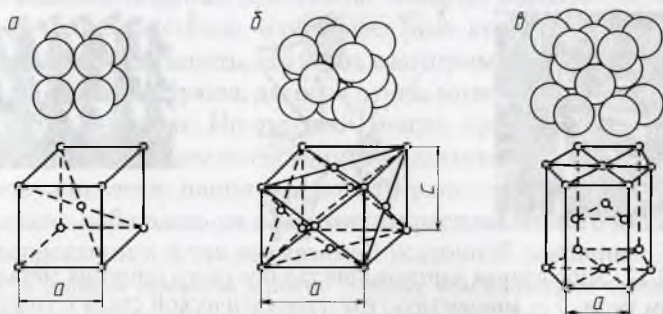


Рис. 1.19. Типы элементарных ячеек:  
 $a$  — ОЦК;  $b$  — ГЦК;  $c$  — ГПУ



ческой решетке атомы находятся в узлах куба и в центре каждой грани. Этот тип решетки имеют металлы ( $\gamma$ -железо, торий, свинец, скандий, никель, серебро, золото, платина, медь, кобальт и др.). В гексагональной решетке атомы расположены в узлах и центре шестигранных оснований призмы и три атома в средней плоскости призмы. Эту упаковку атомов имеют такие металлы, как гафний, магний, бериллий, цинк и др.

Расстояния между соседними атомами ( $a$  на рис. 1.19 и  $c$  в вертикальном направлении) в кристаллической решетке определяют ее параметры, измеряемые в ангстремах ( $1 \text{ \AA} = 0,1 \text{ нм} = 10^{-10} \text{ м}$ ). Об их незначительной величине можно судить по значению параметров. У большинства металлов периоды решеток меняются от 2,5 до 5,5  $\text{\AA}$ .

**Координационным числом** ( $K$ ) называется количество атомов, находящихся на наиболее близком и одинаковом расстоянии от любого произвольно выбранного атома в решетке. Координационное число для ОЦК-решетки равно  $K = 8$  (атом в центре куба имеет 8 соседей, которые расположены на минимальном расстоянии, равном  $d = 0,5a\sqrt{3}$ ; т.е. в вершинах куба). Для ГЦК-решетки координационное число равно  $K = 12$  (каждый атом в узлах имеет по три ближайших соседа, распределенных в центрах граней на расстоянии  $d = 0,5a\sqrt{2}$  от угловых). Гексагональная плотноупакованная решетка (рис. 1.20, в), для которой  $c/a = 1,633$ , имеет  $K = 12$ . Существуют также кубическая сложная многоатомная, ромбическая, алмазная и другие решетки металлов (табл. 1.10).

Таблица 1.10

Кристаллическая структура полиморфных металлов

Металл	Аллотропическая форма	Интервал температур устойчивого состояния, °С	Кристаллическая решетка
Fe	$\alpha$	До 911	ОЦК
	$\gamma$	911...1392	ГЦК
	$\delta$	1392...1539	ОЦК
Co	$\alpha$	До 477	ГПУ
	$\beta$	477...1490	ГЦК
Ti	$\alpha$	До 882	ГПУ
	$\beta$	882...1668	ОЦК
Sn	$\alpha$	До 8	Алмазная
	$\beta$	18...232	ТОЦ

Окончание табл. 1.10

Металл	Аллотропическая форма	Интервал температур устойчивого состояния, °С	Кристаллическая решетка
Mn	$\alpha$	До 700	Кубическая сложная многоатомная
	$\beta$	700...1079	»
	$\gamma$	1079...1143	»
	$\delta$	1143...1244	ТГЦ, ОЦК
Zr	$\alpha$	До 867	ГПУ
	$\beta$	867...1852	ОЦК
U	$\alpha$	До 663	Ромбическая
	$\beta$	663...764	ТОЦ
	$\gamma$	764...1130	ОЦК

Иногда одни и те же металлы имеют резкое отличие в свойствах и строении. Это связано с тем, что металл в зависимости от условий может иметь различную кристаллическую решетку. Способность материала образовывать несколько кристаллических структур (модификаций) одинакового состава называют **полиморфизмом** или **аллотропией**.

Различные модификации одного и того же вещества называются **аллотропическими модификациями** и обозначаются буквами греческого алфавита ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  и т.д.). Буква  $\alpha$  обозначает модификацию металла, существующего при самой низкой температуре. Следующие буквы относятся к модификациям с более высокой температурой. Процесс аллотропического превращения происходит при постоянной температуре и сопровождается выделением скрытой теплоты кристаллизации при охлаждении (или поглощением при нагреве). Вследствие этого аллотропическое превращение отмечается на кривой охлаждения горизонтальной линией.

**Температурным полиморфизмом** обладают около тридцати металлов. Некоторые из них приведены в табл. 1.10. Из таблицы следует, что одна и та же решетка у железа (ОЦК) устойчива в двух интервалах температур. Высокотемпературное  $\alpha$ -железо часто называют  $\delta$ -железом. Превращение модификации  $\gamma$  в  $\alpha$  сопровождается уменьшением координационного числа кристаллической решетки и компактности упаковки. Если бы при этом в значительной степени не уменьшался

атомный радиус, то объем железа должен был бы увеличиваться на 9 %. На самом деле (благодаря уменьшению атомного радиуса) его увеличение составляет примерно 1 %. Структурные напряжения, вызванные даже таким незначительным изменением, имеют большое значение.

При 768 °С на кривой охлаждения наблюдается остановка, связанная не с перестройкой решетки, а с изменением магнитных свойств. Выше 768 °С  $\alpha$ -железо немагнитно (немагнитное железо называют иногда  $\beta$ -железо), а ниже этой температуры — ферромагнитно (рис. 1.20).

Полиморфизм на практике имеет большое значение. Это явление открывает возможность в значительной степени изменять свойства используемых в технике материалов.

Наряду с температурным известен *полиморфизм под влиянием температуры и давления*. При очень больших давлениях в железе обнаруживается низкотемпературная модификация с гексагональной решеткой ГПУ. Рост давления может приводить к превращению при низких температурах менее плотноупакованных модификаций в плотноупакованные структуры.

В кристаллической решетке монокристалла плотность расположения атомов по разным кристаллографическим плоскостям неодинакова. Как следствие, многие свойства кристаллов (механические, химические, магнитные, физические) в разных направлениях различны. Свойства же, определяемые всем объемом вещества (плотность,

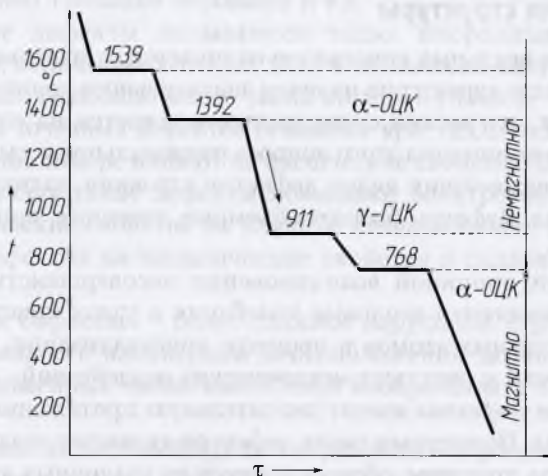


Рис. 1.20. Кривая охлаждения железа



теплоемкость, температура плавления), независимо от направлений одинаковы. Различие свойств в разных направлениях кристаллографических плоскостей называется *анизотропией*.

Если образец состоит из одного кристалла (монокристалла), то анизотропия свойств проявляется в самой большой степени. Напротив, в поликристалле, состоящем из большого числа различно ориентированных зерен, она практически сводится к нулю. В этом случае принято говорить, что металл изотропен, т.е. его свойства во всех направлениях одинаковы. В поликристаллических веществах анизотропии свойств добиваются созданием преимущественно одинаковой ориентировки многих зерен в том или ином направлении. Преимущественно (но не абсолютно) одинаковая ориентировка зерен называется *текстурой*. В металлах текстуры образуются в результате деформации и отжига деформированных изделий, обработки металлов в электрических и магнитных полях. Текстурированные изделия используют, например, при производстве электротехнических сталей.

Изменение прочности и пластичности монокристаллов различных металлов в зависимости от направления можно наблюдать на примере меди. Так, прочность и пластичность монокристалла меди изменяется от направления в следующих пределах:  $\sigma_B = 180...350$  МПа,  $\delta = 10...50$  %, а для поликристаллической меди  $\sigma_B = 250$  МПа,  $\delta = 40$  %.

### 1.5.2. Дефекты строения реальных кристаллов и нарушения структуры

Строение реальных кристаллов отличается от идеальных. Для реального металла характерно наличие значительного количества дефектов строения, что весьма существенно отражается на его свойствах. Для лучшего понимания этого вопроса рационально рассмотреть классификацию важнейших видов дефектов строения поликристаллического металла. Дефекты бывают объемные, точечные, линейные и поверхностные.

Основной причиной возникновения несовершенства строения кристаллов являются тепловые колебания в узлах кристаллической решетки отдельных атомов в процессе кристаллизации, а также наличие примесей и результат механических воздействий.

*Объемные дефекты* имеют значительную протяженность во всех направлениях. Примерами таких дефектов являются усадочные, газовые раковины, трещины, образовавшиеся на различных этапах технологического процесса производства слитков, отливок или при даль-

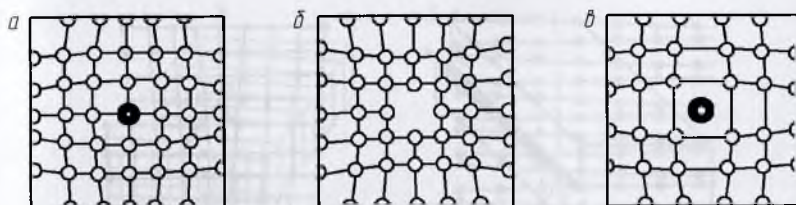


Рис. 1.21. Точечные дефекты в кристаллической решетке:  
 а — примесный атом внедрения; б — вакансия; в — межузельный атом

нейшей обработке этих полуфабрикатов. Разупрочняющая роль таких дефектов очевидна.

*Точечные дефекты* возникают тогда, когда отдельные атомы покидают свои места в узлах кристаллической решетки и переходят или в междуузлие (межузельный атом), или на поверхность кристалла, оставляя в решетке незаполненный узел — *вакансию* (рис. 1.21).

Вакансии и межузельные атомы появляются в кристаллах при любой температуре выше абсолютного нуля. Каждой температуре соответствует равновесная концентрация вакансий, а также межузельных атомов. Чем выше температура, тем больше концентрация вакансий и тем чаще они переходят от узла к узлу.

Вакансии являются самой важной разновидностью точечных дефектов, они ускоряют все процессы, связанные с перемещением атомов: диффузию, спекание порошков и т.д.

Точечные дефекты вызываются также инородными атомами (рис. 1.21, а), количество которых даже в технически чистых металлах весьма велико. Особенно много таких атомов в сплавах.

Все виды точечных дефектов искажают кристаллическую решетку и в определенной мере влияют на физические свойства. В технически чистых металлах такие дефекты повышают электросопротивление, а на механические свойства их влияние незначительно. Воздействие точечных дефектов на механические свойства в сплавах, напротив, велико.

*Линейные дефекты* — более сложное нарушение структуры кристалла, связанное с изменением местоположения целой группы частиц, расположенных вдоль какой-либо воображаемой линии в кристалле.

Важнейшие виды линейных несовершенств — *к р а е в ы е и в и н т о в ы е д и с л о к а ц и и* (в переводе на русский язык слово «дислокация» означает смещение). На рис. 1.22, а показан прямоугольный

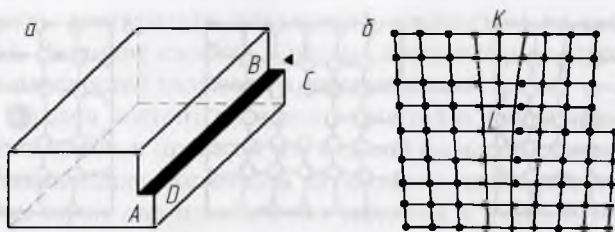


Рис. 1.22. Образование краевой дислокации  $AB$  при сдвиге ( $a$ ), экстраплоскость и положительная краевая дислокация ( $b$ )

кристалл, в котором верхняя часть сдвинута в направлении стрелки относительно нижней части по плоскости  $ABCD$  на одно межатомное расстояние. Линия  $AB$  — граница, до которой распространился сдвиг в кристалле. На рис. 1.22,  $b$  изображен разрез кристалла по атомной плоскости, перпендикулярной линии  $AB$ , демонстрирующий следующее: в результате сдвига в верхней части кристалла оказалась атомная плоскость  $KL$ , которая не имеет продолжения в нижней части кристалла. Такую «лишнюю» полуплоскость называют **экстраплоскостью**. Важно, что наибольшие искажения в кристаллической решетке при наличии экстраплоскости возникают вблизи ее нижнего края: выше края межатомные расстояния меньше, а ниже края — больше нормальных. Атомы на кромке экстраплоскости 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 десятки ступенек. Выход дислокаций на поверхность зерен обнаруживается в виде ямок травления. Таким образом, край экстраплоскости создает одномерный линейный дефект в кристаллической решетке. Край экстраплоскости в таком дефекте называется **ядром дислокации**. Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокация считается положительной и обозначается символом  $\perp$ , если в нижней — дислокация рассматривается как отрицательная и обозначается символом  $\text{T}$ .

Исходя из условий образования дислокации как результата сдвигового процесса, дислокация — это линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига.

Винтовая (спиральная) дислокация может быть пояснена с помощью представления о дезориентации блоков, как это показано на рис. 1.23. Участок, примыкающий к оси дислокации, представлен



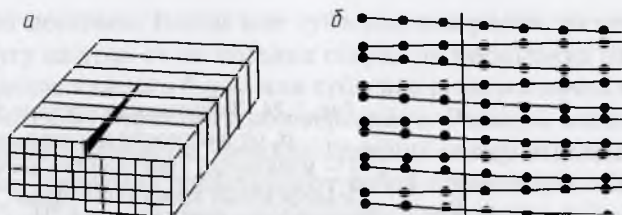


Рис. 1.23. Винтовая дислокация:  
 а — трехмерное изображение; б — атомные плоскости,  
 примыкающие к месту сдвига

в виде двух блоков, один из которых как бы соскользнул на один период по отношению к соседнему блоку (рис. 1.23, а).

Если обойти по периметру верхней изогнутой поверхности двух блоков против часовой стрелки, то за один оборот произойдет подъем на высоту, равную межплоскостному расстоянию. На рис. 1.23, б изображены две соседние атомные плоскости, примыкающие к месту сдвига блоков. По отношению к трехмерному изображению (рис. 1.23, а) это будет вид справа. Ось винтовой дислокации изображена вертикальной прямой, плоскость левого (сдвинутого вверх) блока — пунктирными линиями, а плоскость правого блока — сплошными. Как и в случае краевой дислокаций, наибольшие искажения решетки имеют место вблизи оси дислокации.

Дислокации образуются в процессе кристаллизации металлов (при срастании зерен и блоков) из группы вакансий, а также в процессе пластической деформации и фазовых превращений. Важной характеристикой дислокаций является их плотность  $\rho$ . Под **плотностью дислокаций** понимают суммарную длину дислокации 1 см, приходящуюся на единицу объема  $V$  кристалла в  $\text{см}^3$ :

$$\rho = \Sigma l / V, \text{ см}^{-2}.$$

Важным свойством дислокаций является «притягивание» ими в свою зону чужеродных атомов. Происходит это в том случае, если такие атомы снижают в зонах с нарушенной периодичностью уровень упругих искажений структуры. Поэтому примеси в зоне расположения дислокаций образуют «атмосферу» из чужеродных атомов, которая мешает движению дислокаций и упрочняет металл.

Дислокации наряду с другими дефектами участвуют в фазовых превращениях, рекристаллизации, служат готовыми центрами при выделении второй фазы из твердого раствора. Вдоль дислокаций скорость

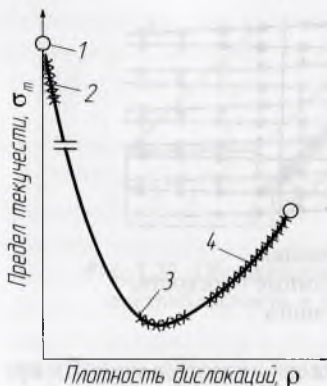


Рис. 1.24. Зависимость предела текучести  $\sigma_t$  от плотности дислокаций  $\rho$ :  
 1 — идеальный кристалл без дефектов; 2 — бездефектные кристаллы-«усы»; 3 — отожженные металлы; 4 — металлы с увеличенной плотностью дислокаций после их обработки

диффузии на несколько порядков выше, чем через кристаллическую решетку без дефектов.

Особенно велико влияние дислокаций на прочность кристаллов. Например, теоретическая прочность железа равна 14 000 МПа, а реальная прочность чистого железа ограничивается всего 220 МПа, т.е. она в 70 раз меньше. Это расхождение удалось объяснить только на основании теории дислокаций. Качественная зависимость прочности от плотности дислокаций показана на рис. 1.24.

Отожженные металлы имеют наименьшую прочность. Увеличение плотности дислокаций приводит к увеличению прочности. Прочностью, близкой к теоретической, обладают бездефектные кристаллы (в том числе длинные и тонкие «усы», выкристаллизованные из газовой фазы), но получить и использовать их трудно. На практике пока используют только правую ветвь кривой для увеличения прочности и изменения других свойств металлов.

В промышленности применяются как поликристаллические, так и монокристаллические материалы. В первом случае материал состоит из большого количества мелких кристаллозерен. Каждое зерно металла представляет собой отдельные блоки или субзерна, образующие так называемую мозаичную структуру, или субструктуру (рис. 1.25).

Зерна металла обычно разориентированы относительно друг друга на величину от нескольких долей градусов до нескольких граду-

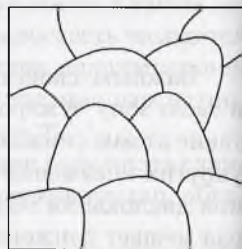


Рис. 1.25. Схема блочной структуры

сов или их десятков. Блоки или субзерна повернуты по отношению друг к другу на угол от нескольких секунд до нескольких минут.

В пределах каждого блока или субзерна решетка почти идеальна, если не учитывать точечных несовершенств. Размеры блоков оказывают влияние на свойства металла. Границы между отдельными кристаллитами (зернами) представляют собой переходную область шириной в 5...10 межатомных расстояний, в которой решетка одного кристалла, имеющего определенную кристаллографическую ориентацию, переходит в решетку другого кристалла с иной кристаллографической ориентацией. Поэтому на границе зерна атомы расположены менее правильно, чем в объеме зерна. Кроме того, по границам зерен в технических металлах концентрируются примеси, что еще больше нарушает правильный порядок расположения атомов. Несколько меньшие нарушения наблюдаются на границах блоков и субзерен. При переходе от одного субзерна каждая плоскость, по которой располагаются узлы кристаллической решетки, претерпевает изменения. Таким образом, у соседних субзерен кристаллические решетки упруго сопряжены. При переходе же от одного зерна к другому наблюдается полная независимость расположения атомных плоскостей. Границы субзерен, так же как и границы зерен, являются местом скопления линейных и точечных дефектов кристаллических решеток. Границы представляют собой поверхностные дефекты.

### 1.5.3. Кристаллизация металлов

Процесс *кристаллизации* начинается с образования кристаллических зародышей — центров кристаллизации. Скорость кристаллизации зависит от скорости зарождения центров кристаллизации и скорости роста кристаллов. Пока зародыши растут свободно, они имеют геометрически правильную форму и отличаются друг от друга размерами и различной ориентацией. Как только растущие кристаллы соприкасаются, их правильная форма нарушается. В результате полученные кристаллы при правильном внутреннем строении имеют различную внешнюю форму, зависящую от условий кристаллизации.

Металлические сплавы также имеют кристаллическое строение. Полученные при кристаллизации сплавы могут иметь вид механической смеси, твердого раствора, химического соединения.

*Механические смеси* состоят из металлов, отличающихся атомными объемами и температурой плавления. Металлы, образующие эти сплавы, сохраняют свою кристаллическую решетку. Такое строение



имеет сплав свинца с сурьмой. При рассмотрении шлифа этого сплава под микроскопом видны зерна свинца и зерна сурьмы.

*Твердый раствор* образуется тогда, когда компоненты сплава обладают взаимной растворимостью друг в друге как в жидком состоянии, так и в твердом. Это — однородное (однофазное) кристаллическое тело, имеющее один тип кристаллической решетки. Различают два основных вида твердых растворов: замещение и внедрение. В твердых растворах замещения атомы растворенного компонента заменяют в решетке атомы растворителя, а в твердых растворах внедрения — встраиваются между ними.

В *химическом соединении* компоненты сплава вступают в химическое взаимодействие, при этом образуется новая кристаллическая решетка.

Существует также ряд соединений, занимающих промежуточное положение между твердыми растворами и химическими соединениями.

#### 1.5.4. Разновидности диаграмм состояния двойных сплавов и их связь со свойствами металлов

При исследовании строения сплавов, при выборе режимов термической обработки, режимов обработки давлением в горячем состоянии, температуры разливки жидких сплавов в формы и т.д. широко используют диаграммы состояния сплавов.

*Диаграмма состояния сплава* представляет собой графическое изображение строения сплавов в зависимости от температуры и химического состава. Такие диаграммы строятся для сплавов, состоящих из двух и более компонентов. На рис. 1.26 изображена диаграмма состояния сплавов двух металлов при отсутствии взаимной растворимости. По осям ординат откладываются температуры ( $K$  и  $N$  — температуры плавления металлов). Ось ординат соответствует чистым металлам ( $A$  или  $B$ ). По оси абсцисс откладывается концентрация. Общее содержание обоих компонентов в сплаве 100 %, и каждая точка на оси абсцисс указывает на содержание определенного компонента. Например, точка  $a$  соответствует 20 % компонента  $B$  и 80 % компонента  $A$ . Каждая вертикаль ( $ab$  и  $dc$ ), проведенная через точку на горизонтальной оси, отражает изменение температуры определенного сплава. Каждая точка на диаграмме состояния определяет состояние сплава заданного химического состава при данной температуре. Линия  $KCN$  называется *линией ликвидуса*. Сплав выше этой линии

находится в жидком состоянии, а сама линия соответствует началу кристаллизации.

Линия  $DCE$ , соответствующая окончанию кристаллизации, называется *линией солидуса*. В области, ограниченной линиями  $KC$ ,  $CD$ ,  $DK$ , а также в области, очерченной линиями  $CN$ ,  $NE$  и  $EC$ , сплав находится в двухфазном состоянии: в первом случае — это жидкая фаза и кристаллы  $A$ , во втором — жидкая фаза и кристаллы  $B$ . В точке  $C$  жидкая фаза кристаллизуется в твердую механическую смесь — **эвтектику**, состоящую из кристаллов  $A$  и  $B$ . Эвтектика всегда имеет определенный химический состав. Температура плавления ее ниже температуры плавления компонентов  $A$  и  $B$ . Ниже линии солидус сплав находится в твердом состоянии и состоит из  $A + Э$  левее  $CM$  и из  $B + Э$  правее  $CM$ .

Рассмотренная диаграмма — одна из множества встречающихся на практике. Приведем еще несколько простых диаграмм состояния, являющихся составными частями более сложных графических зависимостей.

На рис. 1.27 показана диаграмма состояния при неограниченной растворимости компонентов в жидком и твердом состояниях.  $DKC$  — линия ликвидуса,  $DMC$  — линия солидуса.

Между линиями ликвидуса и солидуса сплав состоит из жидкой фазы (ж.р.) и твердого раствора ( $\alpha$ ). Ниже линии солидуса — твердый раствор  $\alpha$ . Чтобы установить состав фаз, находящихся в равновесии при любой температуре между линиями ликвидуса и солидуса, и их

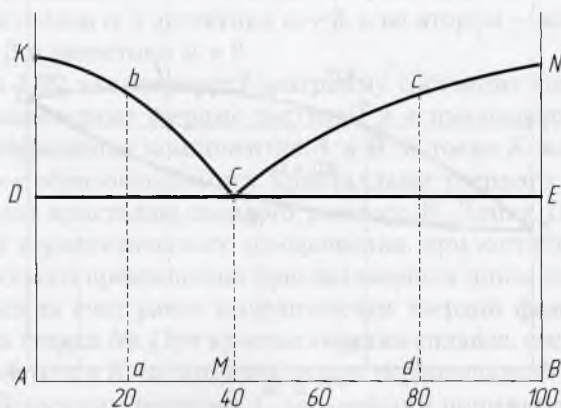


Рис. 1.26. Диаграмма состояния сплава двух металлов при отсутствии взаимной растворимости

концентрацию, следует для заданного состава компонентов провести вертикальную линию, например,  $a_1f$ . Через точку  $a$  (температура  $t_1$ ) проводится горизонтальная линия, отрезки которой — коноды  $ab$  и  $ad$  обратно пропорционально определяют количество фаз:

$$\text{Ж.р.} / b / \alpha d = ad / ab.$$

Это правило отрезков справедливо для любой двухфазной области диаграмм состояния сплавов.

В точке  $a$ , показывающей состояние сплава (рис. 1.27) при температуре  $t_1$ , сплав состоит из кристаллов твердого раствора  $\alpha$  и жидкости ж.р. Выше точки  $f$  сплав находится в однофазном состоянии и концентрация компонентов в этой фазе (т.е. жидкости) определяется проекцией точки  $f$ . При охлаждении из сплава выделяются кристаллы  $\alpha$  и состав жидкости изменяется в сторону увеличения в ней компонента А. При температуре  $t_1$  концентрация компонентов А и В в жидкости определяется проекцией точки  $b$ . Следовательно, при охлаждении сплава концентрация жидкости меняется по кривой  $fb$ . При температуре  $t_1$  концентрация твердого раствора  $\alpha$  определяется проекцией точки  $d$ . Значит, при охлаждении сплава К концентрация твердого раствора  $\alpha$  меняется по кривой  $Cf$ .

На рис. 1.28 показана диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии, образуют эвтектику. Здесь между линиями ликвидуса и солидуса находятся две фазы:  $\alpha$ - или  $\beta$ -твердые растворы и жидкая фаза ж.р. Сплавы, в кото-

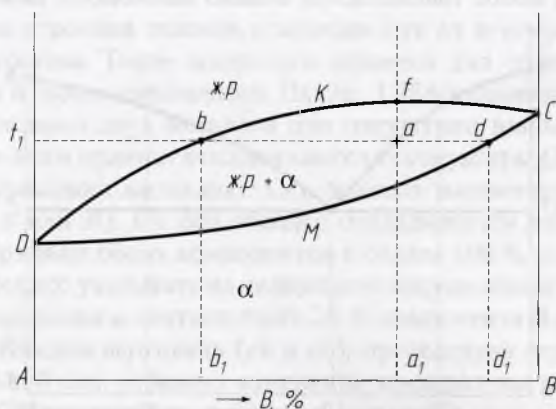


Рис. 1.27. Диаграмма состояния при неограниченной растворимости компонентов в жидком и твердом состояниях



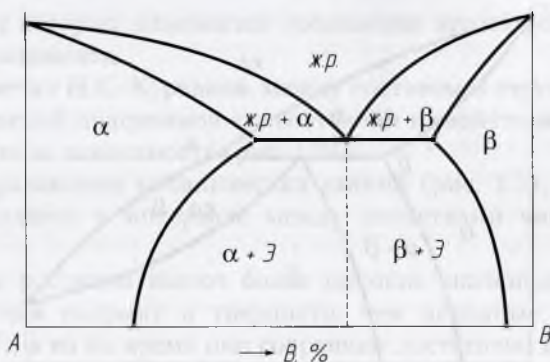


Рис. 1.28. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и эвтектику

рых происходит одновременная кристаллизация  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз при постоянной и самой низкой для данной системы сплавов температуре, называются **эвтектическими**, а структура, состоящая из фаз, одновременно кристаллизующихся из жидкого сплава, именуется **эвтектикой**. При этом сплавы подразделяются на доэвтектические и заэвтектические.

Кристаллизация *доэвтектических сплавов* происходит с выделением в жидкую фазу кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора, а кристаллизация *заэвтектических сплавов* — с выделением  $\beta$ -твердого раствора. После затвердевания сплавы в первом случае будут состоять из первичных кристаллов  $\alpha$  и эвтектики  $\alpha + \beta$ , а во втором — из первичных кристаллов  $\beta$  и эвтектики  $\alpha + \beta$ .

Рисунок 1.29 иллюстрирует диаграмму состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и испытывающих перитектическое превращение компонентов А и В. В точке К жидкость реагирует с уже образовавшимися кристаллами твердого раствора  $\alpha$ , образуя новые кристаллы твердого раствора  $\beta$ . Линия DKN называется линией перитектического превращения, при котором в отличие от эвтектического превращения кристаллизуется лишь одна фаза, образовавшаяся за счет ранее выделившейся твердой фазы и жидкой части сплава (точка N). При кристаллизации сплавов, состав которых лежит правее точки К, из жидкого сплава первоначально выделяются кристаллы  $\beta$ -твердого раствора. С дальнейшим понижением температуры избыточного жидкого сплава кристаллизуется  $\alpha$ -твердый раствор. В сплавах, расположенных левее точки К, при кристаллизации

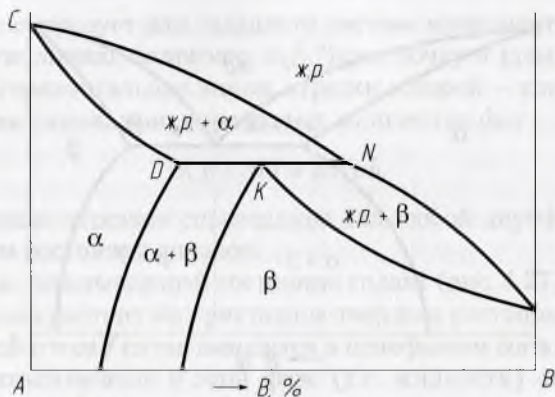


Рис. 1.29. Диаграмма состояния сплава с перитектическим превращением

выделяется  $\alpha$ -твердый раствор. После затвердевания они состоят только из кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора. Для этой системы структурный и фазовый составы совпадают. Во всех других диаграммах рассмотренные выше элементы повторяются.

На рис. 1.30 изображена диаграмма состояния сплавов, образующих химическое соединение. Химическое соединение обладает определенным составом и по своим свойствам резко отличается от свойств компонентов, образовавших его. Диаграмма состояния сплавов в случае образования одного химического соединения распадается на две,

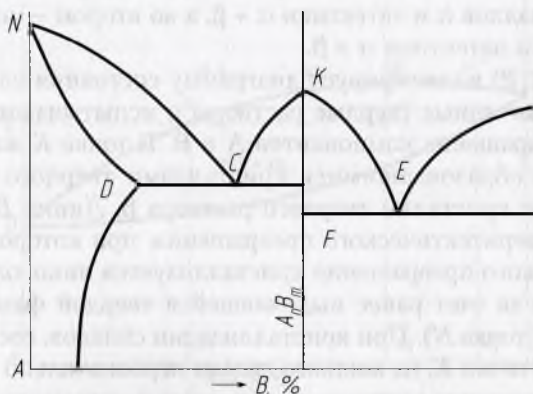


Рис. 1.30. Диаграмма состояния сплавов, образующих химическое соединение

в каждой из которых химическое соединение играет роль самостоятельного компонента.

Как отмечал Н.С. Курнаков, между составом и структурой сплава, определяемой диаграммой его состояния и свойствами, существует определенная зависимость (рис. 1.31).

При образовании механических смесей (рис. 1.31, а) свойства сплава находятся в интервале между свойствами чистых компонентов.

Твердые растворы имеют более высокие значения временного сопротивления разрыву и твердости, чем исходные компоненты (рис. 1.31, б), в то же время они сохраняют достаточно высокую пластичность.

Твердые растворы из-за сочетания повышенной прочности и хорошей пластичности выгодно использовать как основу для конструкционных сплавов. Образование твердых растворов сопровождается значительным увеличением электросопротивления. Поэтому твердые растворы применяют для изготовления проволоки (ленты), используемой в электронагревательных элементах и реостатах.

В сплавах с ограниченной растворимостью свойства при концентрациях, отвечающих однофазному твердому раствору, изменяются

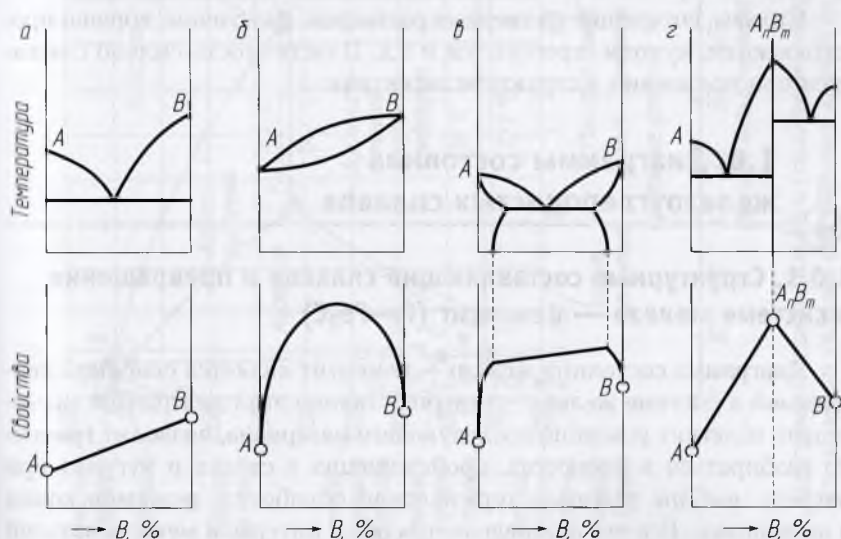


Рис. 1.31. Связь между диаграммой состояния (структурой) и свойствами сплавов



по криволинейной зависимости (рис. 1.31, в). В области механической смеси свойства изменяются по прямой, т.е. представляют собой среднее из свойств фаз, образующих смесь. Так, если одна фаза мягкая и пластичная, а другая твердая и хрупкая, то сплав тем тверже и хрупче, чем больше в нем второй фазы.

При концентрации, соответствующей химическому соединению, наблюдается характерный перелом кривой свойств (рис. 1.31, г). Это объясняется тем, что свойства химических соединений отличаются от свойств образующих их компонентов. Химические соединения, особенно соединения металла с углеродом (карбиды) и азотом (нитриды), имеют очень высокую твердость, но отличаются хрупкостью.

На определенную связь между типом диаграммы состояния и литейными свойствами указал А.А. Бочвар.

Сплавы в виде твердых растворов имеют низкие литейные свойства (плохая жидкотекучесть, склонность к образованию рассеянной пористости и трещинам). Для получения высоких литейных свойств концентрация компонентов в литейных сплавах должна превышать их максимальную растворимость в твердом состоянии и приближаться к эвтектическому составу. Эвтектические сплавы обладают хорошей жидкотекучестью, и усадка в них проявляется в виде сконцентрированной раковины.

Сплавы, состоящие из твердых растворов, пластичны, хорошо прокатываются, куются, прессуются и т.д. Пластичность сильно снижается при появлении в структуре эвтектики.

## 1.6. Диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов



### 1.6.1. Структурные составляющие сплавов и превращения в системе железо — цементит (Fe–Fe<sub>3</sub>C)

Диаграмма состояния железо — цементит является основной диаграммой в системе железо — углерод. Знание этой диаграммы значительно облегчит усвоение последующего материала, позволит грамотно разбираться в процессах, происходящих в сталях и чугунах при нагреве, выборе режимов термической обработки, режимовковки и штамповки. Все это и определяет особый интерес к метастабильной диаграмме состояния железо — цементит и стабильной железо — графит (рис. 1.32).



**Железо** — серебристо-светлый, мягкий металл с плотностью  $\gamma = 7,86 \text{ г/см}^3$ . Технически чистое железо (0,1...0,15 % примесей) обладает невысокими механическими свойствами (твердость 75...90 НВ,  $\sigma_{\text{в}} = 250...350 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 120...150 \text{ МПа}$ ) и достаточно высокой пластичностью ( $\delta = 40...50 \%$ ,  $\psi = 80...85 \%$ ).

Точка Кюри — потеря магнитных свойств ( $768 \text{ }^\circ\text{C}$ ) — обозначается  $Ar_2$  (при охлаждении) и  $Ac_2$  (при нагреве), температуры перехода  $\delta \rightarrow \gamma$  ( $\gamma \rightarrow \delta$ ) и  $\gamma \rightarrow \alpha$  ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) — соответственно  $Ar_4$  ( $Ac_4$ ) и  $Ar_3$  ( $Ac_3$ ). Температура линии  $PSK$  обозначается  $A_1$  ( $Ar_1$ ,  $Ac_1$ ), температура  $GS$  —  $A_3$  ( $Ar_3$ ,  $Ac_3$ ), температура линии  $ES$  —  $A_{\text{ст}}$ .

**Углерод** — неметаллический элемент с  $\gamma = 2,5 \text{ г/см}^3$ ,  $T_{\text{пл}} = 3500 \text{ }^\circ\text{C}$ . В свободном состоянии встречается в виде алмаза и графита. В сплавах с железом углерод приобретает металлические свойства.

При взаимодействии железа с углеродом образуются химическое соединение (цементит) и твердые растворы. **Цементит** — химическое соединение железа с 6,67 % углерода — карбид железа  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Цементит имеет сложную ромбическую решетку, высокую температуру плавления  $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ , обладает высокой твердостью  $\sim 800 \text{ НВ}$ , большой хрупкостью, ферромагнитен до  $210 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Кроме цементита, железо с углеродом образует и другие химические соединения, но все они вследствие высокой хрупкости не представляют практического интереса. Поэтому рассматривается не вся диаграмма железо — углерод, а ее часть — железо — цементит.

По условиям образования различают цементит: *первичный ЦI* (образуется при кристаллизации из жидкости в виде больших светлых кристаллов), *вторичный ЦII* (выделяется из аустенита в виде светлой сетки по границам зерен), *третичный ЦIII* (выделяется из феррита в виде мельчайших зерен). Таким образом, ЦI, ЦII, ЦIII отличаются только размерами и строением. Их химический состав и свойства одинаковы.

При взаимодействии железа с углеродом образуются твердые растворы феррит и аустенит.

**Феррит** — твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе. Твердость и механические свойства феррита близки к свойствам технического железа (низкая твердость и высокая пластичность). Максимальная растворимость углерода в феррите составляет 0,02 % при температуре  $727 \text{ }^\circ\text{C}$  (точка  $P$ ) и уменьшается с понижением температуры по линии  $PQ$  до 0,0025 % при температуре  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  (точка  $Q$ ). Максимальная растворимость углерода в высокотемпературной модификации  $\delta$ -железа достигает 0,1 % (точка  $H$ ) при температуре  $1499 \text{ }^\circ\text{C}$ ,



что связано с большими параметрами решетки  $\delta$ -железа по сравнению с  $\alpha$ -железом.

**Аустенит** — твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железе. Максимальная растворимость углерода в аустените — 2,14 % при температуре 1147 °С (точка *E*). При понижении температуры растворимость в аустените падает и при температуре 727 °С (точка *S*) составляет 0,8 % углерода. Но и это намного больше, чем в феррите. Аустенит парамагнитен и пластичен.

Сплавы железо — цементит ( $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ ) представляют эвтектическое и эвтектоидное превращение. Эвтектическая механическая смесь аустенита с цементитом в области температур 1147...727 °С (*A + Ц*) и перлита с цементитом при температуре ниже 727 °С называется **ледобуритом**.

**Перлитом** называется эвтектоидная смесь феррита и цементита. Образуется перлит при эвтектоидном распаде аустенита. Его структура может быть пластинчатой или зернистой, но в любом случае перлит содержит примерно 0,8 % углерода и состоит из двух фаз:  $\Phi + \text{Ц}$ . Перлит обладает большей твердостью, но меньшей пластичностью, чем феррит.

В описаниях материаловедческих процессов приняты следующие сокращенные обозначения: феррит —  $\Phi$ , перлит —  $\text{П}$ , аустенит —  $\text{A}$ , ледобурит —  $\text{Л}$ , цементит —  $\text{Ц}$ , графит —  $\text{Г}$ .

Структура сплава определяет его свойства. Поэтому необходимо знать, как управлять ею для достижения требуемых свойств сплавов. При кристаллизации (1539 °С) образуется  $\delta$ -железо, кристаллическая решетка которого описывается объемно-центрированным кубом с длиной ребра  $a = 0,293$  нм при 1425 °С.  $\delta$ -Железо существует в интервале температур 1,539...1392 °С. При 1392 °С вместо  $\delta$ -решетки (ОЦК) путем перегруппировки атомов образуется  $\gamma$ -железо с гранцентрированным кубом. Такая решетка имеет ячейку с ребром куба длиной  $a = 0,365$  нм при 950 °С; плотность  $\gamma$ -железа составляет 8,0...8,1 г/см<sup>3</sup>. Это железо устойчиво при температурах 1392...910 °С. При 910 °С  $\gamma$ -железо переходит в  $\alpha$ -железо, имеющее решетку ОЦК с параметром ячейки  $a = 0,286$  нм при 20 °С, устойчивое при температуре от 910 °С вплоть до абсолютного нуля.

Можно еще раз уточнить, что  $\alpha$ -железо в зависимости от температуры может находиться в различных магнитных состояниях. При температуре выше 768 °С (в интервале 768...910 °С)  $\alpha$ -железо, так же как  $\delta$ - и  $\gamma$ -железо, — парамагнетик, ниже 768 °С — ферромагнетик. По сути, температура 768 °С (точка Кюри) является точкой перехода железа

из парамагнитного состояния в ферромагнитное как при охлаждении железа, так и при его нагреве.

В железоуглеродистых сплавах графит в отличие от цементита является стабильной фазой. Поэтому, сплавляя железо с углеродом и варьируя содержание этих элементов, можно получать сплавы с различными структурами и свойствами. В случае, когда фазой является цементит, фазовое состояние сплавов описывается диаграммой метастабильного (временно устойчивого) равновесия системы железо – цементит ( $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ ) (сплошные линии на рис. 1.32, *a*). Если вместо цементита кристаллизуется графит, то рассматривается диаграмма стабильного равновесия системы железо – углерод ( $\text{Fe}-\text{C}$ ) (пунктирные линии на рис. 1.32, *a*). Следует отметить, что цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов (рис. 1.33, *a*), а графит – гексагональную решетку (рис. 1.33, *b*). Межатомные связи в решетке графита небольшие и составляют 0,142 нм, расстояние между плоскостями равно  $c/2 = 0,335$  нм. Связь атомов в слоях прочная, ковалентного типа, между слоями – молекулярная с пониженной прочностью.

На диаграмме метастабильного равновесия (см. рис. 1.32, *a*) крайние ординаты соответствуют чистым компонентам: *GNA* – железу, *KFD* – цементиту, ординаты между ними – двойным сплавам, общее содержание железа и углерода в которых равно 100 %. Линии *ABCD* – ликвидус, *АНJECF* – солидус.

В системе железо – цементит ( $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ ) возможны жидкая (Ж) фаза, представляющая собой раствор железа и углерода, и четыре

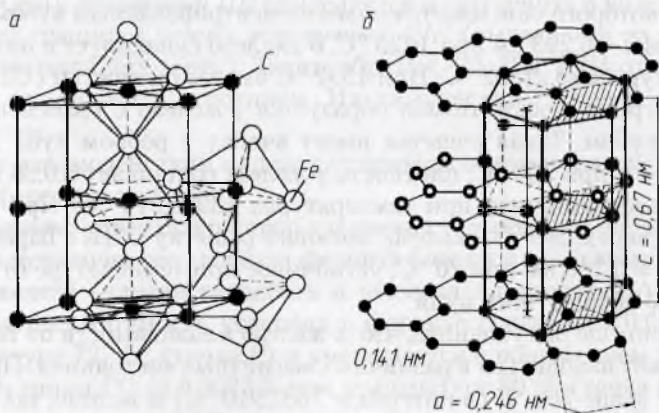
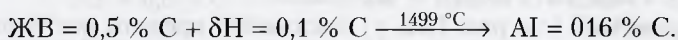


Рис. 1.33. Кристаллические структуры цементита (а) и графита (б)

твердые:  $\delta$ -феррит,  $\gamma$ -аустенит,  $\alpha$ -феррит и  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Феррит ( $\delta$ - или  $\alpha$ -раствор) — твердый раствор внедрения углерода в  $\delta$ - или  $\alpha$ -железо с ОЦК-решеткой. Аустенит ( $\gamma$ -раствор) — твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железе с ГЦК-решеткой.

Затвердевание сплавов, содержащих до 0,5 % углерода, начинается с образования  $\delta$ -феррита по реакции  $\text{ЖАВ} \rightarrow \delta\text{АН}$  (см. рис. 1.32, а). Характер дальнейшей кристаллизации сплавов зависит от содержания в них углерода. Сплавы, содержащие до 0,1 % углерода, полностью затвердевают в интервале температур, соответствующих линиям АВ и АН, с образованием однофазной структуры  $\delta$ -феррита. Этой структуре соответствует область диаграммы, лежащая левее линии АНН.

Сплавы с содержанием 0,1...0,5 % углерода кристаллизуются несколько сложнее. После выделения из жидкости определенного количества  $\delta$ -феррита при 1499 °С (изотерма НЈВ) они испытывают перитектическое превращение:

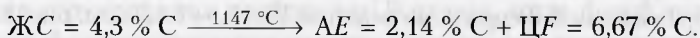


В *перитектическом сплаве* (смесь двух фаз), содержащем 0,16 % С (Ј), обе исходные фазы (Ж +  $\delta$ ), взаимодействуя между собой при перитектическом превращении, без остатка используются на образование  $\gamma$ -твердого раствора. После этого сплав приобретает однофазную структуру — аустенит. В *доперитектических сплавах*, содержащих от 0,1 (Н) до 0,16 % углерода (Ј), после рассматриваемой реакции остается в избытке определенная доля  $\delta$ -феррита, который при дальнейшем охлаждении сплавов в результате перестройки решетки ОЦК в ГЦК в интервале температур, соответствующих линиям НН и ЈН, превращается в аустенит:  $\delta\text{НН} \rightarrow \gamma\text{ЈН}$  ( $\Phi \rightarrow \text{А}$ ). *Заперитектические сплавы* окончательно затвердевают в интервале температур ликвидус (ВС) — солидус (ЈЕ), при которых избыточная жидкость, оставшаяся от перитектического превращения, кристаллизуется в аустенит:  $\text{ЖВС} \rightarrow \text{АЈЕ}$ . Этой реакцией описывается также процесс затвердевания сталей с содержанием углерода 0,5...2,14 %.

Таким образом, все сплавы, содержащие менее 2,14 % углерода, а это стали, после первичной кристаллизации приобретают однофазную структуру — аустенит, сохраняющуюся до температур, соответствующих линии GSE. При дальнейшем охлаждении происходит перекристаллизация аустенита, в результате чего формируется окончательная структура сталей.



В группе сплавов, содержащих от 2,14 до 6,67 % углерода ( $F$ ), имеется эвтектический сплав с 4,3 % углерода ( $C$ ), который при температуре 1147 °С (изотерма  $ECF$ ), будучи предельно насыщенным одновременно железом и углеродом, кристаллизуется по эвтектической реакции:



Образующая при этом эвтектическая смесь двух фаз  $A + \text{Ц}$  является аустенитным ледебуритом.

Сплавы доэвтектические с 2,14...4,30 % углерода ( $EC$ ) и заэвтектические с 4,3...6,67 %  $C$  ( $CF$ ) кристаллизуются в два этапа. На первом, в интервале температур ликвидус ( $BCD$ ) — солидус ( $ECF$ ), из жидкой фазы выделяются первичные кристаллы: в доэвтектических сплавах —  $A$ , в заэвтектических —  $\text{Ц1}$ . На втором этапе оставшаяся жидкость затвердевает с образованием эвтектики. В результате после первичной кристаллизации доэвтектические сплавы имеют структуру  $A + \text{Л}$  ( $A + \text{Ц}$ ), а заэвтектические —  $\text{Ц1} + \text{Л}$ .

Линия  $AHN$  (см. рис. 1.32,  $a$ ) показывает пределы растворимости углерода в  $\delta$ -железе, линия  $GPQ$  — в  $\alpha$ -железе; 0,02 % — при  $t = 727$  °С ( $P$ ), 0,01 % — при  $t = 600$  °С ( $Q$ ), 10...7 % — при  $t = 20$  °С. Феррит левее линии  $GPQ$  является ненасыщенным твердым раствором, а непосредственно на ней он предельно насыщен. При охлаждении сплавов, расположенных правее  $PQ$ , ниже 727 °С из феррита вследствие его перенасыщенности выделяется углерод, что приводит к формированию цементита  $\text{ЦIII}$  в виде сетки по границам зерен феррита. Если же в структуре сплавов (0,02...6,67 % углерода) уже есть цементит, то  $\text{ЦIII}$  наслаивается на него и металлографическим методом не обнаруживается.

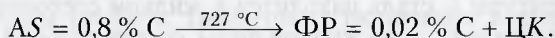
Линия  $ES$  показывает пределы насыщения аустенита углеродом в зависимости от температуры сплава. Растворимость углерода максимальна при  $t = 1147$  °С ( $E$ ) — 2,14 %. С понижением температуры она уменьшается до 0,8 % при  $t = 727$  °С ( $S$ ). В результате аустенит в сплавах правее линии  $ES$  окзывается перенасыщенным твердым раствором и из него выделяется углерод, который идет на образование  $\text{ЦII}$ . В сталях  $\text{ЦII}$  обычно формируется в виде сетки по границе зерен аустенита, в чугунах чаще всего выделяется на цементите ледебурита.

В содержащих менее 0,8 % углерода охлаждающихся сплавах превращение аустенита в феррит начинается при  $t = 910$  °С ( $G$ ), как в безуглеродистом железе, при температурах, соответствующих линии  $GS$ . Это превращение из-за различной растворимости углерода

в феррите ( $GP$ ) и аустените ( $ES$ ) сопровождается диффузионным перераспределением углерода между ними. Поэтому перестройка решеток протекает в интервале температур  $GS-GP$ . Область  $PGS$  является областью двухфазной структуры, в ней феррит находится в равновесии с аустенитом.

В охлаждающихся сплавах, расположенных между точками  $P$  и  $S$ , по мере образования феррита в указанном интервале температур аустенит обогащается углеродом ( $GS$ ). При  $t = 727^\circ\text{C}$  содержание углерода в аустените на заключительном этапе достигает  $0,8\%$  ( $S$ ), решетка  $\gamma$ -железа (ГЦК) теряет устойчивость и перестраивается в решетку  $\alpha$ -железа (ОЦК), в котором при  $727^\circ\text{C}$  растворяется только  $0,02\%$  углерода ( $P$ ).

Полиморфное превращение ГЦК  $0,8\%$  углерода  $\rightarrow$  ОЦК  $0,2\%$  углерода сопровождается выделением углерода из раствора и образованием цементита:



Это трехфазное превращение, обусловленное полиморфизмом железа и протекающее при  $t = 727^\circ\text{C}$ , называется **эвтектоидным**. В отличие от трехфазного эвтектического превращения при эвтектоидном исходной фазой является не жидкий, а твердый раствор (в данном случае — аустенит). Выделяющаяся из твердого раствора смесь фаз, число которых равно числу компонентов системы, называется **эвтектоидом**. Структурная составляющая железоуглеродистых сплавов, образующаяся в результате распада аустенита и состоящая из чередующихся пластинок двух фаз — феррита и цементита, называется перлитом, температура образования которого соответствует критической температуре  $A_1$ . На диаграмме метастабильного равновесия (см. рис. 1.32, *a*) точке  $A_1$  соответствует линия  $PSK$  ( $727^\circ\text{C}$ ).

Эвтектоидное превращение протекает во всех сплавах, содержащих углерода более  $0,02\%$  ( $P$ ), т.е. в сталях и чугунах. Поэтому в чугунах ледебурит аустенитный при эвтектоидной температуре ( $727^\circ\text{C}$ ) видоизменяется, становясь ледебуритом перлитным:  $L (A + \text{Ц}) \rightarrow L (\text{П} + \text{Ц})$ .

Сплавы, в которых углерода менее  $0,02\%$ , имеют структуры  $\Phi + \text{ЦIII}$  и называются **техническим железом**.

Сплавы с содержанием углерода  $0,02...2,14\%$ , в структуре которых присутствует перлит, именуются **сталями**. Стали делятся на доэвтектоидные (углерода —  $0,02...0,8\%$ , структура  $\Phi + \text{П}$ ); эвтек-

тоидные (углерода — 0,8 %, структура П) и заэвтектоидные (углерода — 0,8...2,14 %, структура П + ЦII).

Сплавы, содержащие от 2,14 до 6,67 % углерода, в структуре которых присутствует доля эвтектики (Л), называются *белыми чугунами*. Они подразделяются на доэвтектические (С + 2,14 — 4,3 %, структура П + Л); эвтектические (С + 3 %, структура Л) и заэвтектические (С > 4,3 %, структура Л + ЦI).

### 1.6.2. Взаимосвязь кривых охлаждения с фазовыми превращениями в сплавах

О фазовых превращениях в сплавах можно судить по кривым охлаждения или нагревания. Рассмотрим, например, процесс структурообразования в охлаждаемой стали 40, содержащей 0,4 % углерода, во взаимосвязи с кривой охлаждения этой стали (см. рис. 1.32, б). Выше температуры  $t_1$  сталь находится в жидком состоянии и охлаждается. В интервале  $t_1...t_2$  из жидкой фазы, состав которой изменяется по ликвидусу АВ, выпадают кристаллы  $\delta$ -феррита. При температуре  $t_2$  наблюдается трехфазное перитектическое превращение.

Жидкость состава В взаимодействует с ранее выпавшими кристаллами  $\delta$ -феррита состава Н. В результате образуется новая твердая фаза — аустенит состава J:  $ЖВ + \delta Н \rightarrow АJ$ .

Избыточная жидкость кристаллизуется при непрерывном охлаждении в интервале температур  $t_2...t_3$  с образованием аустенита. В интервале  $t_3...t_4$  закристаллизовавшийся сплав, обладающий структурой А, непрерывно охлаждается. При температурах  $t_4...t_5$  ГЦК-решетка перестраивается в ОЦК-решетку, т.е. аустенит, состав которого изменяется по линии GS, превращается в феррит (по линии GP). По мере превращения массовая доля аустенита уменьшается, содержание же углерода в нем увеличивается.

При температуре  $t_5$  происходит трехфазное эвтектоидное превращение  $AS \rightarrow \Phi P + ЦК$ , когда из аустенита, не превращенного в феррит, образуется перлит ( $\Phi + Ц$ ). В процессе дальнейшего охлаждения стали из феррита выделяется ЦIII, наслаивающийся на цементите перлитном. Структура охлаждающейся стали при температуре ниже  $t_5$  —  $\Phi + П$ . Указанные выше превращения при охлаждении стали 40 по диаграмме железо — цементит (Fe—Fe<sub>3</sub>C) строго соответствуют точкам на кривой ее охлаждения.



### 1.6.3. Графитизация в сплавах и диаграмма стабильного равновесия железо — графит

**Цементит** — соединение неустойчивое, которое в определенных условиях может разлагаться на железо и углерод в виде графита.

**Графит** — углерод, выделяющийся в железоуглеродистых сплавах в свободном состоянии. Он имеет гексагональную плотноупакованную решетку (см. рис. 1.33, б). Графит электропроводен, химически стоек, малопрочен, мягок (его твердость — 3 НВ).

Содержание и форма выделения углерода (в виде графита) в чугунах оказывает значительное влияние на их свойства. Так как графит обладает малой прочностью, то в первом приближении графитовые включения в микроструктуре чугуна можно считать пустотами. Чем больше содержание углерода в виде графита, тем, следовательно, ниже механические свойства чугуна.

При одинаковом содержании графита свойства чугуна зависят также от формы графита. Графитовые включения в форме пластин в наибольшей степени снижают механические свойства. Шаровидная и хлопьевидная формы вызывают небольшое снижение механических свойств чугуна, и прежде всего временного сопротивления на разрыв.

Процесс образования графита называется **графитизацией**. На диаграмме железо — цементит ( $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ ) (см. рис. 1.32, а) пунктиром нанесены линии выделения графита. По линии  $C'D'$  кристаллизуется первичный графит, по линии  $E'C'F'$  — эвтектика  $A + G$ ; по линии  $C'E'$  выделяется вторичный графит; по линии  $P'S'K'$  — эвтектоид  $\Phi + G$ . Графитизация происходит при очень медленном охлаждении. Облегчает процесс графитизации присутствие кремния и включений  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и др.

Если при эвтектической кристаллизации получается только цементит, чугун называется белым, если только графит — серым, а в случае, когда образуется графит и цементит, — половинчатым.



## 1.7. Термическая обработка сплавов

### 1.7.1. Виды термообработки и температурные области нагрева сплавов

С целью улучшения обрабатываемости металлов и свойств деталей сплавы могут подвергаться собственно термической, термомеханической и химико-термической обработке.

**Термическая обработка** предусматривает нагрев металла до температуры выше фазовых превращений (глубокое охлаждение при обработке холодом), выдержку при этой температуре и охлаждение (нагрев) со строго определенной скоростью. При этом повышаются прочностные показатели, изменяются твердость, пластичность и другие характеристики металлов.

Термической обработке подвергают заготовки (прокат, поковки, отливки и т.п.), а также готовые изделия (детали, инструменты в процессе их изготовления) для того, чтобы соответственно улучшить технологические и обеспечить требуемые эксплуатационные свойства.

Таким образом, термическая обработка — процесс тепловой обработки заготовок и изделий из металлов или сплавов, выполняемый с целью изменения их структуры и свойств и заключающийся в нагреве до определенных температур, выдержке и последующем охлаждении с определенной скоростью (табл. 1.11).

Таблица 1.11

Основные виды термической обработки стали

Вид термообработки	Характеристика	Цель применения
Отжиг	Нагрев изделия до температуры выше верхней критической точки (на 20...30 К), выдержка и медленное охлаждение (часто вместе с печью)	Размельчение структуры, снятие внутренних напряжений, улучшение пластических свойств сталей, чугунов и других сплавов
Нормализация	Нагрев до температуры выше верхней критической точки (на 30...50 К), выдержка, охлаждение на спокойном воздухе	Размельчение структуры и улучшение механических свойств низко- и среднеуглеродистых сталей и подготовка перед закалкой

Окончание табл. 1.11

Вид термо-обработки	Характеристика	Цель применения
Закалка	Нагрев до температуры выше верхней критической точки (на 30...50 К), выдержка, резкое охлаждение в воде, масле или другой среде	Улучшение механических и физических свойств (особенно твердости) сталей, чугунов и других сплавов
Отпуск: обычный, низкий (нагрев до температуры 150...200 °С), средний (нагрев до температуры 350...450 °С), высокий (нагрев до температуры 500...600 °С)	Нагрев и выдержка закаленной стали ниже критической точки; при этом происходит распад мартенсита и образование цементита, что приводит к изменению свойств металла. Охлаждение на воздухе и реже в воде или масле (для сталей со склонностью к отпускной хрупкости)	Уменьшение внутренних напряжений после закалки и закалочной хрупкости при некотором снижении твердости
Улучшение (термическое)	Термообработка сталей (чугунов), состоящая из закалки и выскокого отпуска	Улучшение структуры и эксплуатационных свойств металлов
Термомеханическая обработка	Совмещение пластической деформации при повышенных температурах с термической обработкой (закалка)	Повышение прочности деталей из стали
Старение (искусственное)	Нагрев и длительная выдержка металлов при повышенных температурах	Стабилизация структуры металлов, форм и размеров деталей из сталей и чугуна
Обработка холодом	Глубокое охлаждение металла после закалки при температуре ниже 0 °С	Дополнительное превращение остаточного аустенита в мартенсит, повышение твердости и износостойкости деталей, стабилизация их формы и размеров
Аустенизация	Нагрев металлов выше критических температур	Образование аустенитной структуры металла

### 1.7.2. Разновидности сталей по способам упрочнения и назначению

Основой процесса термической обработки является полиморфизм железа и его твердых растворов на базе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа. Полиморфные превращения стали данного состава происходят в определенном ин-



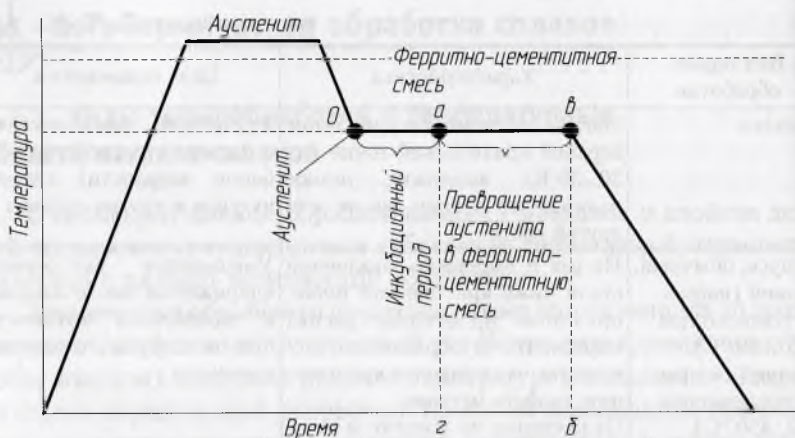


Рис. 1.34. График изотермического распада аустенита

тервале температур, ограниченном нижней  $A_1$  и верхними  $A_3$  и  $A_{ст}$  критическими точками.

Условия охлаждения для получения необходимых структуры и свойств можно наблюдать на диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 1.34).

По основному способу упрочнения стали можно подразделить на *цементируемые, улучшаемые, азотируемые* (табл. 1.12), а по специализированному назначению — на *пружинные, подшипниковые* и др.

Таблица 1.12

### Классификация конструкционных сталей по основному способу упрочнения и назначению

Содержание углерода, %	Тип стали, марка	Термообработка	Назначение
До 0,3 %	Цементируемые 10, 15, 20, 15Х, 20Х, 18ХГТ, 25ХГТ, 20ХН, 12ХНЗА, 12Х2Н4А, 18Х2Н4МА	1. Цементация 950 °С 2. Закалка 3. Низкий отпуск 150...200 °С	Для деталей, работающих в условиях динамических нагрузок, изнашивания
0,3...0,5	Улучшаемые 40, 45, 50, 40Х, 45Х, 35Г2, 30ХГСА, 40ХН, 50ХН, 40ХН2МА, 40ХФА	Улучшение: 1) закалка, 2) высокий отпуск 500...600 °С	Для деталей, работающих в условиях динамических нагрузок

Окончание табл. 1.12

Содержание углерода, %	Тип стали, марка	Термообработка	Назначение
0,3...0,5	Азотируемые 38Х2МЮА, 38Х2Ю	Азотирование 500...550 °С	Для деталей, работающих в условиях динамических нагрузок, интенсивного изнашивания
0,55...0,65	Пружинно-рессорные 65, 65Г, 60С2, 50ХФА	1. Закалка 2. Средний отпуск 350...450 °С	Для рессор, пружин, упругих элементов
Свыше 0,7	Подшипниковые ШХ15, ШХ15СГ	1. Закалка 2. Низкий отпуск 150...200 °С	Для деталей подшипников качения

### 1.7.3. Перлитная, бейнитная и мартенситная области превращения и их влияние на структуру и свойства сталей

Схематически процесс изотермического распада аустенита можно охарактеризовать следующим образом.

Представим, что сталь с исходной перлитной структурой (сталь У8) нагрели до аустенитного состояния, выдержали при температуре нагрева для завершения фазового превращения  $P \rightarrow A$ , а затем перенесли в соляную ванну с температурой меньше, чем  $A_{T_1}$ , которая поддерживается постоянной. Выдержка при этой температуре называется *изотермической*.

В процессе этой выдержки должно произойти превращение:  $\gamma$ -железо (0,8 % углерода)  $\rightarrow$   $\alpha$ -железо (0,02 % углерода) + цементит ( $Fe_3C$ ) (6,67 % углерода). Превращение, как следует из формулы, состоит в перестройке решетки  $\gamma \rightarrow \alpha$  и диффузионном перераспределении углерода между фазами аустенита, феррита, цементита.

Особенность изотермического превращения заключается в том, что распад аустенита на ферритно-цементитную смесь начинается не сразу. Аустенит некоторое время сохраняется нераспавшимся. Этот отрезок времени  $0a$  (см. рис. 1.34) называется *инкубационным периодом*. По истечении инкубационного периода начинается распад аустенита на ферритно-цементитную смесь, который заканчивается в точке  $b$ . Таким образом, точка  $a$  характеризует начало, точка  $b$  — конец, а отрезок  $ab$  — время распада аустенита на ферритно-цементитную смесь.

Продолжительность инкубационного периода и время распада аустенита зависят от температуры изотермической выдержки. Если для различных температур определить эти величины, а затем нанести их на одну общую диаграмму, то получим так называемую диаграмму изотермического распада аустенита (рис. 1.35).

На диаграмме нанесены две линии, имеющие вид буквы С (С-образные кривые). На кривой 1 находятся температуры начала, на кривой 2 — температуры конца распада аустенита на ферритно-цементитную смесь. Расстояние между кривыми при любой заданной температуре характеризует время распада, а длина отрезка от оси ординат до кривой 1 — время инкубационного периода.

В зависимости от степени переохлаждения аустенита на диаграмме различают три температурные области:

- от  $A_{r1}$  до  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  — область перлитного превращения;
- от  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $M_n$  ( $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) — область промежуточного превращения;
- ниже  $M_n$  — область мартенситного превращения.

Эти области характеризуются различной степенью переохлаждения аустенита относительно точки  $A_{r1}$ , которая определяет образование разных структур, обладающих различными механическими свойствами: твердостью, прочностью, пластичностью.

Так, при распаде аустенита в районе температур перлитного превращения образуются структуры пластинчатого типа, представляю-

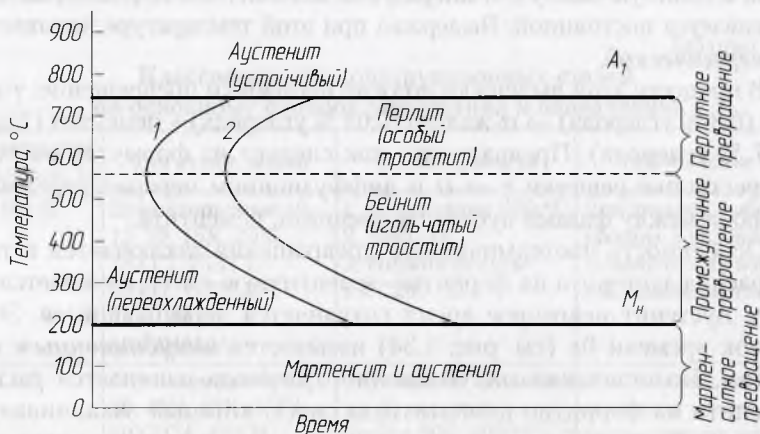


Рис. 1.35. Диаграмма изотермического распада аустенита эвтектидной стали



щие собой ферритно-цементитную смесь и отличающиеся лишь дисперсностью строения. Чем ниже степень переохлаждения аустенита относительно точки  $Ar_1$ , тем выше дисперсность и тверже продукт распада аустенита.

При малых степенях переохлаждения от  $Ar_1$  до  $650\text{ }^\circ\text{C}$  из аустенита образуется *перлит*. Расстояние между пластинками феррита и цементита в перлите составляет  $0,5\text{...}0,7\text{ }\mu\text{м}$ . Под микроскопом пластинки различимы отчетливо при увеличении в 500 раз. Твердость перлита составляет 20 HRC.

При переохлаждении аустенита от  $650$  до  $600\text{ }^\circ\text{C}$  получается структура, называемая *сорбитом*. Межпластинчатое расстояние в сорбите —  $0,25\text{ }\mu\text{м}$ . Смесь различима под микроскопом при увеличении в 1000 раз. Твердость сорбита —  $20\text{...}30\text{ HRC}$ .

При переохлаждении аустенита от  $600$  до  $550\text{ }^\circ\text{C}$  получается ферритно-цементитная смесь очень большой дисперсности, называемая *трооститом*. Межпластинчатое расстояние в этом случае уменьшается до  $0,1\text{ }\mu\text{м}$ . Смесь различима только в электронном микроскопе при увеличении в 10 000 раз. Твердость троостита —  $30\text{...}40\text{ HRC}$ .

Таким образом, при распаде аустенита в области перлитного превращения  $Ar_1 - 550\text{ }^\circ\text{C}$  образуются структуры: перлит, сорбит и троостит. Они представляют собой ферритно-цементитную механическую смесь и отличаются лишь дисперсностью строения (рис. 1.36).

Область *промежуточного превращения* распространяется от изгиба С-кривой ( $550\text{ }^\circ\text{C}$ ) до точки начала мартенситного превращения  $M_n$ . При изотермической выдержке в этой температурной области образуется игольчатая структура, называемая *игольчатым трооститом* или *бейнитом*. Это структура, занимающая промежуточное положение между перлитными структурами и мартенситом. Твердость бейнита составляет  $40\text{...}50\text{ HRC}$ .

Аустенит, переохлажденный ниже точки  $M_n$ , теряет термодинамическую устойчивость, однако отсутствие диффузионной подвижности



Рис. 1.36. Ферритно-цементитная смесь разной степени дисперсности: а — перлит; б — сорбит; в — троостит



Рис. 1.37. Микроструктура пластинчатого перлита (а), мартенсита с трооститом (б), мартенсита (в)

атомов углерода не позволяет осуществить превращение по перлитному или бейнитному механизму. Остается единственная возможность — *мартенситное превращение*, происходящее путем перестройки  $\gamma \rightarrow \alpha$  без выделения углерода, который остается в решетке  $\alpha$ -железа.

Таким образом, *мартенсит* — это перенасыщенный углеродом твердый раствор на основе  $\alpha$ -железа.

Мартенсит — структура игольчатого строения, обладающая наивысшей твердостью (55...65 HRC) по сравнению с другими продуктами распада аустенита (рис. 1.37).

На рис. 1.38 показана диаграмма изотермического распада аустенита для доэвтектоидной стали. При переохлаждении до 650 °С

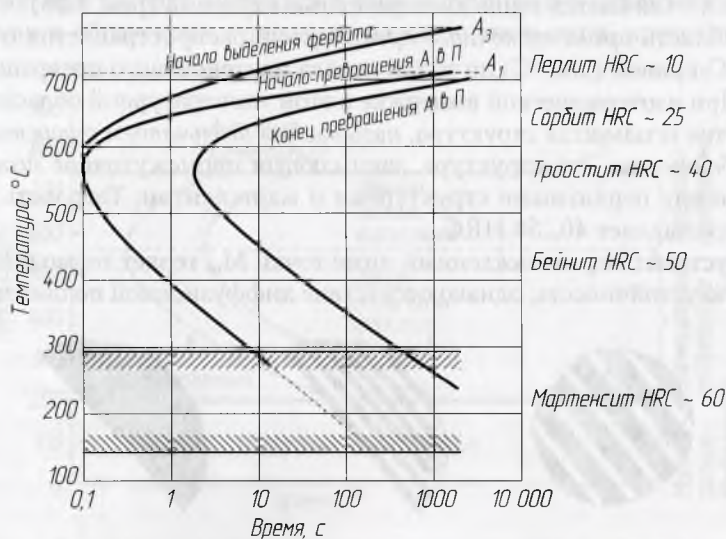


Рис. 1.38. Распад аустенита при непрерывном охлаждении

превращение начинается через некоторое время выделением из раствора феррита, которое продолжается в течение определенного периода. Затем происходит распад аустенита на перлит, заканчивающийся на кривой, характеризующей конец превращения. Если быстро охладить аустенит до  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ , то превращение начнется прямо с образования перлита. При  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  превращение протекает значительно быстрее, чем при  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Если взять не доэвтектоидную, а заэвтектоидную сталь, то при малых переохлаждениях распаду аустенита будет предшествовать предварительное выделение цементита.

Термическая обработка стали гораздо чаще производится не изотермическим процессом, а непрерывным охлаждением. Для более подробного рассмотрения превращений при непрерывном охлаждении на диаграмму изотермического распада аустенита наносят кривые охлаждения (рис. 1.39).

При небольшой скорости охлаждения (кривая  $v_1$ ) аустенит превращается в перлит. При увеличении скорости охлаждения до  $v_2$  аустенит превращается в сорбит. На практике охлаждение со скоростью  $v_1$  соответствует отжигу, со скоростью  $v_2$  — нормализации.

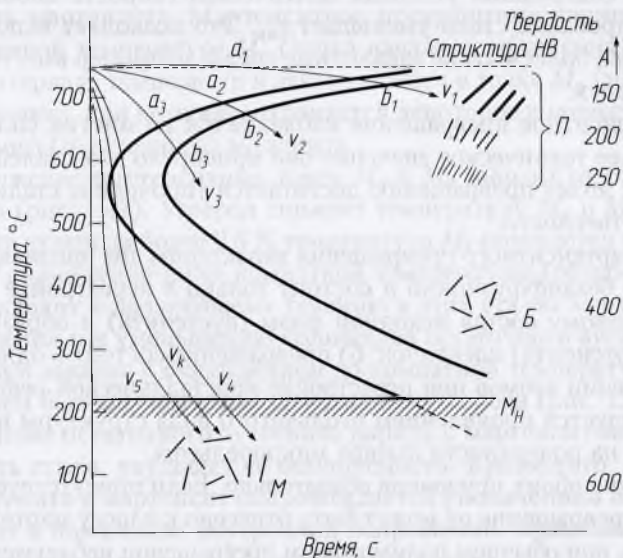


Рис. 1.39. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита



При охлаждении стали со скоростью  $v_3$  образуется троостит. При охлаждении со скоростью  $v_4$  не произойдет полного распада аустенита. Часть его переохладится до точки  $M_n$ , вследствие чего структура будет состоять из троостита и мартенсита.

Кривая охлаждения  $v_k$ , касательная к выступу изотермической кривой, является минимальной скоростью охлаждения, при которой аустенит не распадается на ферритно-цементитную смесь, а превращается в мартенсит. Эта скорость охлаждения называется **критической скоростью закалки** и обозначается  $v_{кр}$ .

Мартенсит — основная структура закаленной стали, получаемая при охлаждении со скоростью  $v > v_{кр}$ . Если охлаждение при закалке вести со скоростью меньше  $v_{кр}$ , то цель закалки — получение наивысшей твердости стали — достигнута не будет.

Критическая скорость закалки — важнейшая технологическая характеристика стали, определяющая выбор охлаждающих сред при термической обработке. Эта характеристика существенно зависит от химического состава. В углеродистых сталях с повышением содержания углерода до 0,8 %  $v_{кр}$  уменьшается. Так, для стали 40  $v_{кр} = 450$  °С, для стали 60 — 250 °С, для стали У8 — 150 °С. При дальнейшем повышении содержания углерода критическая скорость вновь возрастает. Легирование стали уменьшает  $v_{кр}$ . Это позволяет использовать при закалке более мягкие закалочные среды, например вместо воды — масло, воздух.

Мартенситное превращение наблюдается во многих сплавах. Но наибольшее техническое значение оно приобрело для сталей, так как благодаря этому превращению достигается упрочнение стали и повышение ее твердости.

Для мартенситного превращения характерны два признака: а) превращение бездиффузионно и состоит только в перестройке решетки  $\gamma \rightarrow \alpha$ , поэтому состав исходной фазы (аустенита) и образующейся фазы (мартенсита) идентичен; б) превращение состоит в одновременном смещении атомов при перестройке кристаллической решетки, что характеризуется проявлением игольчатого вида структуры и возникновением на поверхности шлифа микрорельефа.

Наличие обоих признаков обязательно. Если присутствует только один, то превращение не может быть отнесено к классу мартенситных. Например, при обычном полиморфном превращении наблюдается только первый признак, а игольчатая структура и рельеф на поверхности не возникают. В случае бейнитного превращения, наоборот, образуется

игольчатая структура и рельеф, но одновременно происходит диффузионное перераспределение растворенных атомов углерода.

В результате мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, протекающего с огромной скоростью — распространения звука в металле — атомы углерода не успевают выделиться из кристаллической решетки и остаются в ней. Наличие избыточных атомов углерода (растворимость углерода в  $\alpha$ -железе в соответствии с диаграммой железо — цементит составляет 0,02 %) приводит к тому, что кристаллическая решетка искажается и из кубической превращается в тетрагональную (рис. 1.40).

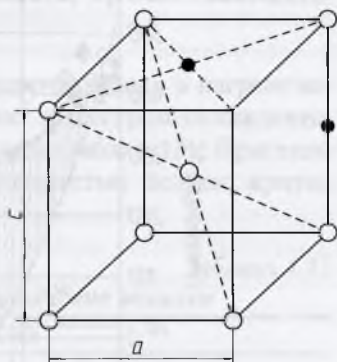


Рис. 1.40. Кристаллическая ячейка мартенсита

Отношение параметров  $c/a$  называется **степенью тетрагональности мартенсита**. Чем выше  $c/a$ , тем больше атомов углерода в решетке мартенсита, тем сильнее деформирована решетка и тем выше твердость мартенсита. Мартенситное превращение начинается при определенной температуре  $M_n$  (точка начала превращения), развивается в интервале температур и заканчивается в точке  $M_k$  (точка конца превращения), при которой сохраняется некоторое количество непревращенного (остаточного) аустенита.

Положение мартенситных точек  $M_n$  и  $M_k$  зависит от содержания углерода (рис. 1.41). Углерод снижает температуру  $M_n$  и  $M_k$ . При содержании углерода более 0,6 % температура  $M_k$  опускается ниже  $0^\circ\text{C}$ , поэтому охлаждение ниже комнатной температуры (обработка холодом) приводит к дальнейшему течению в этих сталях мартенситного превращения и к уменьшению количества остаточного аустенита, которого при закалке с охлаждением до комнатной температуры сохраняется тем больше, чем выше содержание углерода (рис. 1.42).

Наличие остаточного аустенита наряду с мартенситом понижает твердость стали, ухудшает ее шлифуемость. Кроме того, превращение аустенита в мартенсит сопровождается увеличением объема, что приводит к появлению внутренних напряжений, вызывающих коробление стальных изделий и даже их разрушение.

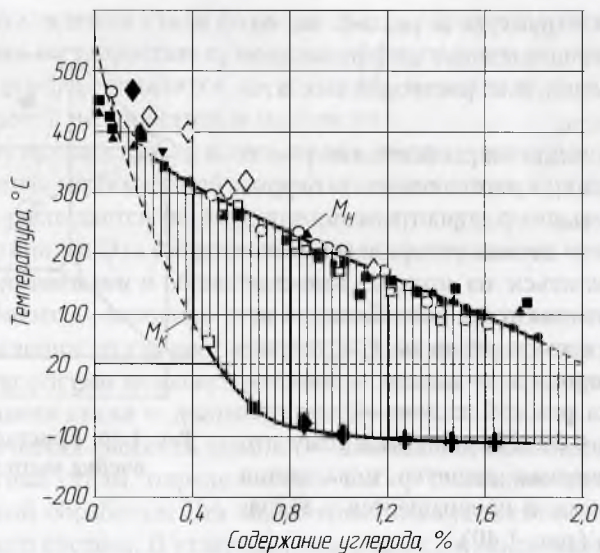


Рис. 1.41. Зависимость температуры точек  $M_n$  и  $M_k$  от содержания углерода

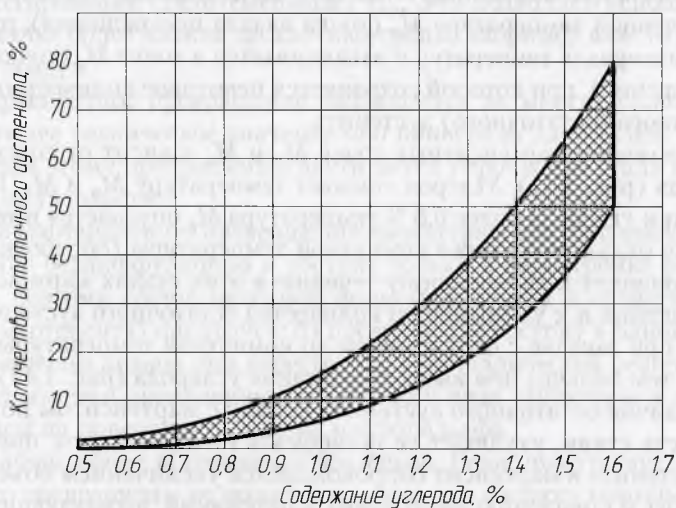


Рис. 1.42. Зависимость количества остаточного аустенита от содержания углерода



#### 1.7.4. Технология закалки, закаливаемость, прокаливаемость и поверхностная закалка сталей

**Закалка** — термическая обработка, заключающаяся в нагреве заготовки выше критических точек, выдержке и быстром охлаждении с целью получения неравновесной структуры (табл. 1.13). При этом охлаждение должно осуществляться со скоростью больше критической.

Таблица 1.13

Характеристики, выполнение и назначение закалки

Параметр	Вид закалки	
	С полиморфным превращением	Без полиморфного превращения
Характеристика	Сопровождается полиморфным превращением (изменение типа кристаллической решетки) при нагревании и охлаждении	Обеспечивается необходимое растворение вторичных фаз при отсутствии полиморфного превращения
Выполнение процесса	Нагрев выше определенных температур (критических точек), выдержка для прогрева и быстрое охлаждение со скоростью, достаточной для подавления диффузионных превращений	
Цель и назначение	Получение пересыщенного твердого раствора, т.е. неравновесной структуры	В большинстве случаев не является окончательной операцией, а предшествует отпуску или старению
Разновидность	Непрерывная, прерывистая, ступенчатая, изотермическая, с обработкой холодом	Непрерывная, ступенчатая, изотермическая

Основная цель закалки — получение высокой твердости, прочности и износостойкости.

На результаты закалки оказывают влияние два основных фактора: скорость охлаждения и температура нагрева.

Требуемая скорость охлаждения обеспечивается выбором охлаждающей среды. Из кривой изотермического распада аустенита (см. рис. 1.35) следует, что быстрое охлаждение необходимо в районе наименьшей устойчивости аустенита (550 °С) и, наоборот, в интервале мартенситного превращения особенно желательно замедленное охлаждение, чтобы к значительным структурным напряжениям (обусловленным увеличением объема при  $\alpha$ -превращении) не прибавились термические, возникающие в результате быстрого охлаждения.

В качестве закалочных сред наиболее часто применяют воду, масло, расплавы солей и щелочей, синтетические закалочные среды.

*Вода и водные растворы* отличаются высокой интенсивностью охлаждения как в области наименьшей устойчивости аустенита, так и в области мартенситного превращения. Это отрицательно сказывается на прочности закаленной стали, является причиной деформации и трещинообразования вследствие появления больших внутренних напряжений, особенно в крупных изделиях. Различные добавки (сода, поваренная соль, едкий натр) могут увеличить или уменьшить (мыло, эмульсия, глицерин) охлаждающую способность воды. Вода и водные растворы применяются при закалке углеродистых сталей.

*Масло* характеризуется пониженной по сравнению с водой и водными растворами скоростью охлаждения в интервале температур мартенситного превращения и применяется для сталей с пониженной критической скоростью закалки, т.е. при закалке легированных сталей или малогабаритных изделий из углеродистых сталей.

Особенность масла как закалочной среды заключается в ухудшении его свойств в процессе эксплуатации. Это связано с окислением масла при контакте с нагретой поверхностью изделия, взаимодействием с окислами металла, изменением закаливающей способности при изменении температуры. Для восстановления закалочных характеристик масло специально обрабатывают или освежают путем добавки новой порции.

*Расплавы солей и щелочей* применяются для осуществления закалки в горячих средах и достаточно широко используются при термической обработке деталей машин и инструмента. В ряде случаев применение этих сред позволяет получить комплекс более высоких механических свойств и светлую поверхность изделия.

*Синтетические закалочные среды* получают путем растворения в воде синтетических присадок, позволяющих изменить охлаждающие свойства воды в широком диапазоне. К числу этих присадок относятся поливиниловый спирт, эфир, метилцеллюлоза, аквапласт и др. Преимуществом данных сред является полезное сочетание скоростей охлаждения: высокая скорость в перлитной области и малая — в области мартенситного превращения, высокая стабильность размеров и свойств закаливаемых изделий, устранение трещинообразования.

Независимо от выбора закалочной среды, если охлаждение производится со скоростью  $v > v_{кр}$ , в стали образуется структура мартенсита, обеспечивающая наиболее высокую твердость. Если же скорость

охлаждения  $v < v_{кр}$ , аустенит будет распадаться на ферритно-цементитную смесь: троостит, бейнит, сорбит, имеющие более низкую твердость по сравнению с твердостью мартенсита. Так, например, если изделие из углеродистой стали закалывать не в воде, а в масле, то в структуре наряду с мартенситом будет присутствовать троостит и цель заковки — получение наивысшей твердости — достигнута не будет. Брак вследствие недостаточной скорости охлаждения — один из частых видов брака при термической обработке стали.

Доэвтектоидные стали нагревают при закалке на 30...50 °С выше точки  $A_{c3}$  (рис. 1.43), т.е. до аустенитного состояния. При охлаждении из этой области со скоростью больше критической стали, содержащие до 0,5 % углерода, будут иметь структуру мартенсита, а стали, содержащие 0,5...0,8 % углерода, — мартенсита и остаточного аустенита.

Брак по недогреву имеет место, если доэвтектоидную сталь нагреть в интервале  $A_{c1}$ – $A_{c3}$ , т.е. до области ферритно-аустенитного состояния (неполная закалка). В этом случае даже при правильном охлаждении стали получится структура, в которой наряду с мартен-

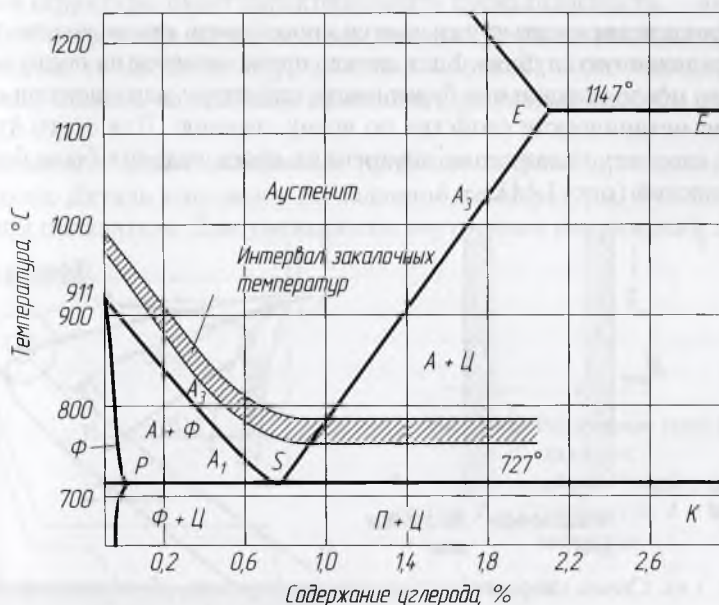


Рис. 1.43. Диаграмма для выбора температуры нагрева при закалке углеродистых сталей



ситом будет присутствовать мягкий феррит, что снизит твердость закаленной стали. К браку по перегреву приводит нагрев доэвтектоидной стали значительно выше  $A_{c3}$ . В этом случае аустенит будет крупнозернистым, а полученный при охлаждении мартенсит — крупноигльчатый. Хрупкость закаленной стали при этом возрастет, механические свойства резко снизятся. Недогрев и перегрев — устранимые виды брака. Избавиться от дефекта позволяет повторная закалка от нормальной температуры для данной стали.

Эвтектоидную и заэвтектоидные стали при закалке нагревают выше точки  $A_{c1}$  на 30...70 °С (рис. 1.43). После закалки эвтектоидной стали структура будет состоять из мартенсита и остаточного аустенита, а заэвтектоидных сталей — из мартенсита, остаточного аустенита и цементита. Наличие цементита в структуре заэвтектоидных сталей повышает твердость и износостойкость. Закалка с нагревом выше точки  $A_{c1}$  для них неприемлема, так как нагрев выше  $A_{ct}$  способствует укрупнению зерна, и механические свойства при закалке получаются более низкими, чем при нагреве в интервале  $A_{c1}$ – $A_{ct}$ . Таким образом, для заэвтектоидных сталей оптимальной является неполная закалка.

**Прокаливаемость** называется способность стали закаливаться на определенную глубину. Если деталь прокаливается на полную глубину, то после закалки она будет иметь структуру мартенсита и однородные механические свойства по всему сечению. Для этого нужно, чтобы скорость охлаждения внутренних слоев изделия была больше критической (рис. 1.44).

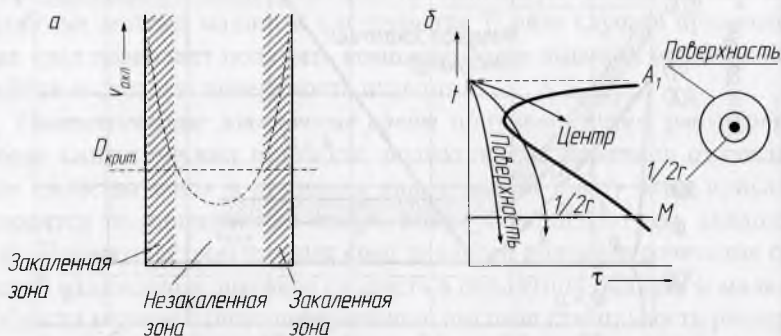


Рис. 1.44. Схемы скоростей охлаждения по сечению, обуславливающих несквозную прокаливаемость:

*a* — зоны состояния металла; *б* — зависимость твердости от изменения скорости охлаждения

При значительных размерах сечения скорость охлаждения выше критической будет только у наружных слоев, они и приобретают структуру мартенсита. У внутренних слоев, где охлаждение менее интенсивно, наряду с мартенситом присутствуют структуры троостита, сорбита, а даже перлита. В соответствии с изменением структуры будут меняться твердость и другие механические свойства. За **глубину прокаливаемости** принимается расстояние в миллиметрах от поверхности до слоя с полумартенситной структурой (50 % мартенсита и 50 % троостита).

У углеродистых сталей, имеющих большую критическую скорость заковки, глубина закаленной зоны обычно не превышает 10...15 мм. Чем меньше содержание углерода, тем меньше прокаливаемость.

Легированные стали прокаливаются на большую глубину, т.е. имеют меньшую критическую скорость заковки. Прокаливаемость определяется по виду излома, по твердости в различных точках сечения и методом торцевой заковки (стандартный цилиндрический образец закаливают с торца и твердость измеряют по длине). Расстояние от торца до участка, на котором твердость соответствует полумартенситной структуре, будет характеризовать прокаливаемость.

Для получения качественных изделий с высокими эксплуатационными свойствами и устранения пороков, возникающих при обычной заковке, на практике применяют различные способы заковки (рис. 1.45).

*Заковка в одном охладителе* наиболее широко применяется на практике. Деталь нагревают до заданной температуры и охлаждают в одном охладителе. Для уменьшения внутренних напряжений деталь

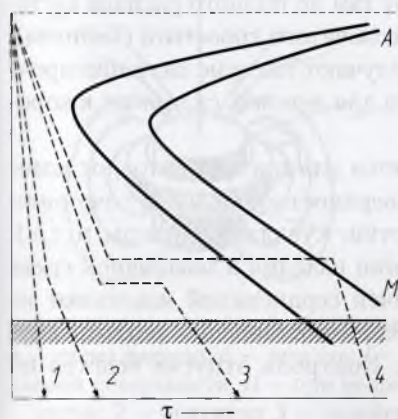


Рис. 1.45. Различные способы заковки:  
1 — в одном охладителе; 2 — прерывистая; 3 — ступенчатая; 4 — изотермическая

иногда не сразу погружают в охладитель, а производят ее подстуживание (до 550 °С). Этот способ отличается простотой, но применять его можно не для всех сталей. Это объясняется возникновением напряжений, которые будут тем больше, чем больше углерода в стали и чем сложнее конфигурация деталей.

*Прерывистая закалка* осуществляется в двух охладителях (например, через воду в масло) и состоит в том, что изделие охлаждается в воде до температуры 500 °С, после чего быстро переносится в масло. Более медленное охлаждение в масле способствует уменьшению внутренних напряжений и деформаций. Этот способ применяется для инструментов из углеродистых сталей.

*Ступенчатая закалка* производится в соляных ваннах. В качестве охладителя используются расплавленные соли селитры, легкоплавкие металлы. Нагретая деталь погружается в ванну, имеющую температуру начала мартенситного превращения (250...300 °С), и выдерживается там до тех пор, пока температура не выровняется по всему сечению. Окончательное охлаждение производится на воздухе. При ступенчатой закалке уменьшаются внутренние напряжения и деформация. Способ применяется для изделий из углеродистых сталей с размером в поперечнике до 10 мм. Легированные стали можно закачивать при больших сечениях. Крупные детали из углеродистых сталей этим способом закачивать нельзя, так как образуется структура не мартенсита, а троостита, что приводит к снижению твердости стали.

*Изотермическая закалка*, как и ступенчатая, производится в ванне. Различие состоит в том, что после погружения в ванну с температурой 250...400 °С изделие выдерживают там до полного распада аустенита. Сталь приобретает структуру игольчатого троостита (бейнита). При твердости 40...50 HRC изделия получают высокие значения прочности и вязкости. Способ применяется для деталей, склонных к коррозии и образованию трещин.

*Закалка с самоотпуском* применяется для инструментов, от которых требуется высокая твердость поверхностного слоя в сочетании с вязкой сердцевиной (зубила, молотки, кувалды, кернеры и т.д.). Сущность способа состоит в охлаждении изделия в закалочной среде не до конца. Инструмент с еще горячей сердцевиной извлекают из охладителя и охлаждают на воздухе. За счет оставшейся теплоты внутренних слоев производится отпуск. Контроль отпуска ведется по цветам побежалости.



Нагрев заготовок под закалку осуществляется в различных нагревательных устройствах, подобных устройствам, применяемым при горячей обработке давлением, которые рассмотрены ниже.

*Поверхностная закалка* может осуществляться также путем нагрева подповерхностного слоя стали и его быстрого охлаждения. Нагрев в этом случае чаще всего осуществляется токами высокой частоты (ТВЧ). Для нагрева изделие обычно помещается в индуктор (соленоид), представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рис. 1.46, а). Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное поле. В результате явления индукции в подповерхностном токе возникают вихревые токи и происходит выделение джоулевой теплоты. Например, для получения нагретого слоя толщиной 1 мм оптимальная частота тока составляет 50...60 кГц, для слоя толщиной 2 мм — 15 кГц, а для слоя в 4 мм — всего ~ 4 кГц. Применяемая удельная мощность при этом колеблется от 0,1 до 2 кВт/см<sup>2</sup>, а время нагрева незначительно (2...50 с). Описанное явление называется *поверхностным эффектом*. Около 90 % энергии, выделяющейся в слое толщиной  $x$ , находится в следующей зависимости от частоты  $f$ , магнитной проницаемости  $\mu$  и электрического сопротивления  $\rho$  нагреваемого металла:

$$x = 4,46 \cdot 10^5 \sqrt{\rho/(\mu f)}.$$

После нагрева детали 1 индуктор 2 отводится и закаливаемая поверхность подвергается омыванию струями воды спрейера 3 (рис. 1.46, б, I). Длинная деталь 1 вдвигается с определенной ско-

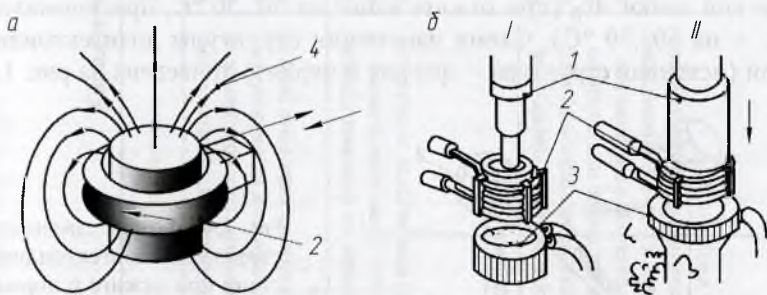


Рис. 1.46. Индукционный нагрев ТВЧ:

а — схема нагрева; б — закалка: I — при одновременном нагреве всей закаливаемой поверхности; II — при непрерывно последовательном нагреве: 1 — изделие; 2 — индуктор; 3 — спрейер; 4 — силовые линии магнитного поля

ростью в индуктор 2, а затем в спрейер 3, одновременно нагреваясь и охлаждаясь при закалке (рис. 1.46, б, П). Изложенное выше свидетельствует о высокой производительности и управляемости процесса поверхностной закалки ТВЧ.

### 1.7.5. Технология отжига и отпуска стали, их назначение

**Отжиг**, как правило, — предварительная термическая обработка, выполняемая с целью повышения технологических свойств заготовок (низкой твердости, высокой пластичности и равновесия структуры). Род и разновидности отжига представлены в табл. 1.14.

**Отпуск** — термическая обработка, заключающаяся в нагреве заготовки до температуры не выше  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ , выдержке и охлаждении ее на воздухе, с целью снижения или полного устранения внутренних напряжений.

**Отжиг стали** — термическая операция, которая заключается в нагреве стали выше  $A_{c3}$  или  $A_{c1}$  с последующим медленным охлаждением (вместе с печью). При отжиге состояние стали приближается к структурно равновесному. Структура стали после отжига состоит из перлита и феррита (доэвтектоидная сталь), перлита (эвтектоидная сталь), перлита и цементита (заэвтектоидная сталь).

Мелкое зерно — это предпосылка высоких показателей почти всех механических свойств. Закаленная мелкозернистая сталь по сравнению с закаленной крупнозернистой обладает более высокими механическими свойствами. Для получения мелкозернистой структуры применяют полный отжиг или нормализацию с нагревом выше критической точки  $A_{c3}$  (при отжиге выше на  $30\text{--}50\text{ }^{\circ}\text{C}$ , при нормализации — на  $50\text{--}70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Схема изменения структуры доэвтектоидной стали (исходная структура — феррит и перлит) приведена на рис. 1.47.

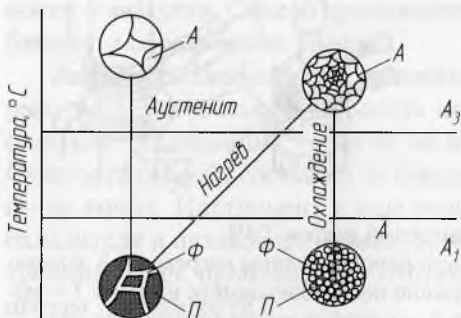


Рис. 1.47. Схема изменения структуры доэвтектоидной стали при отжиге и нормализации

Таблица 1.14

## Характеристики, технология и разновидности отжига

Род отжига	Характеристика	Выполнение процесса	Цель и назначение	Разновидности
1	Не происходит фазовых превращений (перекристаллизации) или они не оказывают влияния на конечные результаты	Нагрев до определенной температуры, выдержка и медленное охлаждение (с печью)	Получение равновесного состояния, полное или частичное устранение отклонений от него, возникающих при предыдущих технологических операциях (литье, ковка, сварка и др.); разупрочнение металлов и сплавов (уменьшение прочности, твердости), повышение пластичности; снятие внутренних напряжений	Гомогенизирующий, рекристаллизационный, дорекристаллизационный, релаксационный
2	Основан на фазовых превращениях (перекристаллизации) при нагреве и охлаждении	То же, температура нагрева выше критических точек		Полный, неполный, сфероидизирующий, изотермический нормализационный (нормализация)
3	Обеспечивается частичный распад пересыщенного твердого раствора, полученного при закалке, приближение сплава к более равновесному состоянию и снятие внутренних напряжений	Нагрев до температур ниже критических точек, выдержка и охлаждение (обычно на воздухе)	Получение требуемой структуры и свойств (окончательная операция термической обработки, выполняемая после закалки с полиморфным превращением)	Низкий, средний, высокий (для стали)



При нагреве стали выше  $A_{c1}$  начинается образование новых зерен аустенита, которые будут мелкими, и этот процесс закончится при температуре  $A_{c3}$ . Если сталь охладить с печью (отжиг) или на воздухе (нормализация), то из мелких зерен аустенита образуются мелкие зерна феррита и перлита. Так как при нормализации производится более быстрое охлаждение, чем при отжиге, зерна феррита и перлита в нормализованной стали более мелкие (мельче, чем исходное зерно аустенита).

Кроме того, при нормализации структура ферритно-цементитной смеси (перлита) получается более дисперсной и, по существу, представляет сорбит. А так как сорбит в силу высокой дисперсности имеет большую твердость и прочность, по своим механическим свойствам нормализованная сталь превосходит отожженную.

В заэвтектоидных сталях измельчение зерна достигается не термической обработкой, а ковкой.

Внутренние напряжения возникают при нагреве, а еще чаще при охлаждении изделий. Они вызывают деформацию, коробление и даже могут быть причиной разрушения деталей. Поэтому возникает необходимость снять эти напряжения. Единственный способ для этого — отжиг при любой температуре выше  $550\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

На рис. 1.48 приведены температурные режимы различных видов отжига.

**Отпуск стали** — заключительная операция термической обработки, от правильного проведения которой зависит качество изделия. Отпуск заключается в нагреве закаленной стали ниже критической точки  $A_{c1}$ , выдержке и последующем охлаждении на воздухе. Струк-

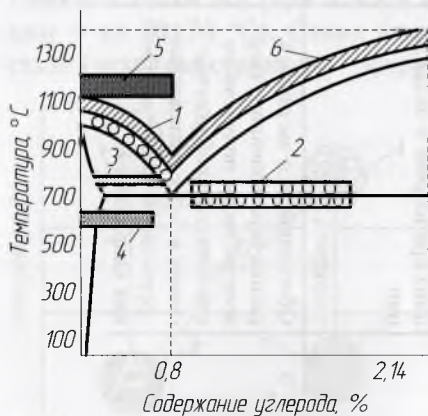


Рис. 1.48. Температура нагрева для различных видов отжига: 1 — полный отжиг; 2 — неполный отжиг заэвтектоидной стали; 3 — неполный отжиг доэвтектоидной стали; 4 — рекристаллизационный отжиг; 5 — гомогенизация; 6 — нормализация

тура отпущенной стали формируется в период выдержки при температуре отпуска. Последующая скорость охлаждения не влияет на структурное состояние стали.

Отпуск оказывает большое влияние на механические свойства закаленной стали (рис. 1.49). С повышением температуры отпуска, начиная с 250 °С, твердость и предел прочности непрерывно снижаются, а вязкость увеличивается. Предел упругости (пропорциональности) при температуре 300...400 °С достигает максимума. Изменение механических свойств находится в соответствии с изменением микроструктуры. Закаленная сталь имеет неустойчивую структуру, состоящую из мартенсита и остаточного аустенита. Нагрев обеспечивает переход этой структуры в более устойчивое состояние.

При нагреве до 200...250 °С происходит превращение тетрагонального мартенсита в кубический и распад остаточного аустенита. Образуется структура, называемая **мартенситом отпуска**, которая обеспечивает наиболее высокие твердость и прочность отпущенной стали. Увеличение температуры нагрева вызывает интенсивный распад мартенсита на ферритно-цементитную смесь. Сталь, отпущенная при 300...400 °С, состоит почти целиком из троостита, который обладает высокими упругими свойствами.

С увеличением температуры отпуска до 500 °С и более вследствие развития процессов коагуляции образуется ферритно-цементитная смесь зернистого строения — сорбит отпуска, который обладает наиболее высокой пластичностью и вязкостью. Таким образом, в зависимости от температуры нагрева отпуск обеспечивает определенный уровень какого-либо из свойств. На практике применяют три вида отпуска: низкий, средний и высокий.

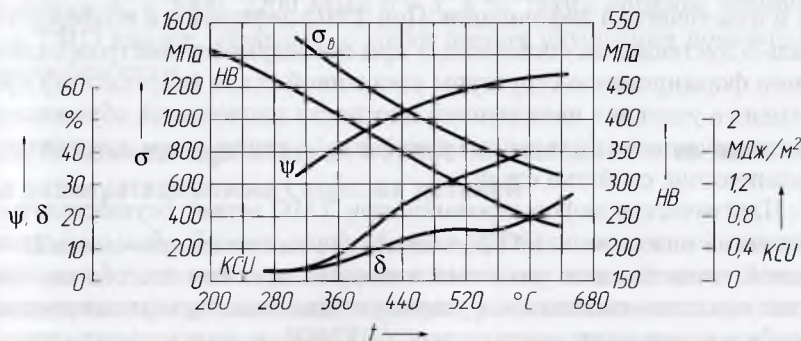


Рис. 1.49. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали

*Низкий отпуск* осуществляется путем нагрева закаленной стали до температуры 150...250 °С. В данном случае твердость практически не изменяется по сравнению с закаленным состоянием. Этот вид отпуска применяется для режущего и мерительного инструмента из углеродистых и низколегированных сталей, шариковых и роликовых подшипников, цементованных деталей, изделий, подвергнутых высокочастотной закалке и т.д.

*Средний отпуск* представляет собой нагрев закаленной стали до температуры 350...450 °С. Твердость и прочность стали при этом понижаются, а предел упругости повышается. Поэтому такой отпуск применяется для рессор, пружин и ударно-штампового инструмента холодного деформирования.

*Высокий отпуск* — нагрев закаленной стали до температуры 500...600 °С, обеспечивающий наилучшее сочетание механических свойств: хотя твердость и прочность по сравнению с закаленным состоянием значительно уменьшаются, пластичность и ударная вязкость увеличиваются. Высокий отпуск применяется для деталей машин, работающих при изгибающих, знакопеременных и динамических нагрузках.

Закалка стали с последующим высоким отпуском называется **термическим улучшением**, а сталь, подвергнутая этой операции, — **улучшенной**.

### 1.7.6. Термомеханическая обработка стали

**Термомеханическая обработка** (ТМО) сравнительно новый метод упрочнения сталей путем совмещенного воздействия температуры и пластической деформации. При ТМО деформации подвергается сталь в аустенитном состоянии, а при последующем быстром охлаждении формирование структуры закаленной стали (мартенсита) происходит в условиях повышенной плотности дислокаций, обусловленных упрочнением (наклепом) аустенита, в связи с чем улучшаются механические свойства стали.

Пластическое деформирование при ТМО может осуществляться прокаткой между вальками прокатных станов, ковкой, объемной штамповкой, накатыванием роликами и шарами, другими способами обработки металлов давлением. Существует два вида термомеханической обработки: высокотемпературная (ВТМО) и низкотемпературная (НТМО) (рис. 1.50).



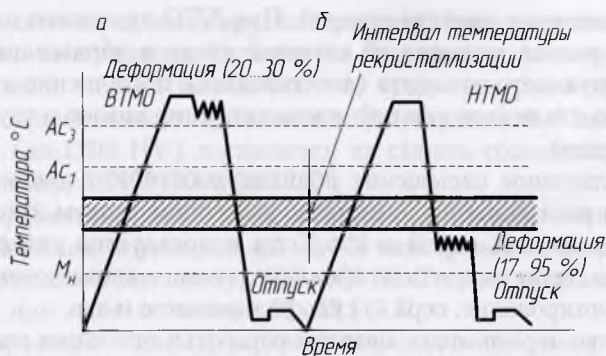


Рис. 1.50. Схемы осуществления высокотемпературной (а) и низкотемпературной (б) термомеханических обработок

При ВТМО изделие из стали нагревают выше точки  $A_{c3}$ , пластически деформируют при этой температуре (степень деформации 20...30 %) и быстро охлаждают (закачивают). При НТМО сталь нагревают также выше точки  $A_{c3}$ , а затем охлаждают до температуры относительной устойчивости аустенита, но не ниже температуры рекристаллизации, пластически деформируют (степень деформации 75...95 %) и закачивают. В обоих случаях после закалки должен следовать низкий отпуск.

По сравнению с обычной закалкой в результате ТМО обеспечивается повышение механических свойств сталей. Наибольшее упрочнение и сохранение пластичности достигается при НТМО:  $\sigma_b = 2800...3000$  МПа или  $280...300$  кгс/мм<sup>2</sup>,  $\delta = 6$  %. После обычной закалки и низкого отпуска указанные показатели имеют следующие значения:  $\sigma_b = 2000...2200$  МПа,  $\delta = 3...4$  %. Таким образом, применение ТМО вполне оправдано с точки зрения улучшения показателей термообработки.

### 1.7.7. Химико-термическая обработка металлов и ее влияние на эксплуатационные свойства деталей

**Химико-термическая обработка (ХТО)** — это технологический процесс насыщения подповерхностного слоя деталей химическими элементами при повышенных температурах с целью изменения состава, структуры и свойств материала. Это, по сути, легирование слоя металла для обеспечения способности его к закаливанию и повышенных

эксплуатационных свойств деталей. При ХТО протекают следующие процессы: распад молекул во внешней среде и образование атомов диффундирующего элемента (диссоциация); поглощение атомов поверхностью стали (адсорбция); проникновение атомов в глубь металла (диффузия).

Диффузионное насыщение подповерхностного слоя детали осуществляют различными элементами: углеродом, азотом, хромом, алюминием, кремнием, серой и т.д. Если используется углерод — это цементация, если азот — азотирование, хром — хромирование, кремний — силицирование, сера — сульфидирование и т.д.

К химико-термическим методам обработки относятся цементация, азотирование, цианирование, нитроцементация, борирование, силицирование, сульфидирование, хромирование, алитирование, цинкование.

*Цементация* — процесс насыщения углеродом в пределах 0,8...1,0 % подповерхностного слоя детали при температуре 930...950 °С. Скорость цементации — 0,10...0,15 мм/ч.

В зависимости от условий эксплуатации детали толщину цементированного слоя устанавливают в пределах 0,4...2,2 мм. Наиболее распространена толщина 0,8...1,2 мм. Для единичного и мелкосерийного производств цементация производится с использованием твердого карбюризатора, например смеси древесного угля и углекислого натрия в универсальных печах. Для серийного производства используют газовую цементацию. Ее проводят в шахтных цементационных печах.

Цементации подвергают детали, изготовленные из цементуемых сталей с содержанием углерода до 0,3 %: углеродистых (марок 15, 20), низколегированных (марок 15Х, 20Х, 18ХГТ, 12ХНЗА).

После цементации детали подвергают закалке и низкому отпуску. В результате они имеют высокую твердость (58...62 HRC), повышенную износостойкость, вязкую сердцевину, хорошо воспринимающую ударные нагрузки.

*Азотирование* — процесс насыщения подповерхностного слоя детали азотом в диапазоне температур 500...700 °С. Скорость азотирования весьма мала (0,005...0,025 мм/ч), так как диффузия азота при таких температурах замедлена. Азотирование является окончательной операцией в технологическом цикле изготовления детали и выполняется после шлифовочных операций. Для деталей, подвергнутых азотированию, характерны высокая твердость поверхности (1000...1200 HV), износостойкость и сопротивление задирам при сохранении прочности и вязкости сердцевины детали. Поскольку этот процесс продолжителен,

его применяют в условиях крупносерийного производства, когда одновременно выполняется упрочнение большого количества деталей. Азотированию подвергают детали из среднеуглеродистых сталей, в состав которых входят хром, ванадий и алюминий. Максимальная твердость (до 1200 HV) достигается на сталях, содержащих алюминий (например, 38Х2МЮА, 38Х2Ю).

*Цианирование* — процесс насыщения подповерхностного слоя детали с содержанием углерода 0,2...0,4 % одновременно азотом и углеродом в диапазоне температур 820...960 °С. Твердость подповерхностного слоя при этом составляет 58...63 HRC.

*Хромирование* — насыщение подповерхностного слоя стальной детали хромом с целью повышения поверхностной твердости, коррозионной стойкости, а также жаро- и износостойкости. В зависимости от типа карбюризатора процесс хромирования проводят при  $T = 950...1150$  °С.

*Силицирование* — насыщение подповерхностного слоя стальной детали кремнием с целью повышения коррозионной стойкости и других свойств. В зависимости от карбюризатора процесс протекает при  $T = 950...1200$  °С.

*Сульфидирование* — насыщение подповерхностного слоя стальных заготовок серой с целью повышения износостойкости и противозадирных свойств. При этом твердость почти не меняется. Низкотемпературное сульфидирование производится при  $T = 200$  °С, а высокотемпературное при 560...600 °С.

*Борирование* — насыщение поверхностного слоя стальной заготовки бором для повышения твердости и износостойкости. Процесс протекает при температуре 800...1000 °С.

*Алитирование* — насыщение поверхности стальной детали алюминием для повышения жаростойкости до 800...900 °С.

Длительность цементации определяется требуемой толщиной цементованного слоя и обычно вместе с нагревом составляет 8...12 ч. Температура цементации — 900...950 °С.

После цементации для получения высокой твердости цементованного слоя проводят закалку при температуре 780...810 °С, которая является оптимальной для стали, содержащей 0,75...0,85 % С.



## 1.8. Стали и сплавы со специальными свойствами и их использование



### 1.8.1. Влияние легирующих элементов на свойства железуглеродистых сплавов

Выбор материалов для деталей должен производиться с учетом их свойств, которые часто обеспечиваются легирующими элементами.

Стали и чугуны по своим свойствам могут иметь целевое назначение. Например, для изготовления деталей массового производства (винты, гайки, втулки и др.) используются стали с повышенным содержанием серы и фосфора (ГОСТ 1414–75Е), обеспечивающим стружку надлома при лезвийном резании и хорошую обрабатываемость, что позволяет успешно применять эти стали на прутковых станках-автоматах револьверного типа. Марки автоматных сталей: А12, АС12ХН, А35Е, АС40 (буква А – автоматная; С – свинец; Х, Н, Е – хром, никель, селен, цифры после буквы первой А или С – среднее содержание углерода в сотых долях процента). Могут быть также стали для глубокой вытяжки, рессорно-пружинные (ГОСТ 14959–79) и др. Кроме того, марки некоторых сталей обозначаются буквами, которые ставятся впереди марки: Ш – шарикоподшипниковая, Е – магнитная, Э – электротехническая, Р – быстрорежущая, У – углеродистая (последние две – инструментальные стали).

К сталям специального назначения относят *коррозионностойкие, жаростойкие, жаропрочные, электротехнические* и др. (особо прочные, износостойкие, пружинно-рессорные).

Рассмотрим, как легирующие элементы влияют на свойства стали.

Назначение легирования состоит в повышении прочности стали без применения термической обработки путем упрочнения феррита, растворением в нем легирующих элементов; повышении твердости, прочности и ударной вязкости в результате увеличения устойчивого аустенита, а следовательно, и прокаливаемости; придании стали специальных свойств (для сталей, используемых при изготовлении котлов, турбин и вспомогательного оборудования, особое значение имеют жаропрочность и коррозионная стойкость).

Легирующие элементы могут растворяться в феррите или аустените, образовывать карбиды, интерметаллиды, располагаться в виде включений, не взаимодействуя с ферритом или аустенитом, а также

с углеродом. В зависимости от того, как взаимодействует легирующий элемент с железом и углеродом, он по-разному влияет на свойства стали.

**Конструкционные легированные стали** разделяют на строительные и машиностроительные.

Часто строительные конструкции выполняются из гнутых профилей и листов. Поэтому *строительные стали* должны быть достаточно пластичными. Стальные конструкции изготовляют преимущественно с применением сварки, чаще всего автоматической и полуавтоматической. Чтобы обеспечить хорошую свариваемость без предварительного и сопутствующего подогревов, в строительные стали вводят не более 0,15 % углерода при невысоком суммарном содержании легирующих элементов (2...3 %). Сварные швы строительных сталей не требуют последующей термической обработки.

В качестве строительных сталей для изготовления стальных конструкций применяют низколегированные стали 14Г, 14Г2, 18Г2, 12ГС, 10Г2БД, 14Г2АФ, 15Г2АФД, 10ХНДП, 15ХСНД и др.

Со сталями 16ГС, 17ГС, 17Г1С успешно работают под давлением при температуре от  $-40$  до  $475$  °С. В паровых котлах эти стали используют для изготовления питательных трубопроводов и коллекторов экономайзеров, аппаратов, сосудов и частей паровых котлов. Из сталей 10ХСНД, 15ХСНД выполняют детали повышенной прочности и коррозионной стойкости с ограничением массы, работающие при температуре от  $-70$  до  $450$  °С.

*Машиностроительные стали* с малым содержанием углерода относят к цементуемым, со средним и высоким — к улучшаемым.

Цементуемые стали содержат 0,1...0,25 % углерода. После цементации, закалки и низкого отпуска у этих сталей твердость цементованного слоя составляет 58...62 HRC, а сердцевины — 30...40 HRC.

Для изготовления изделий несложной формы и небольшого сечения, цементуемых на глубину 1,0...1,5 мм, применяют *хромистые стали* типа 15Х, 15ХА, 20Х (0,7...1,0 % хрома). Эти стали после закалки в масле в сердцевине имеют структуру бейнита. Вследствие этого хромистые стали по сравнению с углеродистыми имеют более высокие прочностные свойства при несколько меньшей пластичности сердцевины:  $\sigma_b = 700...800$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 500...600$  МПа;  $\delta = 11...12$  %;  $\psi = 40...45$  %; КСЧУ = 0,6...0,8 МДж/м<sup>2</sup>. Прокаливаемость хромистой стали невелика. Критический диаметр для получения 95 % мартенсита при закалке в воде составляет 12...20 мм, а при закалке в масле — 5...12 мм.

Введение 0,1...0,2 % ванадия в сталь 15ХФ улучшает ее пластичность и вязкость вследствие измельчения зерна, но не увеличивает ее прокаливаемость.

В производстве деталей больших размеров, работающих на трение при высоких удельных нагрузках, применяют *хромоникелевые* и *сложнолегированные стали*. Стали 20ХН, 20ХНР, 12ХНЗА, 20ХГСД, 20ХНЗА, 12Х2Н4Л, 20Х2Н4А предназначены для изготовления шестерен, валов, кулачковых муфт, поршневых пальцев и других цементуемых деталей, которые работают под действием ударных нагрузок, в связи с чем к ним предъявляются требования высоких прочности, пластичности, вязкости сердцевины, а также поверхностной твердости. Эти стали хорошо выдерживают отрицательные температуры.

Легирование одновременно хромом и никелем повышает прокаливаемость, прочность и вязкость сердцевины. Структура сердцевины состоит из низкоуглеродистого мартенсита или нижнего бейнита, обеспечивающих следующие свойства:  $\sigma_B = 800...1300$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 600...1100$  МПа,  $\delta = 14...9$  %,  $\psi = 55...45$  %.

Введение в хромоникелевые стали молибдена или вольфрама увеличивает прокаливаемость. Стали 18Х2Н4ВА и 18Х2Н4МА применяют для крупных высоконагруженных деталей. Эти стали можно закаливать на воздухе, что уменьшает коробление деталей.

В цементованном слое хромоникелевых сталей вследствие снижения точки  $M_n$  после закалки сохраняется большое количество остаточного аустенита, который понижает его твердость, сопротивление износу и предел выносливости.

Для уменьшения количества остаточного аустенита до закалки применяют высокий отпуск (630...640 °С) или после закалки выполняют обработку холодом.

Замена дорогого никеля дешевым марганцем тоже приводит к повышению прокаливаемости, но снижает устойчивость к перегреву и вязкость. Введение титана (0,03...0,05 %) уменьшает склонность *хромомарганцевых сталей* к перегреву. Широкое применение получили хромомарганцевые стали 18ХГТ и 25ХГТ, но прокаливаемость их ниже хромоникелевых.

Дополнительное легирование никелем (1,4...1,8 %) повышает прокаливаемость хромомарганцевых сталей. Стали 18ХГН и 15ХГНТ по механическим свойствам приближаются к хромоникелевым.

Введение в стали молибдена (0,2...0,4 %) повышает прокаливаемость цементованного слоя и обеспечивает максимальную поверхностную твердость. Это стали 25ХГМ и 20ГНМ.



Стали 20ХГР, 20ХГНР содержат 0,002...0,005 % бора, который увеличивает прокаливаемость.

Легирование цементуемых сталей алюминием, ниобием и цирконием совместно с азотом (0,05...0,10 %), например стали 25ХГНМАЮ, делает очень мелким зерно, что повышает механические свойства этих сталей.

Сталь 20ХН4ФА хорошо работает в коррозионной среде при повышенных температурах (300...400 °С).

Улучшаемые стали используют после закалки и высокого отпуска (улучшения). Такие стали содержат 0,3...0,5 % углерода. Их подвергают закалке при  $T = 820...880$  °С, охлаждению в масле (крупные детали в воде) и высокому отпуску при  $T = 550...650$  °С с получением структуры сорбита. Они должны иметь высокие прочность, пластичность, предел выносливости, малую чувствительность к отпускной хрупкости, хорошую прокаливаемость. Выбор той или иной марки улучшаемой стали в каждом случае обусловлен прокаливаемостью и сложностью ее конфигурации, наличием концентраторов напряжений.

В табл. 1.15 показаны некоторые улучшаемые стали и приведены примеры их применения.

Таблица 1.15

## Улучшаемые стали и их применение

Марка стали	Область применения
40Х, 45Х, 38ХА, 40ХН40ХС, 40ХФ, 40ХР	Оси, валы, шестерни, плунжеры, штоки, коленчатые и кулачковые валы, кольца, шпиндели, оправки, рейки, зубчатые венцы, винты, полуоси, втулки и другие детали повышенной прочности, работающие при незначительных ударных нагрузках
50Х, 50ХН, 50ХФА	Валы, шпиндели, установочные винты, крупные зубчатые колеса, редукторные валы, упорные кольца, валки горячей прокатки и другие работающие при незначительных ударных нагрузках детали, к которым предъявляются требования повышенной твердости материала, износостойкости, прочности
30Г, 35, 40Г	Детали, к которым предъявляются требования невысокой прочности: тяги, оси, цилиндры, диски, гайки, винты
40ХФА, 50ХФА, 30ХЗМФ	Шлицевые валы, штоки, установочные винты, траверсы и другие детали, работающие при температуре до 400 °С
ЗЗХС	Улучшаемые детали пружинного типа сравнительно небольших сечений, от которых требуется высокая прочность, износостойкость и упругость

Окончание табл. 1.15

Марка стали	Область применения
40ХС, 38ХС, 35ХГТ	Валы, шестерни, муфты, пальцы и другие улучшаемые детали небольших размеров, к которым предъявляются требования высокой прочности, упругости, износостойкости
30ХГС, 35ХМ, 35ХГСА	Валы, оси, зубчатые колеса, фланцы, корпуса обшивки, лопатки компрессорных машин, рычаги, толкатели, работающие при знакопеременных нагрузках, крепежные детали
30ХМ, 35ХМ, 35ХРА	Шестерни, валы, цапфы, шпильки, гайки и различные детали, работающие при температурах до 450...500 °С
45ХН	Коленчатые валы, шатуны, шестерни, шпиндели, муфты, болты и другие ответственные детали
30ХН3А, 30Х2ГН2, 34ХН2М	Венцы ведомых колес тяговых зубчатых передач электропоездов, шестерни
38Х2Н2МА, 40Х2Н2МА, 40ХН2МА, 40ХГТ, 40ХГР, 30ХЗМФ, 45ХН2МФА	Валы, шатуны, болты, шпильки, коленчатые валы, клапаны, кулачковые муфты, диски и другие тяжело нагруженные детали
38ХНЭМ2ФА, 35ХН1М2ФА	Диски паровых турбин, оси, валы и другие особо ответственные крупные детали с высокими требованиями к механическим свойствам

Хромистые стали типа 30Х, 40Х имеют критический диаметр (диаметр изделия, при котором материал при закалке получает по всему сечению структуру мартенсита) 15...20 мм. Недостатком сталей этой группы является склонность к отпускной хрупкости. Для них необходимо быстрое охлаждение после отпуска.

Введение в хромистые стали дополнительно марганца (40ХГ), бора (40ХБ), молибдена (30ХМ) снижает отпускную хрупкость. Одновременно марганец, молибден, титан (30ХГТ) увеличивают прокаливаемость (критический диаметр равен 20...25 мм).

Хромистые стали (20ХГС, 30ХГС) хорошо свариваются при высокой прочности:  $\sigma_{\text{в}} = 1200$  МПа и  $KCU = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>. Но они также склонны к отпускной хрупкости.

Стали с никелем (типа 40ХН, 40Х11Н) имеют критический диаметр, равный 40 мм, и обладают большим запасом вязкости при пониженных температурах.

Сложнолегированные стали (типа 38ХН3М, 38ХН3МФА) имеют значение критического диаметра более 100 мм при низкой склонности к хрупкому разрушению, но плохо обрабатываются резанием.

На этих сталях изготавливают сложные по конфигурации детали, подвергаемые ударным нагрузкам.

**Рессорно-пружинные стали** должны обладать высокими сопротивлением малым пластическим деформациям (высокий предел упругости) и пределом выносливости, повышенной релаксационной стойкостью с сохранением упругих свойств в течение длительного времени.

Эти свойства обеспечиваются содержанием 0,5...0,7 % углерода. После закалки и отпуска при 400...520 °С стали приобретают трооститную структуру.

Эти стали должны обладать хорошей закаляемостью и прокаливаемостью, что достигается выбором соответствующего состава. После закалки мартенситная структура должна обеспечиваться по всему объему. Присутствие после закалки продуктов эвтектоидного или промежуточного превращения, феррита, перлита, а также остаточного аустенита ухудшает пружинные свойства стальных деталей. Сопротивление стали малым пластическим деформациям увеличивается с уменьшением величины зерна. Наличие обезуглероженного слоя на готовых пружинах резко снижает их пределы упругости и выносливости.

Пружины малого сечения, испытывающие невысокие напряжения, выполняют из конструкционных сталей 65, 70, 75, 85 и закалывают в масле. В случае больших сечений (диаметром 5...8 мм) закалку производят в воде.

Чаще для изготовления пружин и рессор используют стали, легированные кремнием (0,6...1,2 %), хромом (0,2...2,8 %), ванадием (0,1...0,25 %), вольфрамом (0,8...1,2 %), никелем (1,4...1,7 %). Эти элементы обеспечивают необходимую прокаливаемость и закаляемость, измельчают зерно и повышают релаксационную стойкость стали.

В результате поверхностного упрочнения (например, дробеструйной обработкой) предел усталости можно повысить в 1,5...2,0 раза.

**Марганцевые и кремнистые стали** работают при температурах не более 200 °С. До 300 °С используют стали типа 50ХФА, а при более высоких температурах — стали типа 30Х2В8Ф (до 500 °С) и быстрорежущие стали (до 600 °С).

Для работы в агрессивных средах пружины изготавливают из *хромистых коррозионностойких сталей* типа 40Х13, 95Х18 и т.д. В некоторых случаях для работы в агрессивных средах и в криогенных условиях целесообразно применение мартенситностареющих сталей. В табл. 1.16 представлены некоторые рессорно-пружинные стали, режимы термообработки, свойства и применение.



Таблица 1.16

## Свойства рессорно-пружинных сталей

Марка стали	Температура, °С		Механические свойства			Применение
	закалка	отпуск	$\sigma_{в}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	
65	830, масло	470	980	10	35	Рессоры, пружины и другие детали, работающие в условиях трения при высоких статических и вибрационных нагрузках
70	830, масло	470	1030	9	30	Рессоры, пружины и другие детали, от которых требуются повышенные прочностные и упругие свойства, а также износостойкость
75	830, масло	470	1080	9	30	Круглые и плоские пружины различных размеров, пружины амортизаторов, рессоры, замковые шайбы, диски сцепления и др.
85	820, масло	470	1130	8	30	Пружины, фрикционные диски
60Г	830, масло	470	980	8	30	Плоские и круглые пружины, рессоры, пружинные кольца, бандажи, тормозные барабаны и ленты
65Г	830, масло	470	980	8	30	Пружины, рессоры, упорные шайбы, тормозные ленты, фрикционные диски, шестерни, фланцы, корпуса подшипников
55С2	870, масло, вода	470	1270	6	30	Пружины и рессоры для автомобилей, тракторов, железнодорожного транспорта
60С2	870, масло	470	1270	6	25	Тяжелонагруженные пружины, торсионные валы, пружинные кольца и шайбы, цапги
60С2А	870, масло	420	1570	6	20	Тяжелонагруженные пружины, торсионные валы, пружинные кольца, фрикционные диски, шайбы Гровера

70СЗА	850, масло	470	1670	6	25	Тяжелонагруженные пружины ответственного назначения
55ХГР	850, масло	470	1270	7	35	Рессорная полоса толщиной 3...24 мм
60С2Н2А	870, масло	470	1470	8	30	Ответственные и тяжелонагруженные пружины и рессоры
60С2ХА	870, масло	470	1470	6	25	Крупные высоконагруженные пружины и рессоры ответственного назначения
60С2ХФА	870, масло	470	1670	6	25	Ответственные и высоконагруженные пружины и рессоры, изготавливаемые из круглой калиброванной стали
65С2ВА	850, масло	420	1860	5	20	Ответственные и высоконагруженные пружины и рессоры

С развитием техники требования к прочности повышаются. Для ряда назначений требуется материал с прочностью 1800...2000 МПа и более. Высокая прочность достигается подбором стали и специфической обработкой. Стали, обладающие высокой прочностью ( $\sigma_B > 1500$  МПа), называются **высокопрочными**.

К таким сталям следует отнести стали обычного состава, но мелкозернистые и высококочистые. В этом случае закалка с отпуском при 200 °С при прочности  $\sigma_B = 1800...2000$  МПа обеспечивает удовлетворительную пластичность и вязкость.

Введением легирующих элементов, и особенно *карбидообразующих*, задерживают процессы разупрочнения при отпуске. Если конструкционная сталь с объемным содержанием углерода около 0,3 % имеет повышенное содержание карбидообразующих элементов, то твердость ее не снижается при отпуске до температур 500...550 °С, при этом снимаются закалочные напряжения и можно ожидать большой вязкости.

Повышение вязкости, т.е. снижение порога хладноломкости, достигается легированием никелем. А чтобы избежать появления остаточного аустенита, необходимо вводить кобальт, который повышает мартенситную точку и одновременно точку  $A_{c1}$  и позволяет провести операцию высокого отпуска.

Существует также способ повышения прочности стали со структурой среднеуглеродистого мартенсита. Он заключается в небольшой пластической деформации уже термически обработанной стали (ТМО), при этом прочность не изменяется, а предел текучести возрастает, практически достигая значения предела прочности.

К высокопрочным сталям также относятся *мартенситостареющие стали интерметаллидного упрочнения*. Упрочнение этих сталей достигается в результате получения мартенситной структуры в процессе закалки и последующего старения мартенсита.

Обычно мартенситностареющие стали содержат 18 % никеля и дополнительно легированы титаном, алюминием, а часто кобальтом и молибденом (например, стали Н18К8М5Т, Н18К12М5Т2). Содержание углерода в них — 0,3 %. После закалки (800...850 °С) и охлаждения на воздухе сталь состоит из безуглеродистого мартенсита, имеющего наряду с повышенной прочностью хорошую пластичность и вязкость:  $\sigma_B = 1100...1200$  МПа,  $\delta = 18...20$  %,  $\psi = 70...80$  %. В закаленном состоянии сталь сравнительно легко обрабатывается давлением, резанием и хорошо сваривается.



Основное упрочнение происходит при последующем отпуске (старении) при температуре 480...520 °С. Механические свойства после старения:  $\sigma_b = 1900...2100$  МПа,  $\delta = 8...12$  %,  $\psi = 40...60$  %. В данном случае упрочнение связано с выделением из мартенсита дисперсных интерметаллидов типа  $Ni_3Ti$ ,  $NiTi$ ,  $Fe_2Mo$ .

Мартенситостареющие стали применяют в авиационной промышленности, ракетной технике, судостроении, приборостроении и т.д.

Еще один класс высокопрочных сталей повышенной вязкости — трип-стали, в которых высокая пластичность достигается за счет перехода аустенита в мартенсит в процессе деформирования. Сочетание высокой прочности и пластичности создается подбором определенного состава стали, режимом термической обработки и температурой деформации. В состав трип-стали входит 0,25...0,3 % углерода, около 9 % хрома, 8...25 % никеля, 4 % молибдена, по 2 % кремния и марганца. Закалкой при  $T = 1000...1100$  °С фиксируется чистая аустенитная структура при комнатной температуре. Деформация при комнатной температуре ведет к образованию мартенсита. Таким образом, исходное аустенитное сравнительно малопрочное состояние в процессе эксплуатации в результате пластической деформации превращается в высокопрочное мартенситное. Трип-стали являются материалом с самым высоким сочетанием прочности и вязкости.

Стали для деталей подшипников качения (кольца, шарики и ролики) должны отличаться высокой прочностью, износостойкостью и высоким пределом выносливости, так как эти детали воспринимают значительные знакопеременные нагрузки.

Шарикоподшипниковая сталь должна иметь содержание углерода 0,95...1,15 %. Для уменьшения критической скорости закалки сталь легируют хромом.

Присутствие неметаллических включений (поры, пузыри и другие металлургические дефекты), а также крупных неравномерно распределенных карбидов недопустимо, так как вызывает образование трещин и выкрашивание, что приводит к преждевременному разрушению подшипника.

К **шарикоподшипниковым сталям** относятся ШХ6, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ. Обозначение марки расшифровывается следующим образом: ШХ — шарикоподшипниковая хромистая; цифра — примерное содержание хрома в десятых долях процента. Хром повышает прокаливаемость. Следовательно, чем меньше размер закаливаемой детали подшипника, тем меньше может быть хрома в стали.

Термическая обработка деталей шарикоподшипника состоит из закали и отпуска. Закалку проводят в масле, температура нагрева составляет 830...840 °С. Отпуск осуществляется при температуре 150...160 °С в течение 1...2 ч, что обеспечивает получение твердости не ниже 62 HRC. В результате структура стали представляет собой отпущенный мелкоиглочатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами.

В некоторых случаях в качестве шарикоподшипниковых используют другие стали. Так, для крупных роликовых подшипников диаметром 0,5...2,0 м, для колец и роликов применяют цементуемую сталь 20X2H4. Подшипники, работающие в химически агрессивных средах, выполняют из стали X18, а подвергаемые в процессе эксплуатации значительным нагревам (до 400...500 °С) — из быстрорежущих сталей (P9).

Детали, работающие в условиях трения-скольжения, высоких давлений и ударов (траки некоторых гусеничных машин, щеки дробилок, черпаков землечерпательных машин, скипов-вагонеток, железнодорожных крестовин и т.д.), изготовляют из высокомарганцевой стали 110Г13Л (сталь Гадфильда), которая после литья имеет структуру аустенита и избыточных карбидов  $(MnFe)_3C$ , снижающих ее прочность и вязкость. После закали в воде полностью задерживается выделение карбидов и образуется чисто аустенитная структура. Сталь приобретает типичные для аустенитных сталей высокие вязкость и пластичность при достаточно хорошей прочности ( $\sigma_B = 800...1000$  МПа,  $\delta = 40...50$  %,  $\psi = 40...50$  %, 180...220 НВ).

При низкой твердости сталь Гадфильда обладает высокой износостойкостью при трении с давлением и ударами, что объясняется повышенной способностью к упрочнению, значительно большей, чем у обычных сталей с такой же твердостью. По этой причине такая сталь плохо обрабатывается резанием и давлением.

Обеспечение **коррозионной стойкости** деталей, по сути, лежит в основе повышения ресурса их эксплуатации, сокращения потребности в запасных частях и ремонтах техники, энергосбережения и экономии материальных ресурсов.

Коррозией называют разрушение металлов под действием окружающей среды. При этом металлы часто покрываются продуктами коррозии (ржавчина). В результате влияния внешней среды механические свойства металлов резко ухудшаются, иногда даже при отсутствии видимого изменения внешнего вида поверхности. Различают *химическую коррозию*, протекающую при воздействии на металл газов (газовая коррозия) и неэлектролитов (нефть и ее производные),

и *электрохимическую коррозию*, вызываемую действием электролитов (кислоты, щелочи и соли). К электрохимической коррозии относятся также атмосферная и почвенная коррозии.

Электрохимическая коррозия развивается в результате работы большого числа короткозамкнутых гальванических элементов, образующихся вследствие неоднородности металла (наличия различных фаз, ликвации, границ зерен, включений и т.д.) или внешней среды (различная концентрация ионов в электролите, разные температуры и т.д.). Коррозия (растворение металла) происходит в основном на анодных участках поверхности.

Существует несколько видов электрохимической коррозии. Если металл однороден (например, однородный твердый раствор), то наблюдается равномерная коррозия, протекающая примерно с одинаковой скоростью по всей поверхности металла. В неоднородном металле, что встречается наиболее часто, коррозия носит локальный характер и охватывает только некоторые участки поверхности. Эту местную (локальную) коррозию подразделяют на точечную, пятнистую и с язвами (питтингами). Очаги *пятнистой* и *точечной коррозии* являются концентраторами напряжений. *Местная питтинговая коррозия*, ведущая к образованию язв (полостей), начинающихся от поверхности металла, весьма опасна, так как при малых потерях массы на металле возникают глубокие местные поражения, которые могут привести к сквозным дефектам, потере прочности и герметичности деталей.

Наибольшую угрозу несет так называемая *интеркристаллитная коррозия*, распространяющаяся по границам зерен вследствие их более низкого электрохимического потенциала. Эта коррозия без заметных внешних признаков быстро развивается по границам зерен, вглубь, резко снижая при этом механические свойства металла. Сталь, пораженная интеркристаллитной коррозией, теряет металлический звук и при изгибе дает надрывы по границам зерен в местах коррозионного разрушения.

Кроме того, различают *коррозию под напряжением*, которая возникает при одновременном действии коррозионной среды и напряжений растяжения. При этом разрушение происходит вследствие образования и быстрого продвижения трещины без заметной микропластической деформации при напряжениях ниже временного сопротивления разрыву. Разновидностью этой коррозии является *коррозионное растрескивание*, т.е. образование в металле



тонкой сетки трещин при воздействии коррозионной среды и напряжений.

Сталь, устойчивую против газовой коррозии (при температуре выше  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), называют жаростойкой, а устойчивую против электрохимической коррозии — коррозионнотойкой (нержавеющей). Повышение устойчивости стали против коррозии достигается введением в нее элементов, которые образуют на поверхности защитные пленки, прочно связанные с основным металлом и предупреждающие контакт между сталью и наружной агрессивной средой, а также повышают электрохимический потенциал в разных агрессивных средах. Повышение окалиностойкости достигается введением в сталь хрома, а также алюминия или кремния, т.е. элементов, растворяющихся в железе и образующих в процессе нагрева защитные пленки оксидов  $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$ ,  $(\text{Al}, \text{Fe})_2\text{O}_3$ . Введение в сталь 5...8 % хрома повышает окалиностойкость до  $700\text{...}750\text{ }^{\circ}\text{C}$ , увеличение его содержания до 15...17 %, делает сталь окалиностойкой до  $950\text{...}1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а при содержании 25 % хрома сталь остается окалиностойкой до  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Стали, устойчивые против электрохимической коррозии, можно разделить на два характерных класса: хромистые, имеющие после охлаждения на воздухе ферритную или мартенситную структуру, и хромоникелевые — с аустенитной структурой.

Введение 12...13 % хрома делает *хромистые коррозионнотойкие стали* устойчивыми против коррозии на воздухе, в морской и пресной воде и некоторых кислотах. При содержании хрома более 15 % сталь приобретает устойчивость против коррозии в окислительных средах, в том числе в азотной кислоте.

Более широко применяют хромистые стали 12X13, 20X13, 30X13 и 40X13, содержащие 12...14 % хрома, а также стали 12X17 и 15X28, содержащие 0,12...0,15 % углерода, 17 и 28 % хрома. В сталях с 13 % хрома при нагреве и охлаждении протекает превращение  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Стали 20X13, 30X13 и 40X13 относятся к мартенситному классу, сталь 10X13 — к мартенситно-ферритному классу (содержит не менее 10 % феррита), а стали 12X17 и 15X28 (17 и 28 % хрома) — к ферритному.

Стали с 13 % хрома обладают наилучшей стойкостью против коррозии лишь при условии, что весь хром находится в  $\alpha$ -твердом растворе (феррите). В этом случае он образует на поверхности защитную пленку типа  $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$ . Образование карбидов  $(\text{Cr}_7\text{C}_3, \text{Cr}_2\text{C}_6)$  в сталях с повышенным содержанием углерода уменьшает количество хрома в твердом растворе, создает двухфазную структуру и понижает корро-

зионную стойкость. Иначе говоря, чем больше в стали углерода, тем хуже ее коррозионная стойкость.

Повысить коррозионную стойкость позволяет термическая обработка и обеспечение регулярной микрогеометрии (полностью регулярных микрорельефов по ГОСТ 24773–81), шлифованной и полированной рабочих поверхностей деталей.

Стали 30X13 и 40X13 используют для выполнения хирургических инструментов, карбюраторных игл и т.п., сталь 12X17 — для изготовления оборудования заводов пищевой и легкой промышленности, а сталь 15X28 — для аппаратуры, работающей в более агрессивных средах. Недостаток ферритных сталей состоит в том, что возникающее при перегреве (например, при сварке) крупное зерно не может быть устранено термической обработкой.

Типичной аустенитной коррозионностойкой сталью является сталь 12X18Н10Т (0,12 % углерода; 17...19 % хрома, 8...10 % никеля, 0,8...1,2 % титана).

*Хромоникелевые коррозионностойкие стали* подвергают закалке при 1100...1150 °С в воде для получения однофазной аустенитной структуры. В закаленном состоянии эти стали обладают наибольшей устойчивостью против коррозии. Они полностью устойчивы к пресной и морской воде, органическим и другим средам, а также азотной и серной кислотам. Закаленная сталь с аустенитной структурой имеет сравнительно невысокую прочность, резко пониженный предел текучести и большую пластичность:  $\sigma_B = 550...580$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 200...220$  МПа;  $\delta = 40...45$  % и  $\psi = 55...60$  %. Но она легко штампуется и хорошо сваривается. Прочность стали повышается холодной деформацией до 1200...1300 МПа, при этом пластичность падает (до  $\delta = 5$  %).

При нагреве аустенитной стали до 500...700 °С из аустенита по границам зерен выделяются карбиды хрома. Поэтому концентрация хрома в твердом растворе пограничных областей становится меньше 12 %. Это резко снижает сопротивление коррозии. Сталь приобретает склонность к межкристаллитной коррозии.

Межкристаллитную коррозию можно предотвратить введением сильных карбидообразующих элементов — титана (реже ниобия). Титан связывает углерод в стойкие карбиды TiC, что исключает возможность образования карбидов хрома и снижения его концентрации в аустените. Стали 08X18Н10Т и 12X18Н12Т не подвержены межкристаллитной коррозии.

Высокое сопротивление межкристаллитной коррозии, хорошую пластичность и свариваемость имеют низкоуглеродистые стали леги-

рованные марок 04X18H10 и 03X18H12T, предназначенные для изготовления химической аппаратуры.

Нашли применение аустенитные стали 15X17AG14, 12X17G9AN14, в которых никель полностью или частично заменен марганцем и азотом (0,15...0,4 % Ni), стабилизирующими аустенит.

Особую группу представляют *аустенитно-мартенситные коррозионностойкие стали*, например сталь 09X15H8Ю ( $\leq 0,09$  % углерода; 14...16 % хрома, 7...9 % никеля, 0,7...1,3 % алюминия). Наряду с хорошей устойчивостью против атмосферной коррозии они обладают высокими механическими свойствами.

Аустенитно-мартенситные стали для повышения механических свойств подвергают закалке (975 °С), при этом сталь получает аустенитную структуру, обладает достаточно высокой пластичностью и может быть подвергнута пластической деформации и обработке резанием, обработке холодом при температурах от -50 до -75 °С для частичного перевода аустенита (около 40 %) в мартенсит, отпуску (старению) при 450...500 °С.

При старении из мартенсита выделяются дисперсные частицы соединения  $Ni_3Al$ . Упрочненная такой обработкой сталь имеет следующие механические свойства:  $\sigma_B = 1200$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 950$  МПа.

*Аустенитно-ферритные коррозионностойкие стали* типа 08X22H6T, 03X23H6, 08X21H6M2T и др. после закалки в воде (1000–1050 °С) имеют структуру, состоящую из равномерно чередующихся зерен аустенита и  $\delta$ -феррита (1:1). Эти стали обладают высокими механическими свойствами ( $\sigma_B = 600$ ...700 МПа,  $\sigma_{0,2} = 450$ ...550 МПа,  $\delta = 30$  %,  $\psi = 50$  %), хорошими коррозионной стойкостью в окислительных и окислительно-восстановительных средах и сопротивляемостью интеркристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию и содержат меньше дорогостоящего никеля. Применяются они в металлургической, химической и пищевой промышленности.

**Жаропрочные стали и сплавы** предназначены для изготовления деталей котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, ракет, атомных и других устройств, работающих при высоких температурах.

Повышение температуры сильно ухудшает механические свойства. При этом следует иметь в виду, что если при высокой температуре нагрузить металл постоянно действующим напряжением, даже ниже предела текучести при этой температуре, и оставить его под нагрузкой длительное время, то металл в течение всего времени действия температуры и нагрузки будет деформироваться с определенной скоростью. Это явление получило название *ползучести* или *крипа*.



Развитие ползучести может привести к искажению формы деталей и разрушению металла. Технический титан, например, обладает ползучестью даже при комнатной температуре.

Сопrotивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки называют *жаропрочностью*. Жаропрочность характеризуется условным пределом ползучести и пределом длительной прочности.

Под *условным пределом ползучести* понимают напряжение, которое за установленное время испытания при данной температуре вызывает заданное удлинение образца или заданную скорость деформации (ползучести).

Предел ползучести обозначают символом  $\sigma$  и числовыми индексами. Так,  $\sigma_{0,2/100}^{700}$  означает предел ползучести при допуске на деформацию 0,2 % за 100 ч испытания при температуре 700 °С. В случае определения предела ползучести по скорости ползучести его обозначают буквой  $\sigma$  с двумя числовыми индексами: нижний индекс означает заданную скорость ползучести (%/ч), верхний — температуру испытания, °С. Так,  $\sigma_{10^{-5}}^{600}$  — предел ползучести при скорости ползучести  $1 \cdot 10^{-5}$  %/ч при 600 °С.

*Предел длительной прочности*, т.е. наибольшее напряжение, вызывающее разрушение металла за определенное время при постоянной температуре, обозначают  $\sigma$  с двумя числовыми индексами. Так,  $\sigma_{1000}^{700}$  означает предел длительной прочности за 1000 ч при 700 °С.

Повышения жаропрочности достигают легированием твердого раствора, приводящим к увеличению энергии связи между атомами, в результате чего процессы диффузии и самодиффузии задерживаются, а температура рекристаллизации возрастает, созданием у сплава специальной структуры, состоящей из вкрапленных в основной твердый раствор и по границам зерен дисперсных карбидных и особенно интерметаллидных фаз. Такая структура получается в результате закалки с высоких температур и последующего старения. Наличие равномерно распределенных дисперсных избыточных фаз затрудняет пластическую деформацию при высоких температурах. Чем крупнее зерно, тем выше жаропрочность.

Кроме того, жаропрочные стали и сплавы должны обладать высокой жаростойкостью (окалиностойкостью).

Жаропрочные сплавы для работы при температурах до 700...950 °С создаются на основе железа, никеля и кобальта, а для работы при более высоких температурах (до 1200...1500 °С) — на основе хрома, молибдена и других тугоплавких металлов.

Рабочие температуры жаропрочных сталей составляют 500...750 °С. При температурах до 600 °С чаще используют стали на основе  $\alpha$ -твердого раствора, а при более высоких температурах — на основе  $\gamma$ -твердого раствора с гранцентрированной кубической решеткой.

Для изготовления малонагруженных деталей и узлов энергетических установок, работающих при температурах не выше 500...580 °С, используют *низкоуглеродистые стали перлитного класса* (ГОСТ 20072–79), содержащие не менее 1 % хрома, молибдена и ванадия. Эти элементы, повышая температуру рекристаллизации феррита и затрудняя диффузионные процессы, повышают жаропрочность стали.

Для изготовления деталей котельных установок, работающих при температуре 510 °С и давлении 1000...1100 МПа, применяют сталь 15ХМ или более жаропрочную — 12Х1МФ. Эта сталь удовлетворительно обрабатывается давлением и сваривается. После нормализации при 960...980 °С и отпуска при 740 °С предел ползучести этой стали  $\sigma_{10^{-1}}^{560} = 120$  МПа, а  $\sigma_{10^{-8}}^{560} = 85$  МПа; предел длительной прочности  $\sigma_{10^{-4}}^{560} = 140$  МПа. Детали и узлы газовых турбин и паросиловых установок выполняют из мартенситных сложнолегированных сталей 18Х12ВМБФР и 15Х12ВНМФ, в состав которых входят молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, бор. Эти элементы повышают температуру рекристаллизации.

Рабочие температуры этих сталей могут достигать 600...620 °С. Для получения оптимальной жаропрочности высокохромистые стали закаливают на мартенсит. Структура сталей после отпуска — сорбит и троостит.

Для получения структуры аустенита *стали аустенитного класса* (ГОСТ 5632–72) должны содержать большое количество хрома, никеля и марганца. Для достижения высокой жаропрочности их дополнительно легируют молибденом, вольфрамом, ванадием, ниобием и бором. Из этих сталей изготавливаются детали, работающие при 500...750 °С. Жаропрочность аустенитных сталей выше, чем перлитных и мартенситно-ферритных. Эти стали пластичны и хорошо свариваются, однако плохо поддаются обработке резанием.

Аустенитные стали по способу упрочнения делят на три группы:

- 1) твердые растворы, не упрочняемые старением и содержащие сравнительно мало легирующих элементов;
- 2) твердые растворы с карбидным упрочнением; в этом случае упрочняющими фазами могут быть как первичные карбиды (TiC, VC, ZrC, NbC и др.), так и вторичные ( $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ), выделяющиеся из твердого раствора;
- 3) твердые растворы с интерметаллидным упрочнением.

Стали с интерметаллидным упрочнением более жаропрочны, чем стали с карбидным упрочнением. Аустенитные жаропрочные стали со структурой твердых растворов (например, 09X14H16B и 09X14H18B2БР) предназначены для работы при 600...700 °С, их применяют после закалки при температуре 1100...1160 °С с охлаждением в воде или на воздухе.

Для достижения высокой жаропрочности аустенитные стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением подвергают закалке с температурой 1050...1200 °С в воде, масле или на воздухе для растворения карбидных и интерметаллидных фаз в твердом растворе (аустените) и получения после охлаждения однородного высоколегированного твердого раствора, а также старению при 600...850 °С для выделения из твердого раствора упрочняющих дисперсных фаз.

Высокая жаропрочность сталей с карбидным упрочнением достигается введением в хромоникелевый или хромоникельмарганцовистый аустенит 0,3...0,5 % углерода и карбидообразующих элементов (молибден, вольфрам, ванадий, ниобий и др.). К этим сталям относятся, например, стали 45X14H14B2M и 40X12H8Г8МФБ аустенитного класса (ГОСТ 5632–72), а также сталь 40X15H7Г7Ф2МС, в которой никель частично заменен марганцем. Длительная прочность  $\sigma_{100}^{600}$  этой стали составляет 400 МПа.

К сталям с интерметаллидным упрочнением относится большая группа сложнoleгированных сталей, содержащих кроме хрома и никеля титан, алюминий, вольфрам, молибден и бор. Содержание углерода в этих сталях должно быть небольшим, так как он связывает молибден и вольфрам в карбиды, что понижает жаропрочность аустенита. Бор упрочняет границы зерен аустенита в результате образования боридов. К этой группе относится сталь 10X11H2ТЗР, применяемая в виде листов для изготовления сварных конструкций, работающих при температурах 550...750 °С, а также сталь 10X11H2ЗТЗМР.

Жаропрочные сплавы на основе никеля называют *нимониками*. Эти сплавы предназначены для изготовления деталей с длительным сроком службы при 650...850 °С.

Для получения высокой окалиностойкости никель легируют хромом (20 %), а для повышения жаропрочности — титаном (1,0...2,8 %) и алюминием (0,55...5,50 %). В этом случае при старении закаленного сплава в основном  $\gamma$ -твердом растворе образуется интерметаллидная  $\gamma$ -фаза, а также карбиды TiC и нитриды TiN, увеличивающие прочность при высоких температурах. Дальнейший рост жаропрочности достигается легированием сплавов молибденом (2,0...11 %) и воль-



## Характеристики материалов, трудно поддающихся обработке резанием

Группа	Марка	Термообработка	Предел прочности $\sigma$ (МПа)	Ориентировочная скорость резания $v$ (м/мин) при обработке инструментом		Коэффициент обрабатываемости $K_p$ по отношению к сталям	
				из твердого сплава	из быстрорежущей стали	45	12Х18Н10Т
I	34ХН3МФ	Отжиг	600...800	250...300	50...70	1	2
	20Х3МВФ	Улучшение	900...1300	120...150	20...30	0,5	1,0
II	25Х13Н2	Отжиг	700...1000	200...250	45...60	0,9	1,8
	95Х18	Улучшение	>1900	20...30	—	0,12	0,24
III	12Х18Н10Т	Аустенизация	550...600	120...150	25...35	0,5	1,0
	08Х17Н5М3	Нормализация	850...1100	110...130	20...30	0,45	0,9
IV	08Х15Н24В4ТР	Старение	>700	70...90	15...25	0,30	0,60
	12Х25Н16Г7АР	Аустенизация и старение	800...1000	80...100	15...25	0,30	0,60
V	ХН56ВМТЮ	Аустенизация	900	20...25	6...10	0,08...0,10	0,20
	ХН82ТЮМБ	Аустенизация и старение	1350	18...20	5...10	0,08	0,15
VI	ХН67ВМТЮЛ	Аустенизация и старение	750	18...20	—	0,05	0,10
	ВХ4-Л	Отжиг	1100	20...25	6...10	0,10	0,20
VII	ВТ1-1	Отжиг	550...700	100...150	30...40	0,45...0,60	1,0
	ВТ14	Закалка и старение	1115...1500	40...60	15...20	0,18...0,24	0,48
VIII	38Х3СНМВФА	Улучшение	1700	40...50	4...5	0,18	0,36
	Н18К9М5Т	Закалка и старение	2100...2200	40...60	—	0,24	0,48

*Примечание.* Скорость резания и относительная обрабатываемость приведены для отделочной и получистовой обработки точением, торцовым и концевым фрезерованием при присущей данному материалу термообработке и стойкости инструмента  $T_c = 45...60$  мин (точение) и  $60...120$  мин (фрезерование).

фрамом (2,0...11 %), повышающими температуру рекристаллизации и затрудняющими процесс диффузии в твердом растворе, определяющий коагуляцию избыточных фаз и рекристаллизацию. Добавление к сложнoleгированным сплавам кобальта (4...16 %) еще больше увеличивает жаропрочность и технологическую пластичность сплавов. Для упрочнения границ зерен  $\gamma$ -твердого раствора сплав легируют бором и цирконием, которые устраняют вредное влияние примесей, связывая их в тугоплавкие соединения. Примеси серы, сурьмы, свинца и олова понижают жаропрочность сплавов и затрудняют их обработку давлением.

Наиболее применим никелевый сплав ХН77ТЮР. После закалки с температурой 1080...1120 °С он имеет структуру, состоящую из пересыщенного  $\gamma$ -раствора с ГЦК-решеткой, и поэтому обладает небольшой прочностью и высокой пластичностью, допускающей глубокую штамповку, гибку и профилирование. Сплав удовлетворительно сваривается, после закалки и старения при 700 °С получает высокую жаропрочность.

Широко используют сплав ХН70ВМТЮ, отличающийся хорошей жаропрочностью и достаточной пластичностью при температурах 700...800 °С. Предел длительной прочности сплава  $\sigma_{100}^{800} = 200...250$  МПа.

*Тугоплавкими* называют металлы, температура плавления которых выше, чем у железа. Наибольшее значение в технике имеют тугоплавкие металлы ниобий, молибден, хром, тантал и вольфрам с температурой плавления соответственно 2468, 2625, 1275, 2996 и 3410 °С.

Интерес к тугоплавким металлам и сплавам на их основе возрос в связи со строительством ракет, космических кораблей, атомных реакторов и развитием энергетических установок, отдельные детали и узлы которых работают при температурах до 1500...2000 °С.

Молибден, вольфрам и хром обладают высокой жаропрочностью, однако они склонны к хрупкому разрушению из-за высокой температуры порога хладноломкости, которую особенно сильно повышают примеси внедрения углерода, азота, водорода и кислорода. После деформации ниже температуры рекристаллизации (1100...1300 °С) порог хладноломкости молибдена и вольфрама понижается. В отличие от вольфрама и молибдена ниобий и тантал — металлы с хорошей пластичностью и свариваемостью.

Молибден и вольфрам в чистом виде используют в радио- и электронной промышленности (нити накаливания, листовые аноды, сетки, пружины катодов, нагреватели и т.д.). Из-за малого поперечного сечения захвата нейтронов и отсутствия взаимодействия с расплавленными

щелочными металлами ниобий применяют для изготовления теплообменников атомных реакторов.

Жаропрочность чистых металлов сравнительно невелика. Более высокой жаропрочностью обладают сплавы на основе тугоплавких металлов. Ее повышение достигается в результате образования легированного твердого раствора или твердого раствора, который дополнительно упрочняется мелкодисперсными выделениями типа карбидов ( $ZrC$ ,  $TiZrC$  и др.), оксидов ( $ZrO_2$ ) и т.д. Все тугоплавкие металлы характеризуются низкой жаростойкостью, поэтому при температурах 600...800 °С их нужно защищать от окисления. Для молибдена и вольфрама лучшими считаются термодиффузионные силицидные покрытия ( $MoSi_2$ ,  $WSi_2$ ). Поверхностные покрытия чаще применяют для деталей с малым сроком службы или одноразового действия.

### **1.8.2. Классификация сплавов со специальными свойствами и их выбор по назначению для конкретных условий эксплуатации деталей**

Высоколегированные стали и сплавы на железной, железоникелевой, никелевой и титановой основах со специальными свойствами относятся к категории материалов, трудно поддающихся обработке резанием. Эти материалы в учебной и технической литературе описаны неполно и поэтому здесь рассматриваются как самостоятельная категория. Все труднообрабатываемые материалы поделены на восемь групп (от I до VIII). Металлы этих групп обрабатываются резанием с большими затруднениями и весьма низкой производительностью по сравнению с наиболее широко применяемыми сталями 45 и 12X18H10T. Представители материалов всех групп и их характеристики приведены в табл. 1.17, составленной исходя из следующих условий:

1) к группе I «Теплостойкие хромистые, хромоникелевые и хромомолибденовые стали» отнесены стали, могущие противостоять деформированию и разрушению при механическом нагружении при температурах ниже 550 °С, когда не возникает угрозы интенсивного окалинообразования. Они используются для изготовления клапанов двигателей, лопаток и дисков турбин, элементов котельных установок, других деталей, работающих при температуре до 600 °С;

2) в группу II «Коррозионностойкие хромистые и сложнoleгированные стали» включены стали, обладающие стойкостью против кор-



розии с электрохимическим воздействием среды. Они применяются для изготовления корпусных деталей, арматуры, турбинных дисков и лопаток, хирургического инструмента, шарикоподшипников и других деталей и могут работать при температуре 550 °С;

3) группа III «Коррозионностойкие, кислотостойкие, жаростойкие хромоникелевые стали» объединяет стали, имеющие стойкость против химического разрушения в газовых средах при температурах выше 550 °С и работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии. Они обладают кислотостойкостью, коррозионной стойкостью, жаростойкостью. Из них выполняются лопатки и заклепки компрессорных машин, сварной аппаратуры, трубы химических и нагревательных агрегатов и другие детали, работающие при температуре до 800 °С;

4) к группе IV «Жаропрочные, жаростойкие, кислотостойкие хромоникелевые, хромоникелемарганцовистые и сложнелегированные стали» отнесены стали, обладающие способностью работать при нагрузке и температурах не выше 680 °С в течение определенного времени с достаточной окалиностойкостью. Они используются для изготовления дисков и лопаток газовых турбин, элементов газопроводных систем и других деталей, работающих при температуре 1025 К, а при пониженных напряжениях — до 950 °С;

5) в группу V «Жаропрочные деформируемые сплавы на никелевой и железоникелевой основах» включены сплавы, способные работать при больших нагрузках и температурах 750...950 °С. Они обладают высокой прочностью в условиях тепловыделений и применяются для деталей машин, работающих при больших нагрузках и температуре до 950 °С;

6) группа VI «Окалиностойкие и жаропрочные литейные сплавы на никелевой и хромовой основах» объединяет сплавы, которые обладают повышенной жаропрочностью при температурах 760...980 °С. Они служат для изготовления цельнолитых роторов, сопловых лопаток и других деталей, условия работы которых требуют высокой жаропрочности в газовых средах при температурах до 950 °С;

7) группа VII «Сплавы на титановой основе» включает все титановые сплавы, обладающие рядом положительных свойств: повышенной удельной прочностью — 155...335 МПа/(см<sup>3</sup>/г) (у стали 12X18H10T — 126, у никелевого сплава ХН67ВМТЮ — 126,4, у магнитного сплава МА5 — 150); небольшой плотностью — 4,5 г/см<sup>3</sup>, повышенной температурой плавления — 1660 °С и выше, а также высокой коррозионной стойкостью, немагнитностью, малым коэффи-

циентом линейного расширения, близким к коэффициентам стекла и пермаллоя. Но сплавы этой группы обладают повышенной фрикционностью, малой теплопроводностью, высоким электросопротивлением и склонностью к задирам и схватыванию. Из титановых сплавов изготавливаются корпуса, лопатки, клапаны, диски авиационных и ракетных двигателей, корпусные детали летательных аппаратов и кораблей морского флота, судовых машин подводного и надводного использования, микроэлектромашин автоматики, высокоточных оптических систем, аппаратуры и оборудования для химических производств и предприятий цветной металлургии, энергосиловых устройств и бытовой техники;

8) к группе VIII «Высокопрочные легированные (сталь 38ХЗНМВФА) и дисперсионно-твердеющие (сталь Н18К9М5Т) стали» отнесены стали с  $\sigma_b = 1600 \dots 2200$  МПа. Дисперсионно-твердеющие стали типа Н18К9М5Т обладают высоким сопротивлением хрупкому разрушению и хорошо сопротивляются развитию трещин, что приводит к более высокой эксплуатационной надежности изготовленных из них деталей несущих конструкций различного назначения.

## 1.9. Порошковые металлы и неметаллические материалы, их свойства



### 1.9.1. Порошковые металлы и безотходные технологии порошковой металлургии

Одним из путей создания новых материалов является порошковая металлургия. Промышленность производит порошки железа, меди, никеля, кобальта, олова, свинца, серебра, молибдена, сплавов на основе никеля, железа и других металлов. Коэффициент использования металлов при изготовлении деталей и инструмента путем порошковой металлургии достигает 0,98, а производительность труда возрастает в 2 раза. Перевод 1 т деталей из стали на изготовление из порошков обеспечивает в машиностроении экономию 2 т проката. Примером эффективного применения технологий порошковой металлургии является создание и широкое использование в промышленности твердых сплавов, состоящих из высокотвердых и тугоплавких карбидов — вольфрама, титана и тантала, которые в смеси со связкой из кобальта

прессуют и спекают при температуре 1400...1550 °С в среде водорода или в вакууме.

В последние годы из-за дефицита вольфрама созданы быстрорежущие стали с малым его содержанием или вообще без вольфрама. Так, безвольфрамовая быстрорежущая сталь 11М5Ф (углерод ~ 1,1 %; молибден ~ 5,5 %; хром ~ 4,0 %; ванадий ~ 1–1,5 %) характеризуется твердостью 63...65 HRC, теплостойкостью 620 °С, прочностью на изгиб 4000...4000 МПа и предназначается для обработки отожженных и легированных конструкционных сталей, а также медных и алюминиевых сплавов. Перспективным направлением для расширения применения и повышения эффективности использования быстрорежущих сталей является изготовление режущих инструментов методами порошковой металлургии, что позволяет обеспечить карбидную неоднородность материала первого балла (ГОСТ 19265–73 предусматривает восьмibalльную шкалу оценки карбидной неоднородности: чем выше балл, тем хуже физико-механические свойства стали, а для получения высококачественного инструмента необходимо использовать стали с баллом карбидной неоднородности не выше третьего). Испытания показали, что при использовании быстрорежущих маловольфрамовых сталей Р6М5К5 и Р9М4К8, полученных методом порошковой металлургии, стойкость инструментов возрастает в 1,2...2,0 раза по сравнению со стойкостью инструментов из обычных сталей этих же марок.

Существуют следующие марки *порошковых быстрорежущих сталей* Р6М5К5-МП, Р9М4К8-МП, 13Р6М5Ф3-МП, 22Р10Ф6К8М3-МП и др. (МП — порошковая металлургия). Например, сталь марки 15Р10Ф3К8М6-МП (ТУ 14-131-530-82, НПО «Тулачермет») обладает твердостью 68...69 HRC, теплостойкостью 640 °С и прочностью на изгиб 4150...4430 МПа.

Новая группа инструментальных материалов — *карбидостали*. Это, в сущности, композиционный материал, в котором зерна тугоплавких карбидов (преимущественно TiC) равномерно распределены в связке на легированной стали. Карбидостали разработаны и выпускаются ПО «Ижсталь» (марки Р6М5-КТ20 и Р6М5К5-КТ20 с массовой долей TiC 20 %). Твердость карбидосталей — 70...72 HRC, теплостойкость — 650...690 °С, прочность на изгиб — 2000...2500 МПа, плотность — 7,1 г/см<sup>3</sup>. Стойкость фрезерного инструмента из карбидосталей в 10 раз выше, чем из стали Р18, и в 2 раза выше, чем из стали Р7М2Ф6М5-МП.



Твердые сплавы (ГОСТ 3882–74 и ГОСТ 4872–75) получают методом порошковой металлургии. Они состоят из карбидов вольфрама WC, титана TiC, тантала TaC и связки, в качестве которой применяются кобальт, никель, молибден, и имеют теплостойкость 800...1000 °С, что позволяет производить лезвийную обработку резанием на повышенных скоростях, а значит, и с более высокой производительностью. Но прочность на изгиб у твердых сплавов в 2...3 раза ниже прочности быстрорежущих сталей и составляет 900...1600 МПа. Прочность их при сжатии высокая и достигает 4000...6000 МПа, твердость – 86...90 HRA (твердость по Роквеллу, шкала А).

Технологический процесс выполнения деталей из композиционных порошковых материалов сводится к формованию порошковых или волокнистых компонентов заготовки и последующему спеканию материала. Изготовление заготовок из металлических композиционных материалов с волокнистыми наполнителями сдерживается высокой стоимостью самих волокон, поэтому большее распространение получили порошковые компоненты.

**Способы получения** порошков условно разделяют на механические и физико-механические. *Механическим способом* получают порошки из легированных сплавов строго заданного химического состава и из хрупких материалов (кремний, бериллий и пр.), а *физико-химическим способом* – порошки тугоплавких металлов и сплавов на их основе. Сущность этого способа – в изменении химического состава исходного сырья или его состояния в результате химического или физического воздействия на исходный продукт.

Технологии порошковой металлургии позволяют получать различные конструкционные материалы со специальными физико-механическими или эксплуатационными свойствами: электротехнические, пористые, фрикционные и антифрикционные, инструментальные, компактные конструкционные, термостойкие, специальные.

Заготовки из металлических порошков формуют прессованием (холодным, горячим), изостатическим формованием, прокаткой, выдавливанием и т.д.

При *холодном прессовании* в пресс-форму засыпают определенное количество приготовленного порошка и прессуют. В процессе этой операции увеличивается контакт между частицами, уменьшается пористость, деформируются или разрушаются отдельные частицы. Прочность получаемой заготовки обеспечивается силами механического сцепления частиц порошка, электростатическими силами притяжения и трения. С увеличением давления прессования прочность заготовки

возрастает. При *горячем прессовании* технологически совмещаются процессы формообразования и спекания заготовки. Температура горячего прессования составляет 0,6...0,8 температуры плавления порошка для однокомпонентной системы или ниже температуры плавления материала матрицы многокомпонентной системы. Благодаря нагреву процесс уплотнения протекает интенсивнее, чем при обычном прессовании, что позволяет значительно уменьшить необходимое давление прессования. Этот метод применяется для плохо прессуемых и плохо спекаемых композиций из тугоплавких соединений (карбиды, бориды, силициды).

*Изостатическое (всестороннее) формование* направлено на получение заготовок из композиций с порошковыми или волокнистыми наполнителями. Применяется три основных вида такого формования:

- гидростатическое формование;
- формование с помощью толстостенной эластичной оболочки;
- горячее формование.

При переработке порошкового материала *методом прокатки* порошок непрерывно поступает в зазор между валками, в результате вращения которых происходит обжатие и вытяжка порошка в ленту или полосу определенной толщины. Иногда процесс прокатки совмещают со спеканием и окончательной обработкой получаемых заготовок. В этом случае прокатанная лента проходит через печь для спекания, а затем снова подвергается прокатке для получения заготовок заданных размеров.

Сущность процесса получения заготовок *методом выдавливания* заключается в выдавливании порошка через калиброванное отверстие пресс-формы. Профиль изготавливаемого изделия зависит от формы калиброванного отверстия пресс-формы.

Спекание отпрессованных заготовок осуществляется для увеличения их прочности. Время выдержки после достижения температуры спекания по всему сечению составляет 30...90 мин. В большинстве случаев спекание проводят в восстановительной атмосфере, способствующей удалению оксидов, или в вакууме. Для этого используют электропечи сопротивления или печи с индукционным нагревом. После спекания для повышения физико-химических свойств заготовки в ряде случаев подвергают дополнительной обработке: повторному прессованию и спеканию, пропитке смазочными материалами, термической или химико-термической обработке.

Методами порошковой металлургии изготавливают изделия самой разнообразной формы, в том числе и такие, которые невозможно полу-

чить отливкой из труднообрабатываемых материалов. Существенную роль в порошковой металлургии играют технологические процессы получения качественных исходных компонентов, т.е. порошков. Для разных областей машиностроения требуются порошки с широким спектром свойств. В ходе развития порошковой металлургии было предложено и реализовано много способов получения порошков. Самый распространенный способ — механическое измельчение твердых материалов, т.е. дробление, размол или распыление. Одна из используемых на практике схем распыления порошков показана на рис. 1.51.

Другим способом является получение порошков в результате химических реакций и физических процессов, протекающих между твердыми, жидкими и газообразными веществами. Это реакции восстановления, замещения, разложения, процессы конденсации и др.

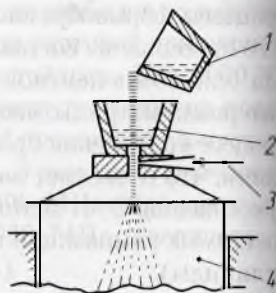


Рис. 1.51. Схема установки для распыления порошков: 1 — тигель с расплавом; 2 — керамическая воронка; 3 — форсунка; 4 — приемный бункер

### 1.9.2. Полимеры, их свойства и применение

Соединения, большие молекулы (макромолекулы) которых состоят из одинаковых структурных звеньев, называют **полимерами**. Макромолекулы полимеров могут иметь линейную форму, разветвленную и пространственную («сшитую»).

*Линейные макромолекулы* имеют форму цепей, в которых атомы соединены между собой ковалентными связями. Отдельные цепи связаны межмолекулярными силами, в значительной степени определяющими свойства полимера. Наличие в цепях *разветвлений* приводит к ослаблению межмолекулярных сил и тем самым к снижению температуры размягчения полимера.

*Пространственные структуры* образуются в результате химической связи (сшивки) отдельных цепей полимеров либо в результате поликонденсации, либо путем полимеризации. Большое значение для свойств «сшитого» полимера имеет частота поперечных связей. Если они располагаются сравнительно редко, то образуется полимер с сетчатой структурой.



*Полимеры с линейной структурой* молекул хорошо растворяются, так как молекулы растворителя могут внедряться в промежутки между макромолекулами и ослаблять межмолекулярные силы. *Полимеры с сетчатой структурой* нерастворимы, они лишь набухают. При частом расположении связей полимер становится практически нерастворимым и неплавким.

*В зависимости от расположения и взаимосвязи макромолекул* полимеры могут находиться в *аморфном* (с неупорядоченным расположением молекул) или *кристаллическом* (с упорядоченным расположением молекул) *состоянии*. При переходе из аморфного состояния в кристаллическое повышается их прочность и теплостойкость. Значительное влияние на полимеры оказывает воздействие теплоты.

*В зависимости от поведения при повышенных температурах* полимеры подразделяют на термопластичные (термопласты) и термореактивные (реактопласты).

*Термопласты* при нагреве размягчаются, а при охлаждении вновь восстанавливают свои свойства. *Реактопласты*, нагреваясь, в результате необратимых химических реакций отверждаются и перевести их в вязкотекучее состояние повторным нагревом нельзя.

### 1.9.3. Номенклатура пластических масс и их применение

Из неметаллических материалов для изготовления различных деталей машин широко применяются **пластмассы**. К положительным свойствам пластмасс следует отнести их небольшую плотность, удовлетворительную прочность, высокие антифрикционные шумо- и вибропоглощающие свойства, небольшую трудоемкость в выполнении деталей из них, достаточно высокую антикоррозионную стойкость.

Процесс резания пластмасс определяется видами наполнителя и связующего материала, а также технологическим процессом их получения.

По виду наполнителя пластмассы делятся:

□ на *композиционные*, которые, в свою очередь, подразделяются на *порошкообразные* (древесная мука, микроасбест), *волоконистые* (асбестовые и рубленые стеклянные волокна, текстильные волокна) и *с наполнителем в виде крошки*. К этим видам пластмасс относятся фенопласты, аминопласты, волокниты и др.;

□ *слоистые*, наполнителем которых служат ткани, бумага и древесный шпон. Примерами этих видов пластмасс могут выступать тек-

столит, гетинакс, балинит, стеклотекстолиты и ориентированные стеклопластики;

□ *литые* из чистых смол без наполнителя.

По виду связующего материала пластмассы подразделяются:

1) на *термореактивные*, у которых связующим веществом являются фенолформальдегидные смолы, применяемые для изготовления композиционных и слоистых пластмасс. Термореактивные пластмассы под действием теплоты резания в процессе обработки переходят в необратимое неплавкое и нерастворимое состояние, т.е. при нагревании не размягчаются;

2) *термопластические литые*, при производстве которых используются смолы. Заготовки из таких пластмасс получают методом литья под давлением, экструзией и т.д. Под действием повышенной температуры они размягчаются, сохраняя свою плавкость и растворимость, и допускают повторное формование.

Основные механические свойства наиболее распространенных пластмасс зависят главным образом от вида смолы и характера наполнителя. В свою очередь, свойства чистых смол определяются ориентацией их молекулярной структуры, а свойства, количество и ориентация наполнителя в наибольшей степени влияют на механические характеристики пластмасс. Заметим, что прочность отдельных видов древесно-слоистых пластмасс и стеклопластиков приближается к прочности углеродистой стали и иногда превосходит прочность чугуна, бронзы, алюминия, меди.

Отмечая положительные свойства пластмасс, необходимо учитывать и целый ряд недостатков: низкие теплопроводность и теплостойкость, старение под действием температуры и влажности, ползучесть. Теплопроводность пластмасс в 500...600 раз ниже теплопроводности металлов, а детали из них могут работать в интервале температур от  $-60$  до  $200$  °С. Исключение составляют пластмассы на основе кремний-полимеров, фурфурольных композиций и фторопластов, детали из которых могут удовлетворительно работать при температурах до  $300...350$  °С.

Старение пластмасс протекает значительно интенсивнее, чем металлов, что приводит к снижению первоначальных механических свойств до 30 %. К тому же ползучесть пластмасс выражается гораздо сильнее, чем металлов.

*Детали из пластмасс* можно разделить на две группы:

1) получаемые литьем и прессованием в пресс-формах из пресс-материалов в виде гранул, таблеток, порошка;

2) выполняемые путем вырезания из листов и стержней (прутков).

К пластмассам относятся материалы, основу которых составляют природные или синтетические высокомолекулярные соединения, которые состоят из большого числа низкомолекулярных соединений (мономеров), связанных между собой силами главных валентных связей.

В зависимости от числа компонентов все пластмассы подразделяются на простые и композиционные. *Простые* (полиэтилен, полистирол и др.) состоят из одного компонента — синтетической смолы; *композиционные* (фенопласты, аминопласты и др.) — из нескольких составляющих, смола в таких пластмассах является связующим для всех составляющих, содержание ее может достигать 30...70 %. В состав композиционных пластмасс помимо связующего входят:

1) наполнители различного происхождения для повышения механической прочности, теплостойкости, уменьшения усадки и снижения стоимости композиции (органические — древесная мука, хлопковые очесы, целлюлоза, хлопчатобумажная ткань, бумага, древесный шпон и др.; неорганические — графит, асбест, кварц, стекловолокно, стеклоткань и др.);

2) пластификаторы, увеличивающие эластичность, текучесть, гибкость и уменьшающие хрупкость пластмасс (дибутилфталат, касторовое масло и др.);

3) смазочные вещества, увеличивающие текучесть (стеарин, олеиновая кислота и др.);

4) катализаторы, ускоряющие процесс отверждения материала (известь, магнезия и др.);

5) красители (сурик, нигрозин и др.).

В зависимости от физического состояния, технологических свойств и других факторов все способы переработки пластмасс в детали подразделяют на следующие основные группы:

□ переработка в вязкотекучем состоянии (прессование, литье под давлением, выдавливание);

□ переработка в высокоэластичном состоянии (пнеumo- и вакуумформовка, штамповка);

□ получение деталей из жидких пластмасс различными способами формообразования;

□ переработка в твердом состоянии (разделительная штамповка и обработка резанием);

□ получение неразъемных соединений сваркой, склеиванием, различными способами переработки (спекание, напыление и др.).

Большинство пластмасс перерабатывают в детали в вязкотекучем состоянии способами прессования, литья, выдавливания.



**Прессование** — один из основных способов переработки реактопластов в детали. При этом способе в полость матрицы пресс-формы загружают порошковый материал, который под действием давления и теплоты от нагретой пресс-формы размягчается и заполняет формообразующую полость пресс-формы. После выдержки материала, необходимой для его отверждения, пресс-форму раскрывают и извлекают из нее готовую заготовку (деталь). Время выдержки под прессом зависит от скорости отверждения и толщины прессуемой детали. Для большинства реактопластов время выдержки составляет 0,5...2,0 мин на 1 мм толщины стенки.

**Литье под давлением** — основной способ массового производства деталей из термопластов (рис. 1.52). Перерабатываемый материал из загрузочного бункера 8 подается дозатором 9 в рабочий цилиндр 6 с электронагревателем 4. При движении поршня 7 определенная доза материала поступает в зону обогрева и расплавляется. Расплавленный материал через сопло 3 и литниковый канал поступает в полость пресс-формы 1, в которой и формируется деталь 2. Рассекатель 5 заставляет расплав протекать тонким слоем у стенок цилиндра. Это ускоряет прогрев и обеспечивает более равномерную температуру расплава.

**Центробежной формовкой** получают детали больших габаритных размеров, имеющие форму тел вращения, толщиной 2...115 мм, диаметром до 1 м и высотой до 3 м. Стекловолокно и связующее подают в этом случае во вращающуюся форму. После формовки туда же помещают резиновый мешок, с помощью которого создается давление на заготовку. После отверждения композиции при определенной температуре форму разбирают и извлекают из нее готовую деталь.

Исследования немецких специалистов показывают, что в зависимости от размеров и формы деталей при серийности до 40 тыс. шт.

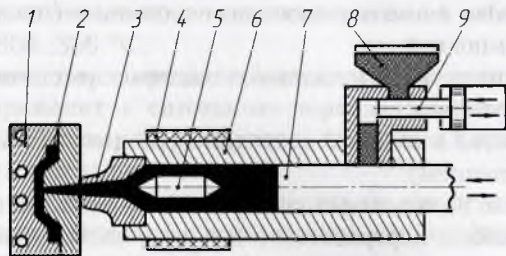


Рис. 1.52. Схема литья под давлением из термопластов

изготовление пластмассовых деталей резанием на обычных металло-режущих станках может быть более экономичным, чем литьем под давлением.

Для изготовления пластмассовых заготовок используются в основном термопласты. В настоящее время ежегодно производится более 50 млн т пластмасс.

Доля терморезистивных пластмасс в мировом производстве пластмасс составляет примерно 25 %. Среди важнейших областей применения этих материалов ведущее положение занимает строительная и электротехническая промышленность, промышленность предметов широкого потребления, общее машиностроение и производство упаковки.

Применение пластмасс в машиностроении способствует снижению массы машин и их себестоимости, повышению долговечности, сокращению трудоемкости их изготовления, совершенствованию конструкций и механизмов, а также значительной экономии черных и цветных металлов в процессе производства машин, агрегатов. Кроме того, пластмассы используются также для технологической оснастки: штампов, литейных моделей и т.п.

#### 1.9.4. Резиновые материалы, их свойства и применение

*Резина* как конструкционный материал отличается от других материалов высокими эластичными свойствами. Она является продуктом специальной обработки (вулканизации) смеси каучука и серы с различными добавками и способна к очень большим деформациям (относительное удлинение  $\delta$  ее может достигать 1000 %), которые почти полностью обратимы. При нормальной температуре резина находится в высокоэластичном состоянии и ее эластические свойства сохраняются в широком диапазоне температур.

Другой особенностью резины является релаксационный характер ее деформации. При нормальной температуре время релаксации может составлять  $10^{-4}$  с и более. При работе резины в условиях многократных механических напряжений часть воспринимаемой изделием энергии теряется на внутреннее трение, которое преобразуется в тепло и является причиной гистерезисных потерь. При эксплуатации толстостенных деталей, например шин автомобилей, вследствие низкой теплопроводности материала повышение температуры в массе резины снижает работоспособность изделий. Особенностью резины

является ее малая сжимаемость, ввиду этого в инженерных расчетах резина считается несжимаемой.

Кроме отмеченных особенностей для резиновых материалов свойственны высокая стойкость к истиранию, газо- и водонепроницаемость, химическая стойкость, в том числе масло- и бензостойкость, электроизолирующая способность, малая плотность (плотность эбонита, например,  $\gamma < 1,25 \text{ г/см}^3$ ), морозостойкость, стойкость к действию радиации и агрессивных сред (кислоты, щелочи, озон и др.).

Резиновые изделия применяются для оснащения подвижных устройств (приводные ремни, транспортные ленты и т.д.), подачи жидкостей и газов (рукава напорные и всасывающие), уплотнения неподвижных и подвижных соединений (сальники, манжеты, клапаны, мембраны, прокладочные кольца, шнуры, пластины), амортизации (резиновые подвески, опоры, подшипники, амортизаторы, буфера), электроизоляции (детали электроаппаратуры, изоляционные трубки и изоляционная лента, поделочный эбонит), защиты химической аппаратуры, изготовления воздухоподплавательных средств, строительных конструкций, в том числе теплосберегающих оконных блоков. При производстве резиновых изделий кроме резины используются текстиль, металлическая арматура и другие материалы.

По назначению и свойствам резины подразделяются на две группы: *общего назначения* (производство шин, ремней, рукавов, амортизаторов и т.д.) и *специальные*, обладающие определенными качествами (морозо- и теплостойкие, масло- и бензостойкие, газо- и водонепроницаемые, диэлектрические, стойкие к радиации и т.п.). Кроме того, резины делятся на *мягкие* (для изготовления прокладок, шин, камер и т.п.); *жесткие* или *эбонитовые* (для корпусов аккумуляторов, других электротехнических деталей и химически стойких элементов); *пористые* или *губчатые* (для амортизаторов, сидений и т.д.); *пастообразные* (для склеивания, герметизации и уплотнения).

Резина является сложной смесью различных компонентов (каучук натуральный (НК) или синтетический (СК), вулканизирующие вещества, ускорители вулканизации, активаторы ускорителя, наполнители, противостарители, смягчители, красители), от соотношением которых зависят ее свойства.

Основой резиновых смесей служит *каучук*, который для придания материалу требуемых свойств подвергают вулканизации — горячей или холодной обработке. В качестве *вулканизирующего вещества* в каучук вводится 2...3 % серы, а для ускорения длительного процесса вулканизации — 0,5...1,5 % *ускорителей*, в качестве которых использу-



ются окиси магния, цинка и другие вещества. *Активаторами ускорителя* могут выступать цинковые белила или магnezия.

*Наполнители* делятся на порошкообразные и тканевые. К порошкообразным относятся сажа, каолин, углекислый марганец, мел, тальк, сернокислый барий и др. Тканевыми силовыми наполнителями служат корд, бельтинг (высокопрочная и плотная ткань из хлопчатобумажных или химических волокон) и разнообразные рукавные ткани.

В качестве *противостарителей* применяются вазелин, воск, парафин, ароматические амины и т.д. Для того чтобы облегчить совмещение каучука с порошкообразным наполнителем и придать необходимую мягкость резине, добавляют *смягчители* в виде стеариновой или олеиновой кислоты, канифоли, сосновой смолы. *Красители* (охра, ультрамарин и др.) вводят в состав в количестве до 10 % массы каучука.

Процесс приготовления резиновых смесей состоит из подготовки компонентов, их смешивания, получения полуфабрикатов определенной формы. Для смесей с порошкообразным наполнителем каучук нарезается кусками и пластифицируется путем многократного пропускания через специальные вальцы, подогреваемые до температуры 40...50 °С, для получения однородной пластической массы, способной хорошо смешиваться.

Пластифицированный каучук смешивают на вальцах или в специальных смесителях с просеянным порошкообразным наполнителем и вводят в него в определенной последовательности другие составляющие: первым — противостаритель, в последнюю очередь — серу или ускоритель вулканизации.

Полученную после смешения массу подвергают каландрированию на специальных машинах (каландрах) для уплотнения и получения сырой резины в виде листов или лент определенной толщины. По конструкции каландры напоминают рабочую трехвалковую клетку листопрокатных станков. Верхний и средний валки каландра подогреваются до температуры 60...95 °С, а нижний охлаждается до 15 °С. Резиновая масса направляется в зазор между верхней парой валков, нагревается от них, обволакивает средний валок и втягивается в зазор между средним и нижним валком. С каландра листовую сырую резину накладывают на предохраняющую от слипания ткань и наматывают на деревянные барабаны, на которых она может при температуре 5...20 °С сохраняться до трех месяцев.

Для получения резиновых материалов с тканевым наполнителем (прорезиненных тканей) используются легкие или утяжеленные хлопчатобумажные, льняные и другие ткани. Прорезинивание осуществляют пропитыванием и промазыванием тканей резиновыми смесями без наполнителя или с порошкообразным наполнителем. Пропитывание осуществляется на клеепропиточных машинах резиновым клеем или раствором резиновой смеси в органическом растворителе (бензин, дихлорэтан и др.). После этого пропитанную ткань сушат в специальных камерах, а затем направляют на вулканизацию.

Промазывание тканей выполняют на промазочных каландрах (рис. 1.53). В зазор между валками 3 каландра одновременно пропускают пластифицированную резиновую смесь 4 и ткань, поступающую с барабана 2. Резиновая смесь после обволакивания среднего валка вместе с тканью попадает в зазор между средним и нижним валками. При этом средний валок вращается с большей скоростью, чем нижний, и за счет разности скоростей обеспечивает втирание смеси в ткань. Толщину резиновой пленки на ткани регулируют изменением зазора между валками каландра. Многослойную прорезиненную ткань получают, пропуская определенное число листов однослойной прорезиненной ткани между валками каландра. Готовая прорезиненная ткань наматывается на барабан 1 и затем поступает на вулканизацию.

*Эбонит* получается смешением каучука со значительным количеством серы (до 40...50 % массы каучука) с последующим нагревом. Смешение осуществляется на вальцах или в смесителях. В качестве наполнителя может использоваться эбонитовая пыль — размельченные отходы производства или вторсырье. Полученная эбонитовая смесь перабатывается в листовой или профильный материал, формуется и подвергается вулканизации.

Формообразование резиновых изделий выполняют шприцеванием, горячим и холодным прессованием, литьем под давлением и т.п. Сырая листовая резина, получаемая с каландров после смешения компонентов, и прорезиненная ткань, обработанная на клеепропиточных машинах, становятся конструктивными материалами только после горячей или холодной *вулканизации* — обработки отформованной сырой резиновой смеси серой, металлическим натрием или диаминобензолом.

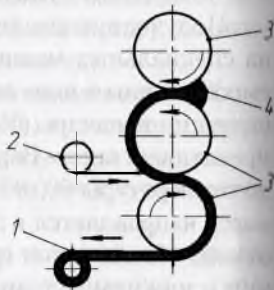


Рис. 1.53. Схема валков каландра для получения прорезиненных тканей

При горячей вулканизации резиновую смесь выдерживают при температуре 130...150 °С под давлением 0,1...0,4 МПа. Вулканизаторы, находящиеся в резиновой смеси, взаимодействуют с макромолекулами каучука и образуют межмолекулярные связи. При этом исчезает пластичность каучука, изделия приобретают механическую прочность, упругость и износостойкость. Для вулканизации применяют вулканизационные котлы, автоклавы, прессы. При холодной вулканизации каучук обрабатывают раствором полухлористой серы. В результате изделия также становятся прочными и эластичными.

Готовая листовая резина или прорезиненная ткань для изготовления деталей поступает на раскрой или штамповку. Раскрой выполняют при помощи дисковых клинковых и циркульных ножей, а в массовом или крупносерийном производстве — резательных машин роторного типа.

Сложные фасонные детали вырубают штанцевыми ножами или вырезают по закройным шаблонам. Штанцевый нож представляет собой рамку, соответствующую детали конфигурации, изготовленную из стальной полосы. Высота штанца обычно составляет 40...80 мм, толщина ленты — 4...5 мм, нижний рабочий край с наружной стороны остро отточен. Вырубку осуществляют на специальных прессах, подкладывая под лист материала деревянные или гуттаперчевые подкладки. Возможна вырубка и в металлических штампах.

Резиновые шнуры, полосы, трубки и другие подобные профили получают шприцеванием — выдавливанием сырой резиновой массы на червячном (шнековом) прессе через специальную матрицу. Червячный винт (шнек) и рабочий цилиндр прессы обогревают паром, а изделие, выходящее из матрицы, во избежание деформации охлаждают в воде. При этом профили дают некоторую усадку по длине, а их сечение несколько превосходит отверстие в матрице из-за упругости. Отформованные профили подвергают вулканизации.

При прессовании резиновую смесь или прорезиненную ткань совместно с армирующими материалами (если необходимо) укладывают в нагретую пресс-форму, последнюю устанавливают на гидравлический пресс и подают давление 2...10 МПа (20...100 кгс/см<sup>2</sup>). Заготовка, деформируясь, принимает необходимую форму. Процесс горячего прессования сопровождается вулканизацией.

При холодном прессовании отформованное изделие подогревают и направляют в вулканизационные котлы. В этом случае заготовка должна иметь форму, близкую к конфигурации внутренней полости



пресс-формы. Это условие особенно важно при изготовлении деталей из жестких малотекучих смесей (эбонитовые, наполненные асбестом, тальком, сажей или каолином). Методом прессования изготавливают клиновидные ремни, уплотнительные кольца, муфты и т.д.

При литье под давлением разогретую сырую резиновую смесь из напорной камеры выдавливают штоком через литниковые каналы в форму. При выдавливании смеси под давлением до 120 МПа (1200 кгс/см<sup>2</sup>) смесь приобретает конфигурацию, соответствующую рабочей полости формы. Число отливок, получаемых из одной закладки в литьевой цилиндр, зависит от числа гнезд и емкости формы. Так как резиновая смесь подается под давлением и при температуре 80...100 °С, то одновременно происходит вулканизация. При этом сокращается число подготовительных операций (отсутствует каландрирование, резка и т.д.). Качество изделий зависит от правильности выбора технологического режима и точности дозирования.

Литьем под давлением получают изделия сложной формы и крупногабаритные.

## 1.10. Композиционные материалы

### и их компоненты



#### 1.10.1. Назначение, состав и свойства композитов

*Композиционные материалы* представляют собой гетерофазные, т.е. состоящие из различных по физическим и химическим свойствам компонентов (фаз) системы, включающие два и более компонента с сохранением индивидуальности каждого из них и характеризующиеся свойствами, которые каждому компоненту в отдельности не присущи (табл. 1.18).

При этом:

- состав и форма компонентов материала определены заранее;
- компоненты присутствуют в количествах, обеспечивающих заданные свойства материала;
- материал является однородным в макромасштабе и неоднородным в микромасштабе (компоненты различаются по свойствам, между ними существует явная граница раздела);
- один из компонентов, обладающий непрерывностью по всему объему, является основой (матрицей), в которой распределены упрочнители (волокна, проволока, стружка, прутки); компонент прерыви-

стей, разделенный в объеме композиции, считается усиливающим или армирующим.

Примером композиционных материалов являются стеклопластики и карбоволокониты.

Таблица 1.18

### Эксплуатационные особенности групп композитов

Эксплуатационные особенности материала	Материал
Малая плотность и высокая удельная прочность	Дисперсно-упрочненные, волокнистые, эвтектические материалы
Износостойкость, высокая твердость	Твердые сплавы
Антифрикционность	Антифрикционные композиты, металлофторопласты
Фрикционность	Фрикционные композиты
Коррозионная стойкость	Углеродистые материалы
Инструментальные свойства	Спеченные твердые сплавы

Композицию получают путем введения в основной материал (матрицу) определенного количества другого материала (наполнителя), который добавляется с целью получения специальных свойств. Размеры частиц вводимых компонентов могут колебаться от сотых долей микрометра до нескольких миллиметров.

Физико-механические свойства композиционных материалов обуславливаются концентрацией компонентов, их геометрическими параметрами и ориентацией, а также технологией изготовления, а следовательно, могут меняться в широких пределах. Это позволяет конструировать материалы с заданными свойствами.

В зависимости от материала матрицы композиционные материалы можно разделить на *металлические, полимерные, резиновые, керамические*.

По типу арматуры и ее ориентации композиционные материалы подразделяют на изотропные и анизотропные.

*Изотропные* композиционные материалы имеют одинаковые свойства во всех направлениях. К этой группе относят композиционные материалы с порошкообразными наполнителями.

У *анизотропных* материалов свойства зависят от направления армирующего материала. Их подразделяют на однонаправленные, слоистые и трехмернонаправленные. В последнее время находят широкое

применение так называемые гибридные композиционные материалы, состоящие из трех и более компонентов.

По способу получения металлические композиционные материалы делят на *литейные* и *деформируемые*, полимерные и резиновые композиционные материалы — на *литейные* и *прессованные*.

В зависимости от назначения выделяют *общеконструкционные*, *термостойкие*, *пористые*, *фрикционные* и *антифрикционные* композиционные материалы, которые наделены соответствующими назначению свойствами.

Особенно ценными свойствами обладают карбоволокниты (армирующий компонент — углеродные волокна) и борволокниты (армирующий компонент — волокна бора). Карбоволокниты отличаются высоким статическим и динамическим сопротивлением усталости, водостойкостью и химической устойчивостью; используются в судостроении, авиационном и автомобилестроении, в химическом машиностроении. Борволокниты характеризуются высокой прочностью и твердостью, низкой ползучестью и теплопроводностью, стойки к воздействию радиации, воды, органических растворителей и топлив; применяются в авиационной и космической промышленности.

Для инструментов используются поликристаллы кубического нитрида бора (КНБ) и композиционные материалы, созданные на его основе. Все они называются композитами. Наиболее широкое применение получили композиты 01 (эльбор-Р), 02 (белбор), 05, 10 (гексанит-Р) и другие материалы на базе КНБ.

Композиты 01 и 02 содержат более 98 % КНБ и обладают повышенными твердостью и хрупкостью; композит 05 состоит из 75 % КНБ и 25 % оксида алюминия ( $Al_2O_3$ ); композит 10 содержит 95 % КНБ и 5 % более мягких компонентов. Все эти и другие инструментальные материалы на базе КНБ синтезируются в форме цилиндрических столбиков диаметром 4...8 мм и высотой 3...6 мм.

Лезвийные инструменты, оснащенные «столбиками» из КНБ, в основном применяются для обработки сталей и чугунов различной твердости. При этом чем выше твердость обрабатываемого материала, тем выразительнее преимущество инструментов из композитов над инструментами из твердых сплавов и минералокерамики. Например, при точении закаленных сталей твердостью 63...65 HRC стойкость резцов из композита при скоростях резания 80...100 м/мин в 20 раз выше стойкости резцов из твердого сплава Т30К4 и в 3...4 раза выше стойкости резцов из минералокерамики.



### 1.10.2. Макроструктура упрочнителей, методы и способы соединения разнородных материалов в композитах

Способы получения композиционных материалов включают следующие стадии: получение исходных компонентов (волокна, жгуты, ленты, ткани, листы); подготовку исходных компонентов (нанесение покрытий); получение промежуточных полуфабрикатов (сборку исходных компонентов); получение плотных полуфабрикатов и изделий (полимеризацию, спекание); отделку, нанесение покрытий.

Волокна получают механическими способами, например волочением, разрезанием фольги, протягиванием или продавливанием материала через фильеры, растягиванием нитей и физико-химическими методами: намораживанием струи расплава на вращающийся барабан, кристаллизацией из расплавов и растворов, охлаждением на нити-подложки.

Исходными компонентами являются ткани и нетканые материалы из волокон, отдельные волокна и жгуты, пропитанные матричным материалом, ленты, полученные напылением матричного материала на волокна. Исходные компоненты получают из матрицы в виде гранул, порошков, фольги, лент, расплавов и полимерных составов. В случае необходимости исходные компоненты подвергают предварительной подготовке: отжигу, нанесению защитных и технологических покрытий и т.д.

Для композиционных материалов с дисперсными армирующими элементами промежуточные полуфабрикаты получают смешиванием жидких или твердых матричных материалов с волокном или порошком уплотнителя.

Для получения промежуточных полуфабрикатов из композиционных материалов с волокнистым упрочнителем производят механическую «сборку» материала матрицы и волокна. Для этого равномерно укладывают слои из фольги матрицы и волокон упрочнителя. Применяют также укладку или намотку отдельных волокон, жгутов, лент, тканей с нанесением материала матрицы на вращающиеся оправки. Форма промежуточных полуфабрикатов соответствует форме готовых изделий с учетом неплотности укладки.

Все технологические способы получения полуфабрикатов и изделий из металлических композиционных материалов можно условно разделить на четыре основные группы: парогазофазные, жидкофазные, твердожидкофазные и твердофазные.

Основой для производства полуфабрикатов и изделий из композиционных материалов всеми способами служат однослойные ленты с одним рядом армирующих волокон или тканей, пропитанных или покрытых материалом матрицы с одной или с обеих сторон.

*Парогазофазные способы* характеризуются низкой производительностью процесса, поэтому применять их для компактирования композиционного материала нецелесообразно.

*Жидкофазные способы* используются на всех стадиях производства композиционных материалов — от полуфабрикатов до изделий. К этим способам относятся:

□ протяжка волокон, жгутов и тканей через расплав материала матрицы для пластифицирования волокна;

□ пропитка полученных пакетов материалом матрицы;

□ плазменное и другие виды газотермического напыления металлов для получения полуфабрикатов, подвергаемых последующей обработке давлением.

Применяют два способа пропитки: самопроизвольную и под давлением. Первую осуществляют путем заливки расплавленного материала в форму с уложенным в ней каркасом из армирующих волокон. Вторую выполняют при недостаточной смачиваемости в системе матрица — волокно или для ускорения процесса пропитки для компонентов с удовлетворительной и хорошей смачиваемостью.

*Твердожидкофазные способы* используют для получения полуфабрикатов и изделий из композиционных материалов методами горячего прессования, волочения и прокатки. Прессование осуществляется в интервале кристаллизации сплава материала матрицы.

Твердофазные способы предназначены для компактирования изделий из полуфабрикатов ковкой, прокаткой, импульсным прессованием, диффузионной сваркой. В табл. 1.19 приведены примеры соединяемых компонентов, методы их соединения и достигаемые показатели упрочнения получаемых композитов. Из таблицы следует, что в композиты различными методами могут соединяться как металлы с металлами, так и металлы с неметаллами. При этом обеспечивается высокий предел прочности листовых композитов.

Особый интерес представляет получение листовых композитов, например биметаллических пластин, сваркой взрывом (рис. 1.54, а). Один из листов (пластин) 1 располагают на основании 5, а другой — над ним с зазором  $h_0$  (обычно  $h_0 \sim 5$  мм) при помощи опор по углам. На всю внешнюю поверхность верхнего листа 2 укладывается заряд

взрывчатого вещества (ВВ) 3 слоем одинаковой толщины  $H$ . В одном из концов, а иногда углов, заряда ВВ устанавливается электродетонатор 4. Для большей динамичности процесса сварки возможна установка верхнего листа относительно нижнего под углом  $\alpha$ , который принимается обычно 3...5°.

Таблица 1.19

## Методы соединения компонентов композитов

Компонент	Объемная доля упрочнения, %	Диаметр, толщина упрочнителя, мкм	Метод получения	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа
Al-B	30	170	Диффузионная сварка	900
D20-12X18H10T	30	120	Прокатка	700
Al-BHC9	40	120	Горячее прессование	400
B95-2X15H5AM3	30	80	Сварка взрывом	1700
Al-УВ	35	25	Пропитка	730
Al-SiC	40	100	То же	4000
Mg-B	45	110	Диффузионная сварка	1300
Mg-Ta	40	100	Пропитка	199
Ti-B	50	110	Плазменное напыление	1240
Ti-B/SiC	50	106	Горячее прессование	1150
(Ti-Mg)-B	50	100	То же	1320
Cu-W	25	80	Пропитка	410
Ni-W	37	100	Горячее прессование	600
Ni-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	39	10	То же	1350
Ni-УВ	50	25	»	105

Примечание. УВ — углеродные волокна.

При инициировании электродетонатором взрыва по заряду со скоростью, предопределяемой составом ВВ, распространяется фронт детонационной волны (рис. 1.54, б). Для различных ВВ эта скорость составляет 2000...4500 м/с. Позади фронта детонационной волны продукты взрыва в течение очень короткого промежутка времени по инерции сохраняют прежний объем, находясь в нем под давлением 10...20 МПа, а затем разлетаются в стороны. При этом они сообщают находящемуся по фронту детонации участку металла верхнего листа импульс, под действием которого его элементарные объемы ускоренно движутся к поверхности нижнего листа и со скоростью  $v_H$  соударяются с ней.



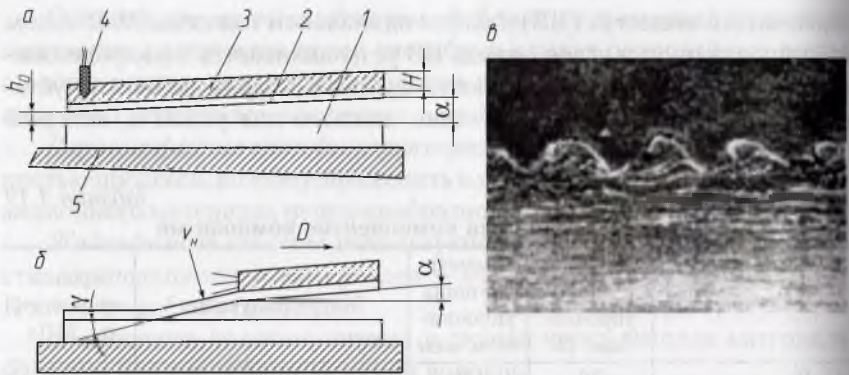


Рис. 1.54. Схемы соединения компонентов металлических композитов взрывом (а, б) и микроструктура зоны соединения биметалла из сталей 40X и P6M5 (в)

При установившемся процессе верхний лист на некоторой длине дважды перегибается до угла  $\gamma$ , и этот перегиб движется по стрелке  $D$  за фронтом детонационной волны. При этом участок с непродетонировавшим зарядом ВВ под действием инерции остается в исходном состоянии под углом  $\alpha$ .

Высокоскоростной удар метаемой части металла верхнего листа под углом  $\gamma$  создает давление до 1,5 ГПа в зоне соударения с неподвижной поверхностью нижнего листа. При этом появляется тангенциальная составляющая скорости  $v_n$  соударения, действующая в направлении фронта детонационной волны, что заставляет металл подповерхностных слоев обоих листов совместно деформироваться в этом же направлении. Такое деформирование приобретает характер вязкого течения и способствует сближению поверхностей свариваемых листов по всей площади соударения практически вплотную. Профиль деформированной зоны металла в образующемся сварном соединении обычно имеет волнообразный вид (рис. 1.55, в). Сварка взрывом не требует нагрева заготовок и протекает мгновенно в течение миллионных долей секунды.

Области промышленного применения этого метода:

- создание биметаллических и многослойных плоских заготовок с высокопрочным соединением слоев разнородных металлов для последующей прокатки;
- изготовление биметаллических и многослойных листов с высокопрочным соединением слоев для непосредственного использо-

вания в промышленности из практически любых сочетаний металлов и сплавов;

□ производство биметаллических и многослойных сплошных и полых цилиндрических заготовок для последующего изготовления круглого, профильного проката и труб с наружным и внутренним плакирующими слоями.

### Вопросы и задания для самопроверки

1. Назовите разновидности конструкционных материалов в технике.
2. Чем стали отличаются по составу от чугунов?
3. Как маркируются качественные конструкционные и инструментальные стали?
4. Какова маркировка чугунов?
5. Как обозначаются легирующие элементы и указывается их содержание в марках черных металлов?
6. Охарактеризуйте полимеры, пластмассы и резину.
7. Назовите разновидности и свойства абразивных материалов.
8. Расскажите о композитах, их особенностях и свойствах.
9. Каковы особенности меди и ее сплавов?
10. Каковы положительные стороны алюминия и его сплавов?
11. Охарактеризуйте магний и его сплавы.
12. В чем преимущество титановых сплавов?
13. Какие кристаллические структуры характерны для металлов?
14. Какие металлы используются в качестве легирующих элементов черных и цветных сплавов?
15. В чем заключается суть кристаллизации сплавов?
16. Какими методами и средствами определяется твердость материалов?
17. Дайте характеристику прочности и пластичности металлов.
18. Какие исследования выполняются для выявления динамических свойств металлов?
19. Перечислите физико-химические, технологические и эксплуатационные свойства материалов.
20. Какие превращения происходят в сталях и чугунах при их нагреве и охлаждении?
21. Назовите процессы термообработки сталей.
22. Каковы особенности отжига и закалки сталей?
23. В чем суть термомеханической и химико-термической обработки сталей?
24. Расскажите о создании композитов методом взрыва.
25. Для чего нужны диаграммы состояния двойных сплавов?
26. Изобразите по памяти диаграмму состояния железо — цементит и сформулируйте задачи, решаемые при ее применении.

27. Оцените различия вольфрамсодержащих и безвольфрамовых твердых сплавов.
28. Какое влияние на свойства сталей оказывают вольфрам, ванадий и молибден?
29. Классифицируйте труднообрабатываемые сплавы со специальными свойствами.
30. Какие постоянные примеси железоуглеродистых сплавов используются в качестве легирующих элементов?
31. Что такое дислокации и как они влияют на свойства сплавов?
32. Что такое эбонит и в каких случаях он эффективно применяется?
33. Перечислите пути выбора конструкционных материалов для деталей, обеспечивающие режим ресурсоэнергосбережения.
34. Что представляют собой наноструктурные материалы и каково влияние размерных факторов на их свойства?
35. Перечислите методы создания наноматериалов и приведите примеры их эффективного использования.
36. Назовите металл, который имеет самую высокую удельную прочность.
37. Как обеспечиваются коррозионная стойкость и противозадирность сплавов в деталях?
38. Какими показателями характеризуется износостойкость и прочность материалов?
39. Охарактеризуйте быстрорежущие стали, назовите их свойства и области применения.
40. Что такое кубический нитрид бора, в каких целях и где он используется?
41. Классифицируйте наноматериалы по составу и форме структурных составляющих.
42. Каковы методы и способы исследования консолидированных материалов?