

Федеральное агентство по образованию
Государственное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Омский государственный технический университет»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебник

Под редакцией доктора технических наук, профессора В. С. Кушнера

*Допущено Учебно-методическим объединением вузов по образованию в
области автоматизированного машиностроения (УМОАМ)
в качестве учебника для студентов высших учебных заведений,
обучающихся по направлению подготовки дипломированных специалистов
«Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных
производств»*

Омск 2008

УДК 620.22(075)
ББК 30.3я73
К96

Рецензенты:

Б. А. Калачевский, докт. техн. наук, проф., СИБАДИ
А. А. Рауба, докт. техн. наук, проф., ОмГУПС

Кушнер, В. С.

К96 **Материаловедение:** учеб. для студентов вузов /В. С. Кушнер, А. С. Верещака, А. Г. Схиртладзе, Д. А. Негров, О. Ю. Бургонова.; под ред. В. С. Кушнера. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2008. – 232 с.

В учебнике рассмотрено кристаллическое строение металлов, процессы кристаллизации, пластической деформации, диаграммы состояния двойных систем, механические свойства металлов и сплавов. Большое внимание уделено теории и технологии термической и химико-термической обработки стали. Приведены необходимые сведения о конструкционных, инструментальных, коррозионностойких, жаропрочных и жаростойких сталях и сплавах, а также сплавах на основе титана, меди, алюминия, магния. Дано описание неметаллических материалов: пластмасс, керамики, стекла, композиционных и других.

Учебник предназначен для студентов машиностроительных направлений и специальностей всех форм обучения.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Омского государственного технического университета

© Авторы, 2008
© Омский государственный
технический университет, 2008

ВВЕДЕНИЕ

Раздел I. Строение и свойства материалов

1. СТРОЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ

- 1.1. Металлы, их классификация и основные физические свойства.....
- 1.2. Различные агрегатные состояния и кристаллическое строение металлов.....
- 1.3. Реальное строение металлов и дефекты кристаллических решеток.....
- 1.4. Строение сплавов.....

2. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

- 2.1 Энергетические и температурные условия процесса кристаллизации.....
- 2.2. Механизм и основные закономерности процесса кристаллизации.....
- 2.3. Превращения в твердом состоянии. Полиморфизм.....

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ.

- 3.1. Механические свойства материалов.....
- 3.2. Деформации и напряжения.....
- 3.3. Испытания материалов на растяжение и на ударную вязкость.....
- 3.4. Испытания на твердость.....
- 3.5. Упругая и пластическая деформации, разрушение.....
- 3.6. Упрочнение и разупрочнение материалов, наклеп и рекристаллизация.....

4. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ

- 4.1. Правило фаз, построение диаграмм состояния.....
- 4.2. Диаграмма состояния для сплавов, образующих смеси из чистых компонентов.....
- 4.3. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии.....
- 4.4. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, с эвтектикой
- 4.5. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, с перитектикой.....
- 4.6. Диаграмма состояния для сплавов, образующих химические соединения
- 4.7. Диаграмма состояния для сплавов с полиморфным превращением одного из компонентов.....
- 4.8. Диаграмма состояния сплавов с полиморфными превра-

щениями компонентов и эвтектоидным превращением.....

Тесты для контроля текущих знаний.....

Раздел II. Структура, свойства и термическая обработка железоуглеродистых сплавов

5. ДИАГРАММА «ЖЕЛЕЗО–УГЛЕРОД (ЦЕМЕНТИТ)»
 - 5.1 Компоненты, фазы и структурные составляющие железоуглеродистых сплавов.....
 - 5.2. Изменения структуры сталей при охлаждении.....
 - 5.3. Изменения структуры чугунов при охлаждении.....
6. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ
 - 6.1. Классификация и свойства углеродистых сталей.....
 - 6.2. Классификация и свойства чугунов
7. ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ
 - 7.1. Влияние нагрева и скорости охлаждения углеродистой стали на ее структуру.....
 - 7.2. Отжиг углеродистых сталей.....
 - 7.3. Нормализация углеродистых сталей.....
8. ЗАКАЛКА И ОТПУСК УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ
 - 8.1. Закалка углеродистых сталей.....
 - 8.2. Поверхностная закалка.....
 - 8.3. Отпуск закаленных углеродистых сталей.....

Тесты для контроля текущих знаний.....

Раздел III. Конструкционные и инструментальные стали и сплавы

9. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ.....
 - 9.1. Назначение легирования.....
 - 9.2. Влияние легирующих элементов на структуру и механические свойства сталей.....
 - 9.3. Влияние легирования на превращения при термообработке.....
 - 9.4. Маркировка и классификация легированных сталей.....
10. УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ
 - 10.1. Упрочнение легированием.....
 - 10.2. Упрочнение пластическим деформированием.....
 - 10.3. Упрочнение термическими методами.....
 - 10.4. Цементация стали.....
 - 10.5. Азотирование стали.....
 - 10.6. Нитроцементация.....
 - 10.7. Физическое упрочнение.....
11. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ
 - 11.1 Строительные стали.....

11.2	Цементуемые (нитроцементуемые) стали.....
11.3	Улучшаемые стали.....
11.4	Рессорно-пружинные стали.....
11.5	Шарико-подшипниковые стали.....
11.6	Износостойкие стали.....
12.	КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ, ЖАРОСТОЙКИЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ
12.1.	Коррозионная стойкость стали.....
12.2.	Жаростойкие стали и сплавы.....
12.3.	Коррозионностойкие стали и сплавы.....
12.4.	Жаропрочные стали и сплавы.....
13.	ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ
13.1.	Условия работы деформирующих и режущих инструментов, требования к инструментальным материалам.....
13.2	Инструментальные легированные (штамповые стали).....
13.3.	Классификация режущих инструментальных материалов..
13.4	Режущие инструментальные и быстрорежущие стали.....
14.	ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ, РЕЖУЩАЯ КЕРАМИКА, СВЕРХТВЕРДЫЕ И АБРАЗИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
14.1	Классификация и свойства твердых сплавов.....
14.2	Режущая керамика.....
14.3	Сверхтвердые инструментальные материалы.....
14.4	Абразивные материалы.....
	Раздел IV. Цветные металлы и неметаллические материалы
15.	ТИТАНОВЫЕ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
15.1	Титан и его сплавы.....
15.2	Медь и ее сплавы.....
16.	АЛЮМИНЕВЫЕ И МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ
16.1	Алюминий и его сплавы.....
16.2	Магний и его сплавы.....
17.	НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ
17.1	Полимеры и пластмассы.....
17.2	Резиновые и клеящие материалы.....
17.3	Стекло, ситаллы, графит.....
17.4	Композиционные материалы и их строение.....
17.5	Композиционные материалы с металлической матрицей...
17.6	Композиционные материалы с неметаллической матрицей
	<i>Тесты для контроля текущих знаний.....</i>
	Библиографический список.....

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение относится к числу основополагающих учебных дисциплин для специальностей машиностроительного профиля. Это связано, прежде всего, с тем, что получение, разработка новых материалов, способы их обработки являются основой современного производства и во многом определяют уровень своего развития, научно-технический и экономический потенциал государства.

Проектирование рациональных и конкурентоспособных изделий, организация их производства невозможны без достаточного уровня знаний в области материаловедения, которые являются важнейшим показателем образованности современного дипломированного специалиста. Кроме того, материаловедение служит базой для изучения многих специальных дисциплин.

Материаловедение – это наука, изучающая связь между составом, строением и свойствами материалов, а также их изменения при различных внешних воздействиях (тепловом, механическом, химическом и т.д.). Основная практическая задача материаловедения – изыскание оптимального состава и способа обработки материалов для придания им заданных свойств.

Материаловедение условно разделяется на теоретическое, рассматривающее общие закономерности строения и процессов, происходящих в материалах при различных воздействиях и прикладное (техническое), изучающее основы технологических процессов обработки (термическая обработка, литье, обработка давлением) и конкретные классы материалов.

Несмотря на то, что в машиностроении используются весьма различные материалы, основными конструкционными материалами являются металлы. Поэтому основное содержание курса относится к изучению металлических материалов – металловедения.

Российские ученые сыграли ведущую роль в развитии металловедения. Одним из них является П. П. Аносов, который в 1831 году впервые применил микроскоп в разработке методики исследования стали. В 1868 г. Д. К. Чернов открытием критических точек в стали установил подлинно научную причину изменения ее свойств при термической обработке, за что получил международное признание. Существенный вклад в развитие науки о металлах внесли Н. С. Курнаков, А. А. Байков, А. М. Бочвар, Н. А. Минкевич, С. С. Штейнберг, А. П. Гуляев и другие российские ученые, а из зарубежных – А. Ледебур, Р. Аустен, Ф. Осмонд, Л. Троост, А. Мартенс и др.

Особенно интенсивно развивается металловедение в последние десятилетия. Это объясняется потребностью в новых материалах для исследования космоса, развития электроники, атомной энергетики. Для этого по-

надобилось включение в число промышленных материалов почти всех элементов периодической системы.

Неметаллическое материаловедение наибольшее развитие получило при создании синтетических материалов, в которых возможно проектировать и комбинировать свойства исходных веществ с целью получения заданных свойств конечного продукта и готовых изделий.

Основы структурной теории химического строения органических соединений заложил великий русский химик А. М. Бутлеров (1826–1886 гг.). На основе исследований Г. С. Петрова (1907–1914 гг.) стало возможным промышленное производство первых синтетических фенопластов. Цепная полимеризация стала возможной в результате разработки Н. Н. Семеновым (1930–1940 г. г.) теории цепных реакций.

Содержание учебника условно сгруппировано в 4-х основных разделах. Первая часть учебника посвящена теоретическому материаловедению, а именно: строению и свойствам металлов и сплавов. Здесь приведены сведения о наиболее важных для практического применения металлах, их физических свойствах и связи этих свойств с электронным строением металлов. Дана классификация металлов, рассмотрены особенности и закономерности кристаллического строения металлов и сплавов, виды дефектов кристаллических решеток, закономерности кристаллизации металлов и сплавов при их переходе от жидкого в твердое состояние, а также превращения в твердом состоянии.

Важные физические понятия напряжений и деформаций рассмотрены не только с позиций физики твердого тела, но и на основе феноменологического подхода, с позиций механики сплошной среды. Даны определения основных механических характеристик материалов, описаны основные методы механических испытаний, рассмотрены закономерности упрочнения и разупрочнения материалов при их деформации и нагреве.

Описаны методика и правила построения диаграмм фазового равновесия (диаграмм состояния), рассмотрены основные типы диаграмм состояния сплавов, обладающих различной способностью к образованию твердых растворов, химических соединений или превращений в твердом состоянии.

Вторая часть учебника посвящена железоуглеродистым сплавам, наиболее широко распространенным в промышленности. Здесь рассмотрена диаграмма состояния «Железо-углерод (цементит)», приведена классификация углеродистых сталей и чугунов, описаны основные закономерности и виды термической обработки сталей.

В третьей части рассмотрено влияние легирования на свойства сталей, методы упрочнения сплавов, приведены сведения о маркировке, классификации, свойствах и областях применения различных конструкционных сталей. Особое внимание уделено коррозионно-стойким, жаростойким и

жаропрочным сплавам, а также инструментальным сталям и другим инструментальным материалам для обработки металлов давлением и резанием.

В четвертой части рассмотрены наиболее применяемые цветные металлы (титан, медь, алюминий, магний) и сплавы на их основе, а также неметаллические материалы (полимеры и пластмассы, резина, клеи, стекло, ситаллы, графит, композиционные материалы).

Изучив дисциплину «Материаловедение», студент должен знать:

- основные свойства материалов, обеспечивающих качество технологических процессов и изделий машиностроения, в том числе свойства сплавов со специальными свойствами (коррозионно-стойких, жаростойких и жаропрочных сплавов, а также инструментальных материалов);

- о влиянии свойств материалов на ресурсосбережение и надежность изделий, технологических процессов и средств автоматизации;

- основные типы кристаллических решеток и их дефектов, структуру сплавов, общие закономерности диаграмм фазового равновесия и диаграмму «Железо–цементит»;

- классификацию металлов, сплавов и неметаллических материалов

Студент должен владеть:

- методами определения оптимальных и рациональных режимов термообработки, упрочнения материалов;

- методами анализа причин возникновения дефектов в материалах;

- методами проведения стандартных испытаний по определению показателей физико-химических свойств используемых материалов и готовых изделий;

- методами определения качества и состояния сплавов на основании анализа их структуры.

Для самоконтроля и проверки уровня подготовки студентов при изучении дисциплины «Материаловедение» в конце каждого из разделов приведены тесты.

Раздел I. Строение и свойства материалов

1. СТРОЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Металлы, их классификация и основные физические свойства

Что такое металл? М. В. Ломоносов в своем труде «Первые основания металлургии или рудных дел» дал металлам такое определение: «Металлы суть ковкие блестящие тела». Позже, объясняя понятие «металлы», стали называть и другие металлические свойства. В энциклопедическом словаре Мейера о металлах говорится следующее: «Элементы, которые являются хорошими проводниками тепла и электричества, обладают характерным сильным блеском, непрозрачны (в не слишком тонком слое) и образуют с кислородом соединения преимущественно основного типа».

Металлы в твердом состоянии обладают рядом характерных свойств:

- высокой тепло- и электропроводностью;
- положительным температурным коэффициентом электросопротивления (с повышением температуры электросопротивление чистых металлов возрастает; большое число металлов обладает сверхпроводимостью – у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электросопротивление падает скачкообразно практически до нуля);
- термоэлектронной эмиссией, т. е. способностью испускать электроны при нагреве;
- хорошей отражательной способностью (металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском);
- повышенной способностью к пластической деформации.

Эти свойства металлов обусловлены их электронным строением. Металлическое состояние возникает в комплексе атомов, если при их сближении внешние электроны теряют связь с отдельными атомами, становятся общими, т. е. коллективизируются и свободно перемещаются по определенным энергетическим уровням между положительно заряженными и периодически расположенными в пространстве ионами. Устойчивость металла, представляющего собой ионно-электронную систему, определяется электрическим взаимодействием между положительно заряженными ионами и коллективизированными электронами. Такое взаимодействие между ионным скелетом и электронным газом получило название *металлической связи*.

Сила связи в металлах определяется соотношением между силами отталкивания и силами притяжения между ионами и электронами. Атомы (ионы) располагаются на таком расстоянии один от другого, чтобы энергия взаимодействия была минимальной. Этому положению соответствует равновесное расстояние d_0 (рис. 1.1).

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

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

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

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

Цветные металлы подразделяются на:

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

- благородные – серебро, золото, металлы платиновой группы. Обладают высокой устойчивостью против коррозии;

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

1.2. Различные агрегатные состояния и кристаллическое строение металлов

Все вещества в зависимости от температуры и давления могут находиться в трех агрегатных состояниях: твердом, жидком и газообразном.

В чистых металлах при повышении температуры происходит изменение агрегатного состояния: при превышении температуры плавления твердое состояние сменяется жидким, при превышении температуры кипения жидкое состояние переходит в газообразное. Эти температуры перехода зависят от давления.

Температура плавления – особенно важная константа свойств металла – колеблется для различных металлов в весьма широких пределах: от минус 38,9 °С для ртути, самого легкоплавкого металла, находящегося при комнатной температуре в жидком состоянии, до 3390 °С – для самого тугоплавкого металла – вольфрама.

При постоянном давлении температуры плавления, плотность и некоторые теплофизические характеристики вполне определены и для наиболее распространенных в технике металлов приведены в таблице 1.1.

В газообразном состоянии частицы вещества не связаны между собой молекулярными силами притяжения и хаотически движутся, заполняя весь возможный объем. При обычных давлениях и температурах среднее расстояние между молекулами в газах примерно в десять раз больше, чем в твердых телах и жидкостях. Поэтому газы имеют значительно меньшие

плотности, чем твердые тела и жидкости. При обычных температурах газы – хорошие диэлектрики, так как их атомы и молекулы электрически нейтральны.

При нагреве газа до высоких температур происходит его ионизация: концентрация заряженных частиц увеличивается, причем объемные плотности положительных и отрицательных электрических зарядов заряженных частиц становятся практически одинаковыми. Термически ионизированный газ отличается от обычного газа рядом особенностей, позволяющих считать его четвертым (после твердого, жидкого и газообразного) состоянием вещества – плазмой. В технике широкое применение получила «холодная» или низкотемпературная плазма ($\sim 10^3 - 10^4$ К).

Таблица 1.1

Плотность, теплоемкость, температура плавления и теплота плавления некоторых металлов

Металл	Плотность, 10^3 кг/м ³	Теплоемкость, кДж/(кг*град) при 20 °С	Температура плавления, $\theta_{пл}$, °С	Теплота плавления, L , кДж/кг
Алюминий	1,738	0,88	658,7	0,32–0,39
Вольфрам	19,35	0,24	3420	–
Железо	7,874	0,45	1539	0,293
Кобальт	8,90	0,45	1493	–
Магний	1,848	1,3	651	0,373
Медь	8,96	0,39	1083	0,214
Никель	8,91	0,46	1453	0,24–0,30
Олово	7,29	0,23	231,9	0,059
Свинец	11,35	0,13	327,3	0,0225
Сталь	7,7–7,9	0,46	1300–1400	0,205
Чугун	7,0	0,5	1100–1200	0,096–0,14

Жидкости представляют собой вещества в конденсированном агрегатном состоянии, промежуточном между твердым и газообразным. Жидкости подобно твердым телам обладают малой сжимаемостью и большой плотностью, но в то же время подобно газам не обладают упругостью формы и легко текут.

В жидкостях среднее расстояние между молекулами сравнимо с размерами самих молекул (~ 10 Нм = 10^{-10} м), поэтому силы межмолекулярного взаимодействия весьма значительны. Подобно частицам твердого тела молекулы жидкости совершают тепловые колебания около некоторых положений равновесия. Однако если в твердых телах эти положения равновесия неизменны (т. е. имеет место дальний порядок), то в жидкостях

они время от времени изменяются: по истечении некоторого времени молекула жидкости перескакивает в новое положение равновесия, перемещаясь на расстояние, сравнимое с расстоянием между молекулами.

Эти перемещения молекул жидкости обуславливают ее текучесть. Таким образом, несмотря на то, что в жидкостях не соблюдается дальний порядок, как у твердых тел, для них имеет место «ближний порядок»: в среднем для каждой молекулы жидкости число ближайших соседей и их взаимное расположение одинаковы.

В твердом состоянии физические тела характеризуются стабильностью формы. При изменении формы в твердых телах возникают упругие силы, препятствующие этому изменению. В твердых телах элементарные частицы (атомы, молекулы или ионы) совершают малые тепловые колебания около некоторых фиксированных положений равновесия, т. е. имеет место «дальний порядок», вследствие которого элементарные частицы твердого тела могут располагаться по узлам кристаллических решеток.

Правильное регулярное расположение атомов в твердом теле, характеризующееся периодической повторяемостью в трех измерениях, образует *кристаллическую решетку*, а тела, имеющие кристаллическую решетку, называют *твердыми телами*. Металлы являются телами *кристаллическими*.

Наиболее простой кристаллической решеткой у металлов является кубическая, имеющая две разновидности: *кубическую объемноцентрированную (ОЦК)* и *кубическую гранецентрированную (ГЦК)*.

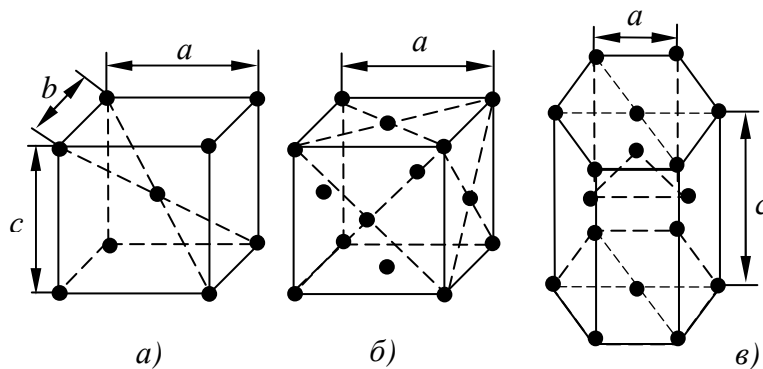


Рис. 1.3. Кристаллические решетки:

- а) кубическая объемно–центрированная (ОЦК), б) кубическая гранецентрированная (ГЦК),
в) гексагональная плотноупакованная (ГПУ)

У обоих типов этих решеток основу ячеек составляют восемь атомов, образующих куб и находящихся в его вершинах. Остальные атомы находятся или в центре объема куба (1 атом на пересечении диагоналей в решетке ОЦК), или в центре каждой из его граней (6 атомов в решетке ГЦК). Кристаллические решетки ОЦК имеют альфа-железо (Fe_α), хром, ванадий, вольфрам и другие металлы. Решетку ГЦК имеют гамма-железо (Fe_γ), алюминий, медь, никель и другие металлы.

Другой разновидностью кристаллических решеток у металлов является гексагональная плотноупакованная решетка (ГПУ). Ячейка этой решетки представляет собой шестигранную призму с центрированными основаниями, между которыми на некотором расстоянии от центров трех граней расположены еще три атома. ГПУ решетку имеют магний, цинк, бериллий и другие металлы (рис. 1.3).

Плоскости, параллельные координатным плоскостям и находящиеся на расстоянии a , b , c , разбивают кристалл на множество параллелепипедов, равных и параллельно ориентированных. Наименьший параллелепипед называют *элементарной ячейкой*. Вершины параллелепипеда называют *узлами пространственной решетки*. Размер элементарной ячейки оценивают отрезками a , b , c . Их называют *периодами решетки*. Дополнительными характеристиками кристаллической решетки являются координационное число и коэффициент компактности.

Координационное число K – число ближайших равноудаленных частиц (атомов) от любого атома в кристаллической решетке (для ОЦК – $K=8$, для ГЦК – $K=12$). *Коэффициент компактности* – отношение объема всех частиц, приходящихся на одну элементарную ячейку, ко всему объему элементарной ячейки (для ОЦК – $0,68$, для ГЦК – $0,74$).

Упорядоченность расположения атомов в кристаллической решетке позволяет четко выделить кристаллографические направления и плоскости (рис. 1.4). *Кристаллографические направления* – лучи, выходящие из какой-нибудь точки отсчета, вдоль которых на определенном расстоянии друг от друга располагаются атомы.

Точками отсчета могут служить вершины куба, при этом кристаллографическими направлениями являются его ребра и диагонали грани.

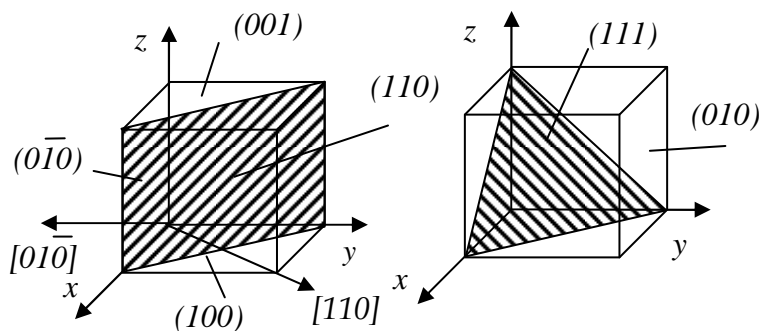


Рис. 1.4. Основные кристаллографические направления и плоскости

Кристаллографические плоскости – плоскости, на которых лежат атомы, например, грани куба или его диагональной плоскости. Кристаллографические направления и плоскости принято обозначать индексами Миллера. Для определения индекса какого-либо направления следует найти координаты ближайшего к точке отсчета атома, лежащего на этом направлении, выраженные через параметр решетки.

Пример. Координаты ближайшего атома вдоль оси ox выразятся через 100. Этими цифрами принято обозначать индекс направления вдоль оси ox и параллельных ему направлениях [100]. Индексы направлений вдоль оси oy и oz и параллельных им направлений выразятся соответственно через [010] и [001], а направления вдоль диагонали грани xoz , $хоу$, $уoz$ и диагонали куба получат индексы соответственно [101], [110], [011], [111].

Для определения индекса кристаллографической плоскости следует вначале найти координаты ближайших точек ее пересечения с осями координат, проведенными из точки отсчета 0. Затем обратные величины найденных координат следует записать в обычной последовательности в круглых скобках. Использование понятий о кристаллографических направлениях и плоскостях и об их индексах позволяет описывать различные явления, происходящие в кристаллических телах, а также особенности свойств кристаллических тел вдоль различных направлений и плоскостей.

Физические и прочностные свойства металлов вдоль различных кристаллографических направлений зависят от числа атомов, расположенных на этих направлениях. В действительности в кристаллической решетке на различных направлениях находится разное число атомов. Например, в кубических решетках (рис. 1.4) вдоль диагонали куба ОЦК решетки [111] или диагонали грани решетки ГЦК [110], [101], [011] размещается больше атомов, чем по направлениям вдоль ребер кубов [100], [010], [001].

Из этого следует, что в кристаллических веществах должна наблюдаться анизотропия, т. е. неодинаковость свойств вдоль различных кристаллографических направлений.

Анизотропия – это зависимость свойств кристалла от направления, возникающая в результате упорядоченного расположения атомов в пространстве. Анизотропия механических и других свойств наблюдается при испытании образцов, вырезанных вдоль различных кристаллографических направлений. Не всем свойствам кристаллических тел присуще явление анизотропии, так, например, теплоемкость, от направления не зависит.

Анизотропия проявляется только в пределах одного кристаллического зерна. Реальные металлы являются телами поликристаллическими, состоящими из огромного числа зерен, произвольно ориентированных друг к другу своими кристаллографическими направлениями и плоскостями.

В связи с этим, недостаток какого-либо свойства по одному из направлений приложения силы в одних зернах компенсируется избытком этого свойства по этому же направлению в других зернах. Поэтому реальные металлы являются изотропными телами, т. е. телами с примерно одинаковыми свойствами по всем направлениям.

1.3. Реальное строение металлов и дефекты кристаллических решеток

Строение реальных кристаллов отличается от идеальных. В реальных кристаллах всегда содержатся дефекты, которые подразделяются на *точечные, линейные, поверхностные и объемные*.

К самым простым точечным дефектам относятся вакансии, межузельные атомы основного вещества, чужеродные атомы внедрения (рис. 1.5).

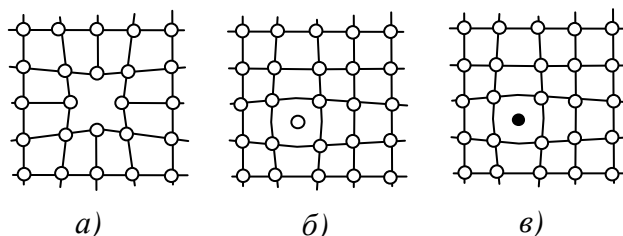


Рис. 1.5. Точечные дефекты в кристаллической решетке:

а – вакансии; б – межузельный атом основного вещества; в – примесный атом внедрения

Вакансией называется пустой узел кристаллической решетки, т. е. место, где по той или иной причине отсутствуют атомы (рис. 1.5,а). *Межузельный атом* – атом, перемещенный из узла в позицию между узлами (рис. 1.5,б). Вакансии и межузельные атомы появляются в кристаллах из-за тепловых колебаний атомов при любой температуре выше абсолютного нуля. Каждой температуре соответствует равновесная концентрация вакансий, а также межузельных атомов.

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

Атомы внедрения – это атомы примесного элемента, находящиеся в междоузлиях кристаллической решетки (рис. 1.5,в).

Все виды точечных дефектов искажают кристаллическую решетку и в определенной мере влияют на физические свойства металла (электропроводность, магнитные свойства и др.), а также на фазовые превращения в металлах и сплавах.

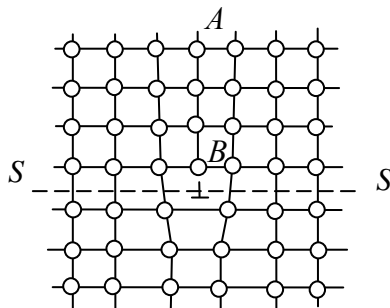


Рис. 1.6. Схема краевой дислокации в кристаллической решетке

Линейные несовершенства имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем измерении. Важнейшие виды линейных несовершенств – *краевые и винтовые дислокации*. Образуются дислокации в результате локальных или местных смещений кристаллографических плоскостей, происходящих в кристаллической решетке зерен на различных технологических этапах их формирования. Наиболее распространенной является краевая дислокация (рис. 1.6). Она представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием атомной полуплоскости или экстраплоскости АВ.

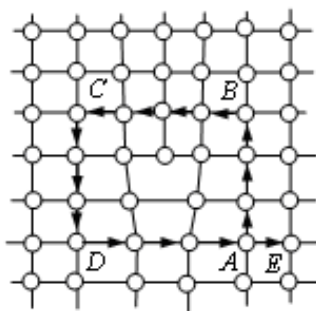


Рис. 1.7. Схема определения вектора Бюргерса

Линию атомов нижней границы экстраплоскости принято называть дислокацией. Дислокацию обозначают знаком \perp или \top (экстраплоскости в верхней или нижней части зерна – положительная или отрицательная). Различие между положительной или отрицательной дислокациями чисто условное. Вокруг дислокаций решетка упруго искажена. Мерой искажения служит так называемый *вектор Бюргерса*. Он получается, если обойти замкнутый контур в идеальном кристалле (рис. 1.7), переходя от узла к узлу, а затем этот же путь повторить в реальном кристалле, заключив дислокацию внутрь контура. Отрезок АЕ, по модулю равный параметру решетки, принято считать вектором Бюргерса. Он перпендикулярен линии дислокации.

Дислокации возникают при кристаллизации, плотность их большая, поэтому они значительно влияют на свойства материалов, наряду с другими дефектами участвуют в фазовых превращениях. Дислокации служат местом концентрации примесных атомов. Примесные атомы образуют вокруг дислокации зону повышенной концентрации – так называемую *атмосферу Коттрела*, которая мешает движению дислокаций и упрочняет металл.

Поверхностные дефекты. Наиболее важными являются большеугловые и малоугловые границы, дефекты упаковки, границы двойников.

Поликристаллический сплав содержит огромное число мелких зерен. В соседних зернах решетки ориентированы различно (рис. 1.8) и граница между зернами представляет собой переходный слой шириной 1–5 нм. В нем нарушена правильность расположения атомов, имеются скопления

дислокаций, повышена концентрация примесей. Границы между зёрнами называются *большееугловыми*, т. к. соответствующие кристаллографические направления в соседних зёрнах образуют узлы в десятки градусов (рис. 1.8,а).

Каждое зерно, в свою очередь, состоит из субзерен. Субзерно представляет собой часть кристалла относительно правильного строения, а его границы – стенки дислокаций, которые разделяют зерно на отдельные субзерна (рис. 1.8,б). Угол взаимной разориентации между соседними субзернами невелик (не более 5 %), поэтому такие границы называются *малоугловыми*.

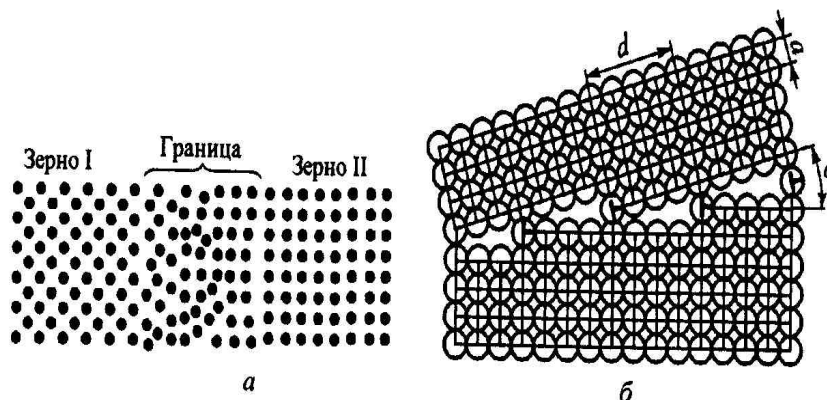


Рис. 1.8. Схемы строения большеугловых (а) и малоугловых (б) границ

Дефект упаковки представляет собой часть атомной плоскости, ограниченную дислокациями, в пределах которой нарушен нормальный порядок чередования атомных слоёв.

Двойники. Двойникованием называют симметричную переориентацию областей кристаллической решетки. Решетка внутри двойниковой прослойки является зеркальным отображением решетки в остальной части кристалла.

Поверхностные дефекты влияют на механические и физические свойства материалов. Особенно большое значение имеют границы зёрен. Предел текучести σ_T связан с размером зёрен зависимостью: $\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2}$, где σ_0 и k – постоянные для данного материала. Чем мельче зерно, тем выше предел текучести, вязкость и меньше опасность хрупкого разрушения.

Объёмные дефекты (пустоты, поры, трещины и включения) имеют значительные размеры во всех трех направлениях.

1.4. Строение сплавов

Сплавы – важные вещества, получаемые сплавлением или спеканием двух или нескольких элементов периодической системы, называемых *компонентами*. Сплав считается металлическим, если его основу (свыше 50 % по массе) составляют металлические компоненты. Металлические сплавы

обладают более высокими прочностными и другими механическими свойствами по сравнению с чистыми металлами.

В зависимости от природы сплавляемых компонентов сплавы, взаимодействуя друг с другом, могут образовать различные по строению и свойствам продукты. Характер взаимодействия компонентов при сплавлении зависит от их положения в таблице Д. И. Менделеева, особенностей строения электронных оболочек их атомов, типов и параметров их кристаллических решеток, соотношения температур их плавления, атомных диаметров и других факторов.

Компоненты при сплавлении могут образовывать смеси зерен с пренебрежимо ничтожной взаимной растворимостью, неограниченно или частично растворяться друг в друге, а также образовывать химические соединения.

Смесь образуется при взаимодействии компонентов, не способных к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступающих в химическую реакцию с образованием соединения (рис. 1.9). В этих условиях сплав состоит из чистых зерен обоих компонентов, сохраняющих присущие им типы кристаллических решеток и прочностные свойства. Механические свойства таких сплавов зависят от количественного соотношения компонентов, от размеров и формы зерен и соединения их границ.

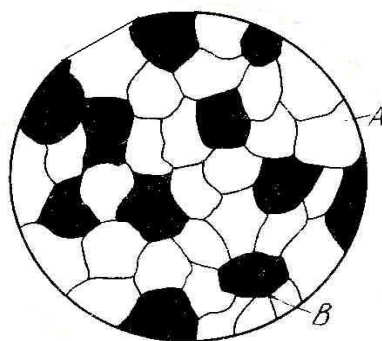


Рис. 1.9 Микроструктура смеси (схема)

Химическое соединение представляет собой зерна со специфической кристаллической решеткой, отличной от решеток обоих компонентов. При образовании химического соединения соотношение чисел атомов элементов соответствует стехиометрической пропорции, что выражается формулой A_nB_m , – связь между атомами в них сильнее и жестче металлической. Поэтому они являются очень твердыми и хрупкими веществами.

Химическое соединение характеризуется определенной температурой плавления, скачкообразным изменением свойств при изменении состава. Если химическое соединение образуется только металлическими элементами, то в узлах решеток располагаются положительно заряженные ионы, удерживаемые электронным газом – возникает металлическая связь.

При образовании химического соединения металла с неметаллом возникает ионная связь. В результате взаимодействия элементов в этом случае атом металла отдает электроны (валентные) и становится положительным ионом, а атом металлоида принимает электроны на свою внешнюю оболочку и становится отрицательным ионом. В решетке химического соединения такого типа элементы удерживаются электростатическим притяжением.

Если образующиеся в сплавах химические соединения оказываются стойкими веществами, не диссоциирующими при нагреве вплоть до температуры плавления, то их принято рассматривать в качестве самостоятельных компонентов, способных образовывать сплавы с компонентами сплава.

Твердый раствор образуется при растворении компонентов друг в друге, является однофазным, состоит из одного вида кристаллов, имеет одну кристаллическую решетку и существует в интервале концентраций. Обозначаются твердые растворы буквами латинского алфавита: α , β , γ и т. д.

При образовании твердого раствора сохраняется решетка одного из компонентов. В этом случае компонент называется *растворителем*.

Атомы *растворенного* вещества искажают и изменяют средние размеры элементарной ячейки растворителя. Если атомы растворенного компонента В замещают в узлах решетки атомы компонента-растворителя А, то образующийся раствор называется *твердым раствором замещения*. Твердые растворы замещения могут быть *ограниченные и неограниченные*. *Неограниченные твердые растворы* образуются, если компоненты имеют одинаковую кристаллическую решетку и одинаковый атомный радиус. *Ограниченные твердые растворы* образуются, если компоненты имеют одинаковую кристаллическую решетку, а атомные радиусы разнятся.

При образовании *твердых растворов внедрения* атомы растворенного вещества С располагаются между атомами А в кристаллической решетке растворителя. Следовательно, диаметр атома С должен быть невелик, а внутри решетки металла А должно быть достаточное пространство для атома С (рис. 1.10). Искажения решетки при образовании твердых растворов внедрения больше, чем при образовании твердых растворов замещения, поэтому у них более резко изменяются свойства.

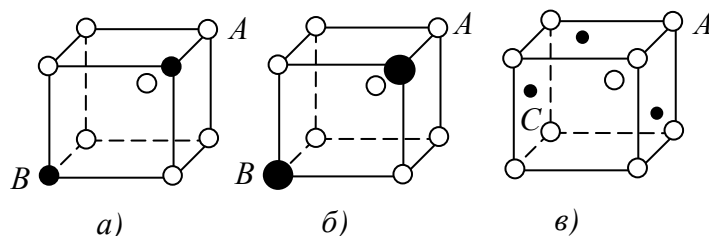


Рис. 1.10. Кристаллическая решетка ОЦК: а – неограниченный твердый раствор замещения; б – ограниченный твердый раствор замещения; в – твердый раствор внедрения

Образование твердых растворов сопровождается увеличением твердости и прочности, уменьшением температурного коэффициента электриче-

ского сопротивления, пластичности (исключение составляют твердые растворы на основе меди) по сравнению с чистыми металлами.

В сплавах, содержащих более двух элементов, возможно растворение в одном и том же растворителе и путем замещения, и путем внедрения. Например, при сплавлении железа с марганцем и углеродом получается твердый раствор, в котором марганец растворяется путем замещения, а углерод – путем внедрения.

2. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

2.1. Энергетические и температурные условия процесса кристаллизации

Любое вещество может находиться в трех агрегатных состояниях – газообразном, жидком и твердом. Изменение агрегатного состояния происходит при определенных температурах. Температура перехода зависит от давления, но при постоянном давлении они вполне определены.

Переход металла из жидкого состояния в твердое с образованием кристаллической структуры называется *первичной кристаллизацией*. *Плавление* – процесс, обратный кристаллизации.

В природе все самопроизвольно протекающие превращения (кристаллизация и плавление) обусловлены тем, что новые состояния в новых условиях являются энергетически более устойчивыми, обладают меньшим запасом энергии.

Энергетическое состояние системы, имеющее огромное число охваченных тепловым движением частиц (атомов, молекул), характеризуется особой термодинамической функцией G , называемой *свободной энергией*. В условиях постоянного давления:

$$G = U - T \cdot S, \quad 2.1$$

где – U – внутренняя энергия системы (вещества), т. е. полная энергия, равная сумме кинетической и потенциальной энергии частиц, составляющих данную систему; T – абсолютная температура в системе, S – энтропия, т. е. мера внутренней неупорядоченности в системе.

Чем больше свободной энергии системы, тем система менее устойчива. С изменением внешних условий свободная энергия системы изменяется по сложному закону, но различно для жидкого и кристаллического состояний. Схематический характер изменения свободной энергии жидкого и твердого состояний в зависимости от температуры показан на рис. 2.1.

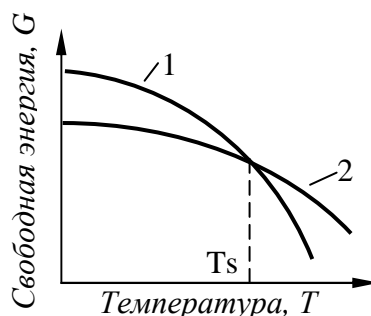


Рис. 2.1. Изменение свободной энергии жидкого (1) и кристаллического (2) состояний в зависимости от температуры

Из графика видно, что при температуре T_S свободные энергии жидкого и твердого состояний равны, металл находится в равновесии. T_S – равновесная или теоретическая температура кристаллизации, при которой $G_{\text{ж}} = G_{\text{тв}}$.

Для начала кристаллизации необходимо уменьшение свободной энергии системы. Охлаждение жидкости ниже равновесной температуры кристаллизации называется *переохлаждением*. Разница между равновесной T_S и реальной T_K температурой кристаллизации называется *степенью переохлаждения* ΔT . Степень переохлаждения зависит от природы металла, она увеличивается с повышением частоты металла и ростом скорости охлаждения. Процесс перехода металла из жидкого состояния в кристаллическое можно изобразить кривыми в координатах «Время – Температура» (рис. 2.2).

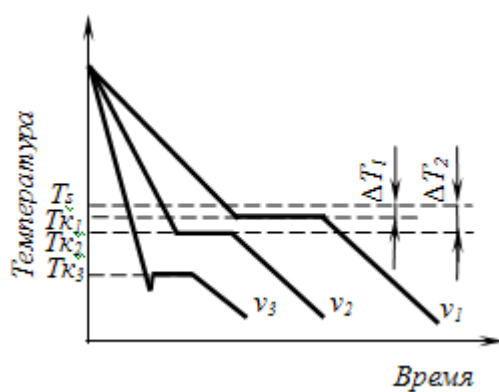


Рис. 2.2. Кривые охлаждения при кристаллизации

Охлаждение металла в жидком состоянии сопровождается плавным понижением температуры. При достижении температуры кристаллизации на кривой «температура–время» появляется горизонтальная площадка, так как отвод тепла компенсируется выделяющейся при кристаллизации скрытой теплотой кристаллизации. Жидкий металл обладает большей внутренней энергией, чем твердый, поэтому при кристаллизации выделяется теплота. По окончании кристаллизации температура снова начинает снижаться и твердое кристаллическое вещество охлаждается.

2.2. Механизм и основные закономерности процесса кристаллизации

В жидком состоянии атомы вещества вследствие теплового движения перемещаются беспорядочно. В то же время в жидкости имеются группировки атомов небольшого объема, в пределах которых расположение атомов вещества во многом аналогично их расположению в решетке кристалла. Эти группировки неустойчивы, они рассасываются и вновь появляются в жидкости. При переохлаждении жидкости некоторые из них (наиболее

крупные) становятся устойчивыми и способными к росту. Эти устойчивые группировки атомов называют *центрами кристаллизации (зародышами)*.

Образование зародышей способствует флуктуации энергии, т. е. отклонение энергии группировок атомов в отдельных зонах жидкого металла от некоторого среднего значения. Размер образовавшегося зародыша зависит от величины зоны флуктуации.

Процесс образования кристаллов путем зарождения центров кристаллизации и их роста можно рассмотреть с помощью схем (рис. 2.3).

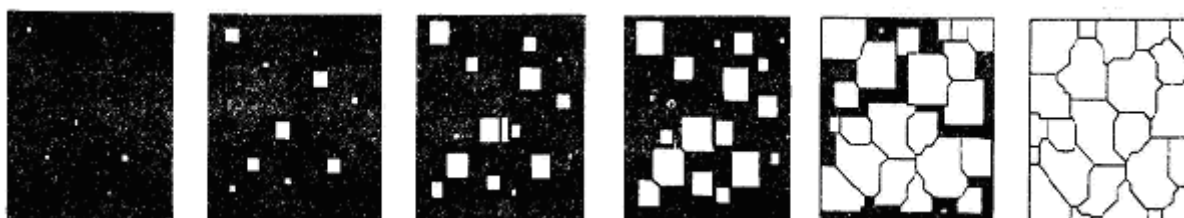


Рис. 2.3. Схема процесса кристаллизации

Рассмотрение подобных схем кристаллизации позволяет объяснить два важных момента:

1) по мере развития процесса кристаллизации в нем участвует все большее и большее число кристаллов, поэтому процесс вначале ускоряется до тех пор, пока в какой-то момент взаимное столкновение растущих кристаллов не начинает заметно препятствовать их росту, которое замедляется; тем более, что и жидкости, в которой образуются новые кристаллы, становится все меньше;

2) в процессе кристаллизации кристалл, окруженный жидкостью, имеет правильную форму, но по мере столкновения и срастания кристаллов их правильная форма нарушается и оказывается в зависимости от условий соприкосновения растущих кристаллов. Кристаллы неправильной формы называются *кристаллитами или зернами*.

Скорость процесса и окончательный размер кристаллов при затвердевании определяется соотношением между скоростью образования центров кристаллизации и скоростью роста кристаллов (рис. 2.4).

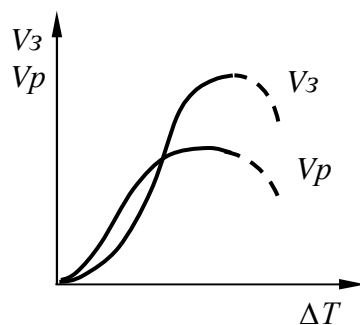


Рис. 2.4. Изменение скорости образования зародышей V_z и скорости роста кристаллов V_p в зависимости от степени переохлаждения ΔT

При небольших степенях переохлаждения, когда зародыш критического размера велик, а скорость образования зародышей мала, в результате затвердевания образуется крупнокристаллическая структура. Чем больше степень переохлаждения, тем больше центров кристаллизации и тем меньше размер зерна. Чем мельче зерно, тем выше механические свойства сплава.

Небольшие степени переохлаждения достигаются при заливке жидкого металла в форму с низкой теплопроводностью (земляная, шамотовая) или в подогретую металлическую форму. Увеличение переохлаждения происходит при заливке жидкого металла в холодные металлические формы, а также при уменьшении толщины стенок отливок. Поскольку при этом скорость образования зародышей увеличивается более интенсивно, чем скорость их роста, получается более мелкий кристалл.

В реальных условиях процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от имеющихся центров кристаллизации. Такими центрами являются частицы тугоплавких неметаллических включений, оксидов, интерметаллических соединений, образуемых примесями. При кристаллизации атомы металла откладываются на активированные поверхности примеси как на готовом зародыше.

Наличие готовых центров кристаллизации приводит к уменьшению размеров кристалла при затвердевании. Рост зерна чаще всего происходит по дендритной схеме (рис. 2.5). Это связано с тем, что развитие зародышей протекает главным образом в тех направлениях решетки, которые имеют наибольшую плотность упаковки атомов и минимальное расстояние между ними. В этих направлениях образуются ветви – оси первого порядка I. От осей первого порядка начинают расти оси второго порядка II, от них – оси третьего порядка III и т. д.

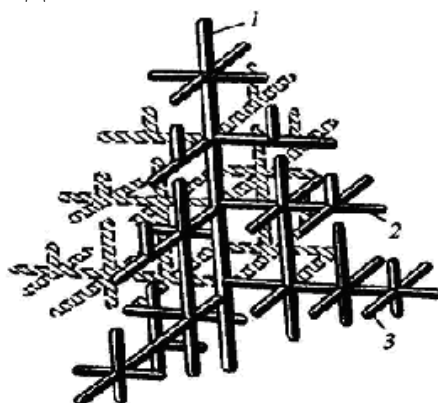


Рис. 2.5. Схема строения дендрита: 1–3 – оси первого, второго и третьего порядка

Условия отвода теплоты при кристаллизации значительно влияют на форму зерен. Кристаллы растут преимущественно в направлении, обратном отводу теплоты. Поэтому при направленном теплоотводе образуются

вытянутые (столбчатые) кристаллы. Если теплота от растущего кристалла отводится во всех трех направлениях с приблизительно одинаковой скоростью, формируются равноосные кристаллы.

Структура слитка зависит от многих факторов, основные из которых следующие:

- количество и свойство примесей в чистом металле или легирующих элементов в сплаве;
- температура разливки;
- скорость охлаждения при кристаллизации, а также конфигурация;
- температура;
- теплопроводность;
- состояние внутренней поверхности литейной формы.

Типичная структура литого слитка состоит из трех основных зон (рис. 2.6).

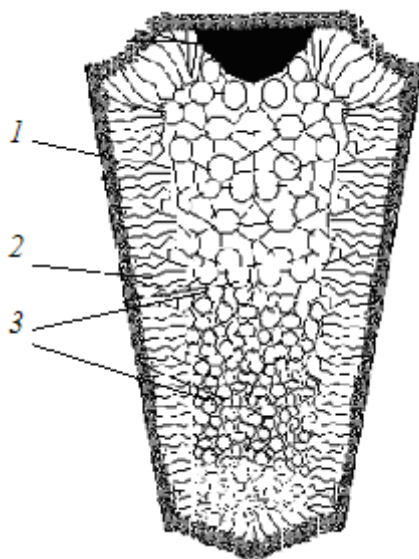


Рис. 2.6. Схема строения стального слитка: 1 – наружная мелкозернистая корка, 2 – зона столбчатых кристаллов, 3 – зона равноосных кристаллов

1 зона – наружная мелкозернистая корка, состоящая из мелких различно ориентированных кристаллов. Для этой зоны характерна большая степень переохлаждения, что ведет к образованию большого количества центров кристаллизации. Отсутствие направленного роста кристаллов этой зоны объясняется их случайной ориентацией, которая является причиной столкновения кристаллов и прекращения их роста. Эта зона очень тонка и не всегда различима невооруженным глазом.

2 зона – зона столбчатых кристаллов. После образования корки уменьшается степень переохлаждения и кристаллы растут в направлении отвода тепла.

3 зона – зона равноосных кристаллов. В центре слитка нет определенной направленности отвода тепла, наблюдается наименьшая степень пере-

охлаждения, кристалл может расти практически с одинаковой скоростью по всем направлениям.

Применяя различные технологические приемы, можно изменить количественные соотношения зон или исключить из структуры слитка какую-либо зону вообще. В верхней части слитка, которая затвердевает в последнюю очередь, концентрируется усадочная раковина. Под усадочной раковиной металл получается рыхлым, в нем содержится много усадочных форм. Часть слитка с усадочной раковиной и рыхлым металлом отрезают.

2.3. Превращения в твердом состоянии. Полиморфизм

Образование новых кристаллов в твердом кристаллическом веществе называется *вторичной кристаллизацией*. Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в разных кристаллических формах или разных модификациях. Существование одного металла в нескольких кристаллических формах носит название *полиморфизма*.

В результате полиморфного превращения атомы кристаллического тела, имеющие решетку одного типа, перестраиваются таким образом, что образуется кристаллическая решетка другого типа. Полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, для большинства металлов принято обозначать буквой α , а при более высокой – β , γ и т. д.

Таблица 2.1

Кристаллическая структура полиморфных металлов

Металл	Кристаллическая структура	Температура существования модификации, °С
Титан	ГП	До 882
	ОЦК	882–1668
Цирконий	ГП	До 862
	ОЦК	862–1852
Олово	Алмазная	До 13
	ТОЦ	13–232
Уран	Ромбическая	До 663
	ТОЦ	663–764
	ОЦК	764–1130
Кобальт	ГП	До 447
	ГЦК	477–1490

При переходе металла из одной полиморфной модификации в другую происходит фазовая перекристаллизация, вследствие образования новых зерен в структуре металла. Можно считать, что процесс перекристаллизации при полиморфном превращении подчиняется тем же законам, что и

процесс перекристаллизации. Полиморфное превращение прежде всего развивается в тех участках структуры, в которых уровень свободной энергии повышен. Такими участками являются границы зерен и приграничные области. Чем меньше размер зерна, тем больше межзеренная поверхность и тем больше возникает зародышевых центров. Температура, при которой осуществляется переход из одной модификации в другую, носит название *температуры полиморфного превращения*.

Переход металла из одной полиморфной модификации в другую в условиях равновесия протекает при постоянной температуре и сопровождается выделением тепла, если превращение идет при охлаждении, и поглощением тепла – при нагреве. На кривых охлаждения и нагрева переход из одного состояния в другой характеризуется остановкой (для чистых металлов) или изменением характера кривой (для сплавов).

Рассмотрим явление полиморфизма на примере железа (рис. 2.7). Железо имеет две температуры полиморфного превращения – 1392 °С и 911 °С:

при $t < 1392$ °С; $Fe_{\delta(\alpha)} \rightarrow Fe_{\gamma}$; ОЦК \rightarrow ГЦК,
 при $t < 911$ °С; $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$; ГЦК \rightarrow ОЦК.

При температуре 768 °С получается остановка на кривой охлаждения, связанная не с перестройкой решетки, а с изменением магнитных свойств. Железо отличается специфическими магнитными свойствами. Эти свойства называются *ферромагнитными*. При нагреве ферромагнитные свойства постепенно теряются. П. Кюри показал, что полная потеря ферромагнитных свойств получается при определенной температуре, названной впоследствии *точкой Кюри*. Выше 768 °С Fe_{α} немагнитно (немагнитное Fe_{α} иногда называют Fe_{β}), ниже 768 °С железо ферромагнитно.

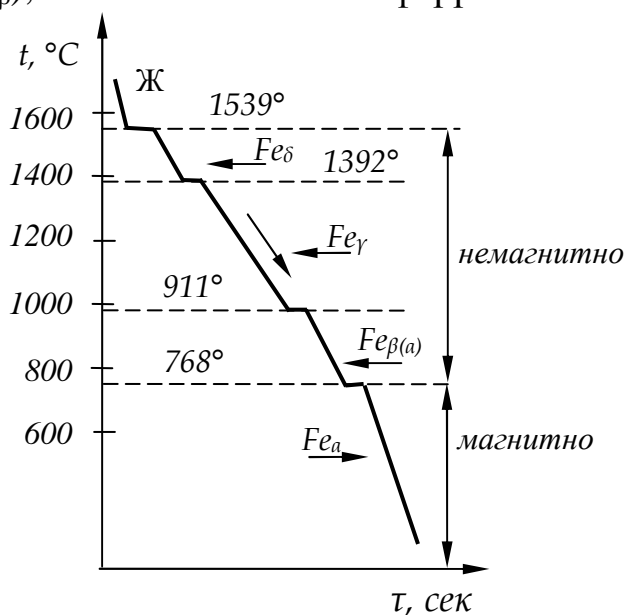


Рис. 2.7. Кривая охлаждения железа

Магнитное превращение имеет ряд особенностей, отличающих его от полиморфического превращения. Магнитные свойства железа постепенно

падают по мере приближения к точке превращения, и эта точка не отвечает скачкообразному изменению свойств:

- магнитное превращение не имеет температурного гистерезиса, увеличение скорости охлаждения не снижает температуры превращения;
- механические и некоторые физические свойства при превращении не изменяются, изменяются многие электрические, магнитные и тепловые свойства;
- магнитное превращение не сопровождается перекристаллизацией.

При магнитных превращениях происходит изменение не в кристаллической структуре металла, а во взаимодействии внешних и внутренних электронных оболочек атомов.

Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением свойств металлов или сплавов – удельного объема, теплоемкости, теплопроводности, электропроводности и т. д. Эти превращения происходят не только в чистых металлах, но и в сплавах.

3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

3.1. Механические свойства материалов

Способность металла сопротивляться воздействию внешних сил характеризуется механическими свойствами. Поэтому при выборе металла для изготовления деталей машин необходимо знать его механические свойства: прочность, упругость, пластичность, ударную вязкость и выносливость. Эти свойства определяют по результатам механических испытаний, при которых металлы подвергаются воздействию внешних сил (нагрузок). Внешние силы могут быть статическими, динамическими или циклическими (знакопеременными).

В зависимости от вида нагружения (растяжения, сжатия, изгиба, кручения, среза) и условий воздействия (температуры, скорости, периодичности и времени приложения) материалы принято характеризовать различными мерами сопротивления их деформации и разрушению – характеристиками механических свойств.

Механические свойства могут быть разделены на три основные группы.

Первая группа содержит комплекс характеристик, определяемых при однократном кратковременном нагружении. К ним относятся упругие свойства: модуль нормальной упругости E , модуль сдвига и коэффициент Пуассона μ .

Сопротивление малым упруго-пластическим деформациям определяется пределами упругости – $\sigma_{упр}$, пропорциональности – $\sigma_{пц}$ и текучести – $\sigma_{0,2}$.

Предел прочности – σ_B , сопротивление срезу – $\tau_{ср}$ и сдвигу – $\tau_{сдв}$, твердость вдавливанием (по Бринеллю) HB и царапанием (по шкале Мооса), а также разрывная длина L_r являются характеристиками материала в области больших деформации вплоть до разрушения.

Пластичность характеризуется относительным удлинением δ и относительным сужением ψ после разрыва, а способность к деформации ряда неметаллических материалов – удлинением при разрыве δ_r .

Кроме того, при ударном изгибе определяется ударная вязкость образца с надрезом KCU (KCV , KCT).

Вторая группа включает параметры, оценивающие сопротивление материалов переменным и длительным статическим нагрузкам. При повторном нагружении в области многоциклового усталости определяется предел выносливости на базе 10^7 – $2 \cdot 10^7$ циклов. Малоцикловая усталость определяется от многоциклового условно выбранной базой испытания ($N \geq 5 \cdot 10^4$ циклов) и отличается пониженной частотой нагружения ($f = 0,1$ – 5 Гц).

Сопротивление малоцикловой усталости оценивается по долговечности при заданном уровне повторных напряжений или пределом малоцикловой усталости на выбранной базе испытаний.

Сопротивление длительным статическим нагрузкам определяется, как правило, при температуре выше 20 °С.

Критериями сопротивления материалов длительному воздействию постоянных напряжений и температуры являются пределы ползучести $\sigma_{0,2}$ и длительной прочности σ_r . Предел длительной прочности определяется при заданной базе испытаний (обычно 100 и 1000 часов), предел ползучести – по заданному допуску на остаточную (обычно 0,2%) или общую деформацию при установленной базе испытаний.

Третью группу составляют характеристики разрушения. В инженерной практике эти характеристики используются сравнительно недавно.

Характеристики разрушения определяются на образцах с заранее выращенными начальными трещинами и оцениваются следующими основными параметрами: вязкостью разрушения, критическим коэффициентом интенсивности напряжений при плоской деформации K_{IC} , условным критическим коэффициентом интенсивности напряжений при плосконапряженном состоянии K_C , удельной работой образца с трещиной КСТ и скоростью роста трещины усталости СРТУ при заданном размахе интенсивности напряжений ΔK .

Среди механических свойств только упругие свойства металлических материалов являются структурно нечувствительными характеристиками, связанными с параметрами кристаллической решетки и практически не зависящими от режимов термомеханической обработки, если последние не вызывают полиморфных превращений. Для практически изотропных поликристаллических металлических материалов упругие константы связаны соотношением $E = G(1 + \mu)$. Упругие свойства определяют при статических испытаниях ($E_{СТ}$, $G_{СТ}$) или динамическим методом ($E_{дин}$, $G_{дин}$) по резонансной частоте колебаний тонкого стержня равномерного сечения под действием малых напряжений. Значения упругих констант, определенных обоими методами, при температуре 20 °С и близких к ней практически одинаковы. С повышением температуры при статических испытаниях сказывается влияние деформации ползучести, вследствие чего этот метод дает прогрессирующее понижение значений упругих констант относительно данных, полученных динамическим методом.

Все другие механические свойства в большей или меньшей степени структурно чувствительны и анизотропны. Резкая анизотропия упругих и других механических характеристик присуща многим неметаллическим материалам, что определяется их ориентированным строением. Некоторая анизотропия свойственна и большинству металлических материалов. Уровень прочности, пластичности, выносливости и характеристик разрушения

в продольном направлении относительно оси деформации зерен материала обычно выше, чем в поперечном. Однако для некоторых, например титановых, сплавов характерна «обратная» анизотропия. Наблюдается значительная разница в пределах текучести при растяжении и сжатии у большинства магниевых деформируемых сплавов ($\sigma_{0,2 \text{ сж}} \ll \sigma_{0,2}$).

Между некоторыми характеристиками механических свойств экспериментально установлены зависимости, позволяющие с достаточной степенью точности оценивать предел прочности материалов по значениям твердости, а сопротивление срезу – по пределу прочности. Существуют также корреляционные связи между пределом выносливости и пределом прочности, а также между различными характеристиками разрушения.

3.2. Деформации и напряжения

Напряжение – мера внутренних сил, возникающих в материале под влиянием внешних воздействий (нагрузок, изменения температуры и пр.). Для изучения напряжений через произвольную точку тела мысленно проводится сечение (рис. 3.1) и отбрасывается одна из половин тела. Действие отброшенной половины на другую половину заменяют внутренними силами.

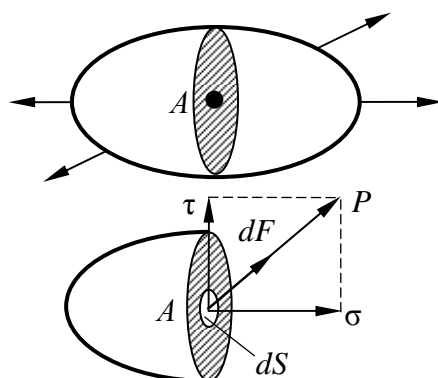


Рис.3.1. Схема замены внешних сил на внутренние напряжения

В малом элементе сечения площадью dS в окрестности произвольной точки A действует произвольно направленная внутренняя сила dF . Отношение $p = dF/dS$ называется *вектором напряжения* в точке A по площадке dS . Составляющие вектора напряжения, действующие по нормали к площадке, обозначаются σ и называются *нормальными напряжениями*, а действующие вдоль площадки называются *касательными напряжениями* τ в точке A по площадке dS , причём $\sigma^2 + \tau^2 = p^2$.

В общем случае напряженное состояние тела в точке A характеризуется совокупностью всех векторов напряжений для всевозможных сечений (площадок, проходящих через точку A), а значит и для любого направления. Напряженное состояние в точке A может быть определено с помощью тензора напряжений и характеризуется девятью компонентами по трем

осям координат (три нормальных и шесть касательных). Касательные напряжения попарно равны ($\tau_{xy} = \tau_{yx}$, $\tau_{xz} = \tau_{zx}$, $\tau_{yz} = \tau_{zy}$), т. е. остается всего шесть компонентов. Напряжения выражаются в Па (паскалях).

$$T_n = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{vmatrix}. \quad (3.1)$$

Для тензора характерным является закон, по которому преобразуется его компоненты при повороте осей координат. При повороте системы координат можно отыскать такое ее положение, когда касательные напряжения будут равны нулю. Эти направления называют *главными*.

Главные направления тензора напряжений определяются условием, зависящим от трех инвариантов I_1, I_2, I_3 .

Первым инвариантом I_1 тензора напряжений является сумма нормальных напряжений:

$$I_1 = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = 3\sigma_0. \quad (3.2)$$

Среднее значение трёх нормальных напряжений называют *гидростатическим давлением*:

$$\sigma_0 = (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)/3. \quad (3.3)$$

Гидростатическому давлению соответствует тензор напряжений, нормальные компоненты которого равны σ_0 , а касательные – нулю. Поскольку гидростатическое давление не вызывает в металле пластических деформаций, его исключают из системы напряжений. Оставшуюся часть тензора называют *девиатором напряжений* S_σ :

$$S_\sigma = \begin{Bmatrix} S_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & S_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & S_z \end{Bmatrix}. \quad (3.4)$$

Второй инвариант I_2 тензора напряжений определяется следующим выражением:

$$I_2 = \sigma_x \sigma_y + \sigma_x \sigma_z + \sigma_y \sigma_z - \tau_{xy}^2 - \tau_{yz}^2 - \tau_{zx}^2. \quad (3.5)$$

Величины, пропорциональные корню квадратному из второго инварианта девиатора напряжений, называют *интенсивностью касательных напряжений* τ_i и *интенсивностью нормальных напряжений* σ_i :

$$\tau_i = \sqrt{I_2(S_\sigma)}, \sigma_i = \sqrt{3I_2(S_\sigma)}. \quad (3.6)$$

Напряжения в материале могут возникнуть при физико-химических процессах, при неравномерном распределении температуры (при нагреве и охлаждении металла), а также вследствие фазовых превращений при термической обработке. При этом напряжения, возникающие в объеме всего тела, называют *макронапряжениями* (или напряжениями I рода), а напря-

жения, возникающие в объеме одного зерна, называют *микронапряжениями* (или напряжениями II рода). Напряжения, возникающие в объемах порядка нескольких параметров кристаллической решетки, называются *субмикроскопическими* (или напряжениями III рода). Деформациями называют изменения формы или размеров тела (или части тела) под действием внешних сил, а также при нагревании или охлаждении и других воздействиях, вызывающих изменение относительного положения частиц тела (рис. 3.2).

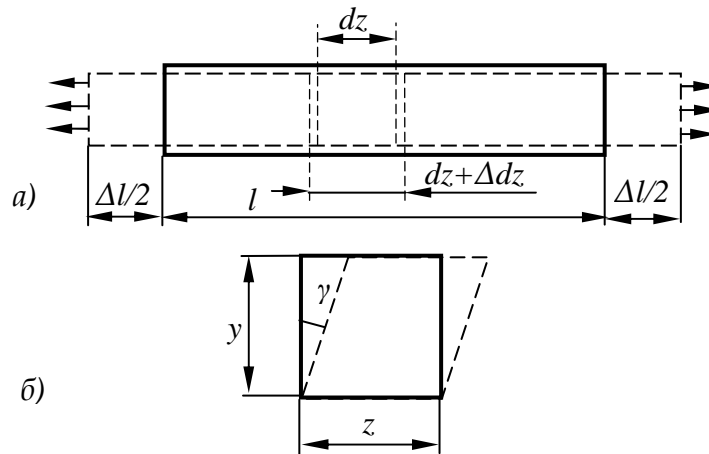


Рис. 3.2. Схема деформации: а) линейная деформация, б) угловая деформация

С геометрической точки зрения деформированное состояние в точке описывается тензором деформации:

$$\varepsilon_{ij} = \begin{vmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_y & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} & \varepsilon_{zy} & \varepsilon_z \end{vmatrix}. \quad (3.7)$$

Компоненты $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$, характеризуют линейные деформации волокон, расположенных по осям x, y, z : относительные удлинения (или относительные укорочения), а компоненты $\varepsilon_{xy}, \varepsilon_{xz}, \varepsilon_{yz}$ – углы поворота двух взаимно перпендикулярных до деформации волокон (или деформации сдвига).

Для компонент деформаций сдвига справедливы равенства:

$$\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} = \frac{1}{2} \gamma_{xy}, \quad \varepsilon_{xz} = \varepsilon_{zx} = \frac{1}{2} \gamma_{zx}, \quad \varepsilon_{zy} = \varepsilon_{yz} = \frac{1}{2} \gamma_{yz}. \quad (3.8)$$

При повороте системы координат все компоненты тензора деформации преобразуются по определенным линейным относительно направляющих косинусов соотношениям. В теории деформации и линейных преобразований доказывается, что из всех возможных направлений осей координат существует тройка взаимно перпендикулярных направлений (главных направлений), относительно которых все сдвиговые компоненты

деформации равны нулю. Главные направления деформаций определяются тремя скалярными величинами, не зависящими от положения системы координат и поэтому называемыми инвариантами.

Первый инвариант $I_1 = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z$ используется для записи условия постоянства объема деформируемого металла:

$$I_1 = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0. \quad (3.9)$$

Второй инвариант тензора деформации имеет вид:

$$I_2 = (\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2). \quad (3.10)$$

Величина, пропорциональная корню квадратному из второго инварианта, называется *интенсивностью деформаций* и используется для характеристики деформаций в общем случае деформированного состояния.

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2)}. \quad (3.11)$$

Простейшие схемы деформирования – растяжение, сжатие, сдвиг, кручение, изгиб. Первые две схемы (растяжение и сжатие) могут быть описаны только линейными компонентами, вторые (сдвиг, кручение, изгиб) – только сдвиговыми (угловыми).

3.3. Испытание материалов на растяжение и ударную вязкость

Испытания на растяжение относят к самым распространенным видам механических испытаний, при которых определяется прочность и пластичность материала. Результаты экспериментальных исследований механических свойств материала при одноосном растяжении обычно изображают в виде графиков зависимости напряжения от деформации (рис. 3.4). Чаще всего испытания проводят при «комнатной» температуре, т. е. при $t = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ (или $T = 293 \text{ K}$), и при постоянной и достаточно малой скорости деформации ($\dot{\varepsilon} \approx 1 \cdot 10^{-2} \text{ } \tilde{n}^{-1}$). При этом силу P , растягивающую образец, относят к первоначальной площади поперечного сечения F_0 , а удлинение образца Δl – к первоначальной расчетной длине образца l_0 :

$$\sigma = \frac{P}{F_0}; \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}, \quad (3.12)$$

т. е. не учитывают изменение площади поперечного сечения образца и предполагают равномерное деформирование образца по его длине.

Условный предел прочности σ_B определяется как отношение максимальной силы P_{max} к первоначальной площади поперечного сечения образца:

$$\sigma_{\hat{A}} = \frac{P_{max}}{F_0}. \quad (3.13)$$

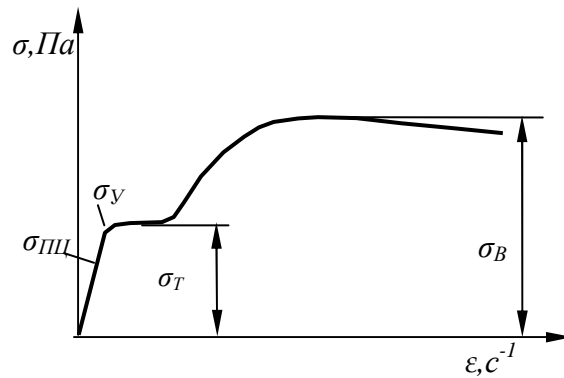


Рис. 3.4. Условная диаграмма растяжения

Для определения действительного предела прочности S_b максимальную силу P_{max} необходимо относить к действительной площади поперечного сечения образца. Поскольку длина образца после деформации $dz(1 + \varepsilon_z)$, а площадь поперечного сечения равна F , то согласно постоянству объема до и после деформации: $F_0 dz = F dz(1 + \varepsilon_z)$,

откуда
$$F = \frac{F_0}{1 + \varepsilon_z} \quad \text{и} \quad S_b = \sigma_b (1 + \varepsilon_z). \quad (3.14)$$

На диаграмме растяжения (см. рис. 3.5) наблюдаются области упругой деформации, исчезающей после снятия вызвавшей ее нагрузки, и пластической. Между напряжениями и деформациями в области упругости соблюдается закон Гука:

$$\sigma_z = E \varepsilon_z, \quad (3.15)$$

где E – модуль упругости при растяжении (модуль Юнга).

Модуль упругости E является константой материала, характеризующей его жесткость. Величина E выражает сопротивляемость материала упругой деформации при растяжении. Следует отметить, что величина модуля упругости даже для одного и того же материала не является постоянной и колеблется в некоторых пределах. Однако в инженерных расчетах этой разницей можно пренебречь и принять для большинства материалов одно и то же значение E как при растяжении, так и при сжатии. Модуль упругости является коэффициентом пропорциональности между нормальным напряжением σ и относительной деформацией ε и выражается зависимостью:

$$E = \sigma/\varepsilon = \operatorname{tg} \alpha, \quad (3.16)$$

где α – угол наклона прямолинейной части диаграммы растяжения $\sigma = f(\varepsilon)$ к оси абсцисс.

Аналогично при сдвиге величина G является коэффициентом пропорциональности между касательным напряжением τ и относительным сдвигом γ и называется *модулем упругости при сдвиге* или *модулем сдвига*. Величина G выражается зависимостью:

$$G = \tau/\gamma. \quad (3.17)$$

В связи с тем, что при растяжении или сжатии материал испытывает как продольные ε , так и поперечные ε_1 деформации, их отношение может быть выражено через коэффициент поперечной деформации, называемый также *коэффициентом Пуассона* μ :

$$\mu = \varepsilon_1 / \varepsilon. \quad (3.18)$$

Коэффициент Пуассона так же, как и модули упругости, является характеристикой упругих свойств материала.

Все три константы упругости материала связаны между собой следующей зависимостью:

$$G = E/2(1 + \mu). \quad (3.19)$$

Наибольшее напряжение, при снятии которого остаточные деформации не превышают некоторой заданной малой величины (обычно менее 0,2%), называют *пределом упругости* σ_y .

Если за участком пропорциональности напряжения и деформации следует площадка текучести, соответствующая увеличению деформации при постоянном напряжении (рис. 3.9), то это напряжение называют *пределом текучести* σ_T . При отсутствии таковой площадки пределом текучести считают напряжение, соответствующее некоторому установленному небольшому уровню деформации (например, 0,2%) – $\sigma_{0,2}$.

Область справедливости закона Гука устанавливается *пределом пропорциональности* $\sigma_{ПЦ}$. Поскольку пропорциональность напряжения деформации обычно выполняется во всей области упругости, при практических расчетах предел пропорциональности принимают равным пределу упругости (или меньше).

Для использования диаграмм растяжения при других, более сложных схемах деформирования напряжение σ_z заменяют интенсивностью напряжений σ_i , а деформацию ε_z – интенсивностью деформаций ε_i .

Пластичность характеризуется относительным удлинением и относительным сужением. *Относительное удлинение* δ – это относительное приращение $(l_K - l_0)$ расчетной длины образца после разрыва к его первоначальной расчетной длине l_0 , выраженное в процентах:

$$\delta = [(l_K - l_0) / l_0] \cdot 100\%. \quad (3.20)$$

Относительное сужение ψ – это соотношение разности начальной и конечной площади $(S_0 - S_K)$ поперечного сечения образца после разрыва к начальной площади S_0 поперечного сечения, выраженное в процентах:

$$\psi = [(S_0 - S_K) / S_0] \cdot 100\%. \quad (3.21)$$

Испытания на растяжение не всегда оценивают склонность материала к хрупкому разрушению, поэтому применяют испытания для определения ударной вязкости, отличающиеся от обычных испытаний на растяжение

тем, что образец испытывается на изгиб при ударном (динамическом) нагружении.

Ударная вязкость – способность материала сопротивляться динамическим нагрузкам, определяется как отношение затраченной на излом работы A к площади его поперечного сечения S в месте надреза до испытания: $KC = A/S$.

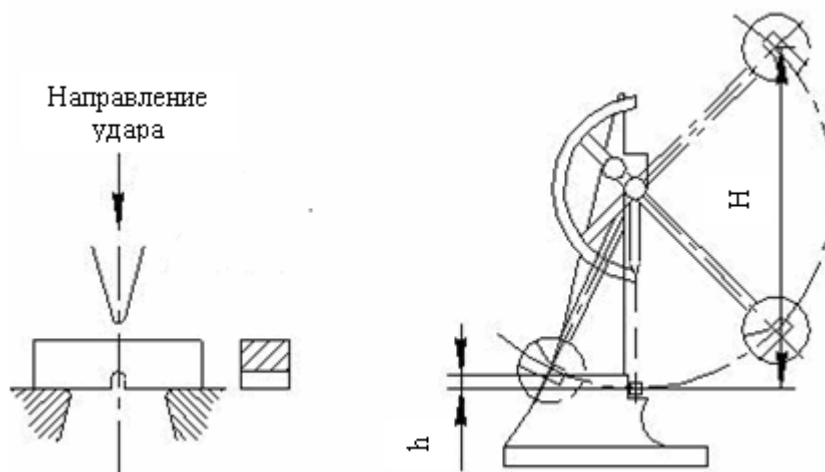


Рис. 3.5. Схема испытания на ударную вязкость: а) образец, б) маятниковый копер

Для испытания (ГОСТ 9454–78) изготавливают стандартные образцы, имеющие форму квадратных брусков с надрезом. Форма надреза может быть округлой, V-образной и в виде трещины. Испытывают образцы на маятниковых копрах. Свободнопадающий маятник копра ударяет по образцу со стороны, противоположной надрезу. При этом фиксируется работа, затраченная на излом образца (рис. 3.5).

Определение ударной вязкости особенно важно для металлических материалов, работающих при отрицательных температурах и проявляющих склонность к хладноломкости. Чем ниже температура, при которой вязкое разрушение материала переходит в хрупкое, и больше запас его вязкости, тем он надежнее.

3.4. Определение твердости

Твердость – способность материала сопротивляться проникновению в него другого, более твердого, материала. Высокой твердостью должны обладать металлорежущие инструменты (резцы, сверла, фрезы и т. д.), а также поверхностно упрочненные детали. Твердость металла определяют способами Бринелля, Роквелла, Виккерса и др. (рис. 3.9).

Способ Бринелля (ГОСТ 9012–59) основан на том, что в плоскую поверхность металла вдавливают под постоянной нагрузкой закаленный шарик (индентор). Диаметр шарика и величину нагрузки устанавливают в зависимости от твердости и толщины испытуемого металла. Испытание выполняют на приборе ТШ (твердомер шариковый): столик прибора с уста-

новленным на нем образцом поднимают до соприкосновения с шариком. Груз опускается и вдавливают шарик в испытуемый образец. На поверхности образца образуется отпечаток. Чем больше диаметр отпечатка, тем металл мягче.

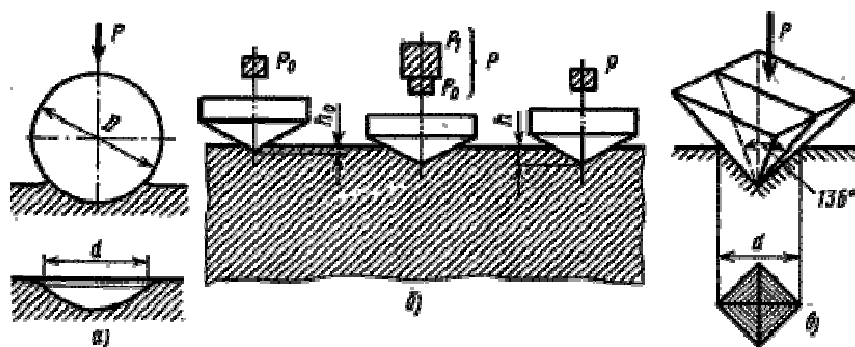


Рис.3.9. Схемы определения твердости:
 а – по Бринеллю; б – по Роквеллу; в – по Виккерсу

За меру твердости НВ принимают отношение нагрузки F к площади поверхности отпечатка шарика диаметром D :

$$HB = \frac{2F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}, \text{ МПа.} \quad (3.22)$$

Диаметр отпечатка измеряют оптической лупой, значение твердости определяют по таблице. Метод прост, достаточно точен и пригоден для измерения твердости материалов до НВ 6500 (средний уровень твердости).

Для испытания твердых материалов применяют способ Роквелла (ГОСТ 9013–59). Способ назван по имени американского металлурга XX века С. П. Роквелла, разработавшего этот метод.

По способу Роквелла твердость металлов определяют вдавливанием в испытываемую поверхность алмазного индентора в виде конуса с углом при вершине 120° (шкалы А и С) или стального закаленного шарика диаметром $1/16$ дюйма, т. е. 1,588 мм (шкала В). Значение твердости отсчитывают по циферблату индикатора, установленного на приборе.

Твердость по Роквеллу измеряют в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мкм:

$$HRC = \frac{0,2 - (H - h)}{0,002}, \quad HRB = \frac{0,26 - (H - h)}{0,002}. \quad (3.23)$$

При определении твердости способом Виккерса (ГОСТ 2999–75) – от названия английского военно-промышленного концерна «ВИККЕРС» – в поверхность образца вдавливается алмазный индентор (наконечник), имеющий форму правильной четырехгранной пирамиды с двугранным углом при вершине 136° . При испытаниях применяют нагрузки от 50 до 1000 Н в зависимости от твердости образца.

Числовое значение твердости определяют следующим образом: измеряют с помощью микроскопа длину обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки и по среднему значению длины диагонали находят в таблице соответствующее значение твердости.

Для измерения твердости металлов в малых объемах (например, в зернах металла) применяют способ определения *микротвердости*, подобный способу Виккерса.

Для соизмерения значений твердости, определенных различными способами, применяются переводные таблицы (пример: табл.3.1).

Таблица 3.1

Перевод величин твердости

d ₁₀ , мм	По Бринеллю НВ, МПа	По Роквеллу			По Виккерсу HV, МПа
		HRA	HRC	HRB	
2,34	6880	84,5	65,0	–	9400
2,44	6320	–	62,0	–	8320
2,50	6010	81,0	59,0	–	7560
2,60	5550	79,0	56,0	–	6530
2,68	5220	78,0	53,0	–	5940
2,78	4850	76,0	50,0	–	5420
2,88	4510	74,5	47,5	–	4950
2,98	4200	73,0	44,0	–	4490
3,10	3880	71,0	41,0	–	4060

Для оценки механических свойств материалов и приблизительного значения предела прочности можно использовать значение твердости, определенной по испытаниям способом Бринелля. Эмпирическое соотношение выглядит следующим образом:

$$\sigma_B \approx 0,33HB_{max},$$

где σ_B – временное сопротивление, HB_{max} – максимальное значение твердости при нагрузке, с которой начинается плавное понижение твердости.

3.5. Упругая и пластическая деформации, разрушение

Любая деформация может осуществляться в твердых телах путем относительного смещения атомов. В твердых телах различают *упругую деформацию* (исчезающую после устранения воздействия, вызвавшего ее) и *пластическую* (оставшуюся после удаления нагрузки).

Упругая деформация для твердых тел обычно мала и пропорциональна приложенному напряжению. После снятия нагрузки тело восстанавливает свою форму и размеры. При упругой деформации величина смещения атомов из положения равновесия не превышает расстояния между сосед-

ними атомами. При этом величина элементарных сил, вызывающих смещение атомов, возрастает с увеличением этого смещения. Для металлов в определенных пределах нагружения обычно существует пропорциональная зависимость между деформирующими силами (напряжениями) и смещением атомов из положения равновесия (деформациями).

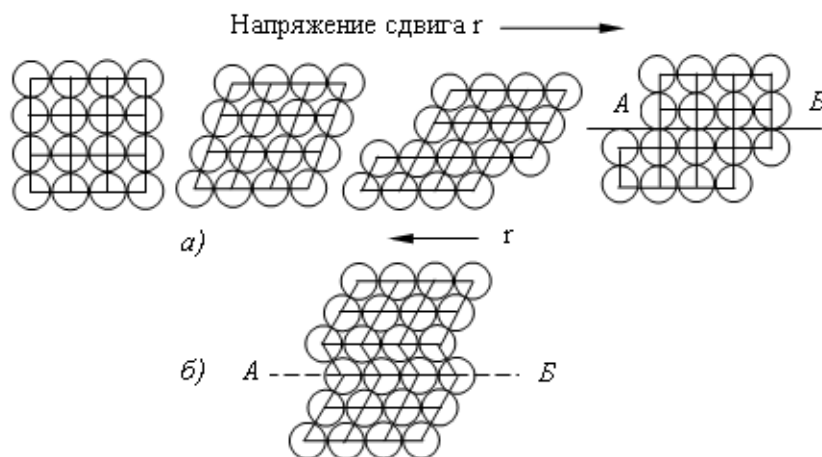


Рис. 3.3. Схема пластической деформации скольжением (а) и двойникованием (б).

С ростом величины упругих деформаций потенциальная энергия твердого тела возрастает. Смещение атомов из положения равновесия является реакцией на действие внешних сил на все твердое тело или его отдельную часть. В любых условиях нагружения действие внешних сил на тело уравновешивается противодействием межатомных, стремящихся вернуть атомы в положение минимума потенциальной энергии.

Однако увеличение потенциальной энергии тела за счет смещения атомов из положения равновесия не может происходить безгранично. При достижении определенного предела потенциальной энергии атомы получают возможность смещаться на расстояния большие, чем межатомные расстояния ненагруженного твердого тела. В этом случае после снятия внешних усилий атомы не возвращаются в свои исходные положения равновесия, а занимают новые положения устойчивого равновесия. Сумма смещений атомов в новые положения равновесия создает пластическую деформацию или же остаточное изменение формы и размеров твердого тела в результате действия внешних сил. В этом случае после снятия нагрузки материал не восстанавливает первоначальные форму и размеры.

Для того чтобы смещение атомов в новые положения равновесия не приводило к нарушению сплошности, необходимо, чтобы в процессе такого смещения атомы не удалялись один от другого на расстояния большие, чем размеры зоны активного действия сил взаимного притяжения атомов.

Под нагрузкой атомы всегда смещены из положений равновесия, так как действие внешних сил уравновешивается действием внутренних сил, вызванных смещением атомов из положений равновесия. Отсюда следует, что в условиях пластического деформирования общая (полная) деформа-

ция содержит как пластическую составляющую, так и упругую, исчезающую после снятия деформирующих сил.

Так как при снятии деформирующих сил после пластического деформирования атомы стремятся занять положения равновесия (новые) и установить исходные межатомные расстояния, пластическая деформация не может приводить к сколько-нибудь заметному изменению объема деформируемого тела.

Основным механизмом пластической деформации является движение дислокаций (dislocatio – смещение, перемещение). Осуществляется пластическая деформация скольжением и двойникованием (рис. 3.3,а, б).

3.6. Упрочнение и разупрочнение материалов, наклеп и рекристаллизация

Как следует из диаграмм растяжения, при деформации сталей при комнатной температуре предел текучести увеличивается с ростом деформации, то есть материал в этих условиях упрочняется.

Упрочнение – изменение структуры и свойств металлического материала, вызванное пластической деформацией.

Наибольшую сопротивляемость пластическому деформированию должен оказывать металл с очень малой плотностью дислокаций ρ . По мере увеличения плотности дислокаций ρ сопротивление пластическому деформированию уменьшается (рис. 3.6).

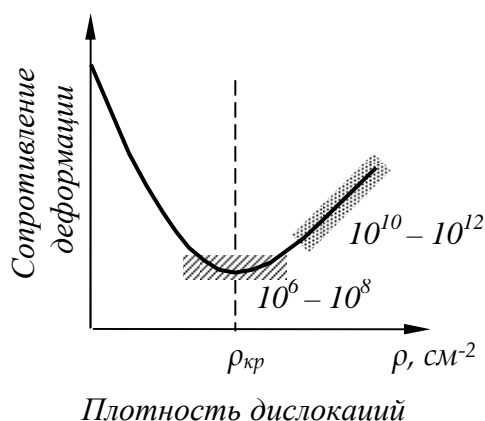


Рис. 3.6. Зависимость сопротивления деформированию от плотности дислокаций

Это происходит до достижения некоторого критического значения плотности дислокаций $\rho_{кр}$. когда начинается взаимодействие силовых полей, окружающих дислокации, что и вызывает увеличение сопротивления пластическому деформированию.

Следовательно, увеличение сопротивления пластическому деформированию можно получить двумя путями: наклепом металла, т. е. прямым повышением плотности дислокаций или доведением плотности дислокаций до очень малого значения.

Наклепом называется упрочнение металла при холодной пластической деформации. В результате наклепа прочность (σ_B , $\sigma_{0,2}$, твердость и др.) повышается, а пластичность и ударная вязкость (δ , ψ , КСЧ) – уменьшаются. Упрочнение возникает вследствие увеличения числа дефектов кристаллической структуры, которые затрудняют движение дислокаций, а следовательно, повышают сопротивление деформации и уменьшают пластичность.

Наклеп является одним из важнейших способов изменения свойств, особенно для сплавов, не упрочняющихся термической обработкой, и для металлов, обладающих пластичностью. Методы упрочняющего воздействия можно разделить на поверхностные (обкатка роликами, дробеструйная обработка) и сквозные (прокатка листов, волочение проволоки). Обработка металлов резанием также приводит к наклепу и изменению структуры в тонком поверхностном слое, что необходимо учитывать при последующей эксплуатации изделий.

Таким образом, пластические деформации вызывают повышение плотности дислокаций, искажение кристаллической решетки и приводят к увеличению напряжения, при котором возможны дальнейшие деформации.

Второй способ – создание металлов и сплавов с бездефектной структурой, – является более прогрессивным. В настоящее время получают кристаллы небольших размеров (длиной 2–10 мм и толщиной 0,5–2,0 мкм), так называемые «усы», практически без дислокаций, с прочностью близкой к теоретической. Такие кристаллы нашли свое применение для армирования волокнистых композиционных материалов, в микроэлектронике и т. д.

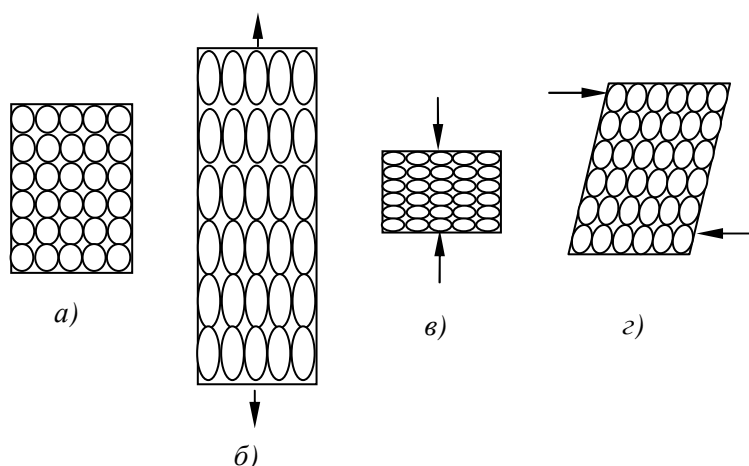


Рис. 3.7. Текстура, возникающая при пластической деформации: а) исходная структура, б) текстура при растяжении, в) текстура при сжатии, г) текстура при сдвиге

При деформировании округлые зерна заменяются вытянутыми в направлении деформации, образуется так называемая *текстура* (textura – ткань, связь, строение) – анизотропная поликристаллическая или аморфная среда, состоящая из кристаллов или молекул с преимущественной ориентировкой. Текстуры могут быть осевыми – с предпочтительной ориенти-

ровкой элементов текстуры относительно одного особого направления, плоскими – с ориентировкой относительно особой плоскости и полными – при наличии особой плоскости и особого в ней направления (рис. 3.7). Текстура создает анизотропию свойств.

Упрочненный металл обладает повышенным запасом внутренней энергии, т. е. находится в неравновесном состоянии. Для приведения металла в равновесное состояние его необходимо нагреть. При нагреве наклепанного металла в нем протекают следующие процессы:

- частичное восстановление структурного совершенства в результате уменьшения точечных дефектов за счет увеличения подвижности атомов (избыточные вакансии и межузельные атомы взаимодействуют между собой, а также поглощаются дислокациями при перераспределении последних при нагреве) и снижение внутренних напряжений (процесс *возврата*);
- уменьшение плотности дислокаций за счет аннигиляции противоположных по знаку дислокаций и образование субзерен (полигонов), свободных от линейных несовершенств за счет выстраивания дислокационных стенок (процесс *полигонизации*);
- зарождение и рост новых равноосных зерен вместо ориентированной волокнистой структуры деформированного металла (процесс *рекристаллизации*).

Процесс рекристаллизации начинается с образования зародышей новых зерен и заканчивается полным замещением деформированного зерна мелкими равноосными зернами (*первичная рекристаллизация*), в результате чего полностью снимается наклеп, созданный при пластическом деформировании (снижаются прочность и твердость металла и увеличивается его пластичность), металл приобретает равновесную структуру с минимальным количеством дефектов кристаллического строения. Плотность дислокаций после рекристаллизации снижается с $10^{10}-10^{12}$ см⁻² до 10^6-10^8 см⁻².

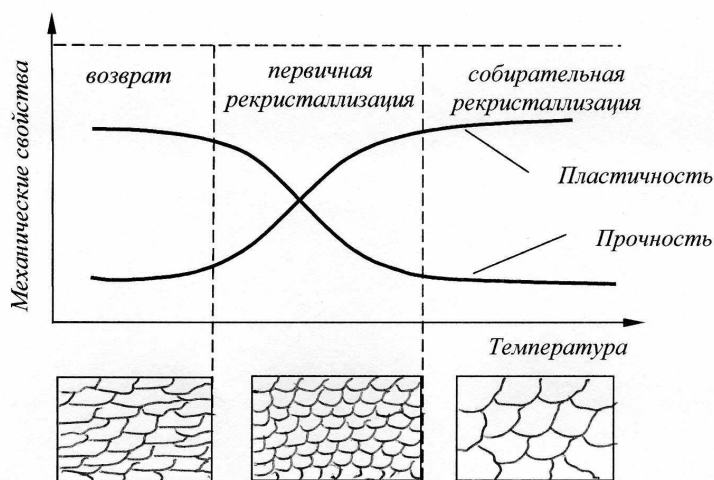


Рис. 3.8. Изменение прочности, пластичности и зернистого строения в процессе нагрева деформированного металла

При дальнейшем повышении температуры происходит увеличение размеров наиболее крупных зерен за счет присоединения мелких. С повышением температуры число крупных зерен постепенно растет, пока все мелкие зерна не окажутся присоединенными к крупным – процесс *вторичной (собирательной) рекристаллизации*.

Температуру начала рекристаллизации, при которой протекает рекристаллизация, происходит разупрочнение холоднодеформированного металла и восстановление его пластичности называют *температурным порогом рекристаллизации* $T_{ПР}$.

Эта температура не является постоянной физической величиной, как, например, температура плавления. Для данного металла (сплава) она зависит от длительности нагрева, степени предварительной деформации, величины зерна до деформации и т. д. Температурный порог рекристаллизации снижается с повышением степени деформации, увеличении длительности нагрева или уменьшении величины зерна до деформации.

Температура начала рекристаллизации $T_{ПР}$ для технически чистых металлов составляет примерно $0,4T_{Пл}$, для чистых металлов снижается до $(0,1-0,2)T_{Пл}$, а для сплавов возрастает до $(0,5-0,6)T_{Пл}$.

4. ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ

4.1. Правило фаз, построение диаграмм состояния

Процесс кристаллизации металлических сплавов и связанные с ним многие закономерности строения сплавов описывают с помощью *диаграмм фазового равновесия*, которые в удобной графической форме показывают фазовый состав и структуру в зависимости от температуры и концентрации. Диаграммы построены для условий равновесия; равновесное состояние соответствует минимальному значению свободной энергии.

Рассмотрение диаграмм состояния позволяет определить фазовые превращения в условиях очень медленного охлаждения или нагрева. Закономерность изменения числа фаз в гетерогенной системе определяется правилом фаз.

Фаза – однородная часть системы, отделенная от других частей системы (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяется скачкообразно.

При изучении физико-химических равновесий за внешние факторы, влияющие на состояние сплава, принимают температуру и давление. Применяя правило фаз к металлам, можно во многих случаях принять изменяющимся только один внешний фактор – температуру, т. к. давление, за исключением очень высокого, мало влияет на фазовое равновесие в твердом и жидком состояниях. Тогда общие закономерности существования устойчивых фаз, отвечающих условиям равновесия, в математической форме выражаются правилом фаз (правилом Гиббса) и при постоянном давлении выражается следующим уравнением:

$$C = K + I - \varphi, \quad (4.1)$$

где K – число компонентов в системе; φ – число фаз; C – число степеней свободы (вариантность системы).

Число степеней свободы C – число независимых внутренних переменных (состав фаз) и внешних (температура, давление) факторов, которые можно менять без изменения числа фаз, находящихся в равновесии. При фазовых превращениях в сплавах вновь образующаяся фаза не обязательно должна иметь более низкий уровень свободной энергии, чем исходная, но обязательно в процессе фазового превращения свободная энергия системы, в целом, должна уменьшаться.

По кривым свободной энергии можно геометрическим путем построить основные типы диаграмм состояния. Их строят в координатах температура–концентрация в процентном содержании по массе.

Для построения диаграмм состояния используют термический анализ, разработанный Н. С. Курнаковым. Экспериментально получают кривые охлаждения отдельных сплавов и по их перегибам или остановкам, свя-

занным с тепловыми эффектами превращений, определяют температуру соответствующих превращений. Эти температуры называют критическими точками.

При изучении превращений в твердом состоянии используют различные методы физико–химического анализа, микроанализа, рентгеноструктурного, dilatометрического, магнитного анализов и др.

В жидком состоянии большинство металлов неограниченно растворяются один в другом, образуя однофазный жидкий раствор. Любые фазы, образующиеся в сплаве, отличаются по составу от исходного жидкого раствора, поэтому для образования устойчивого зародыша необходимы не только гетерогенные флуктуации, но и флуктуации концентрации. *Флуктуациями концентрации* называют временно возникающие в отдельных малых объемах жидкого раствора отклонения химического состава сплава от среднего его состава. Такие флуктуации возникают в результате диффузионного перемещения атомов вещества и вследствие тепловых движений в жидком растворе. Зародыш новой фазы может возникнуть только в тех микрообъемах исходной фазы, состав которых в результате флуктуации концентрации и расположения атомов соответствует составу и строению новой кристаллизующейся фазы.

Скорость роста кристаллов в жидких растворах меньше, чем в чистых металлах. Это объясняется тем, что рост кристаллов требует диффузионного перемещения атомов компонентов в жидком растворе.

Диаграмма состояния разделена линиями на области. Отдельные области могут состоять только из одной фазы, а некоторые – из двух, имеющих разные составы, строение и свойства.

Анализируя диаграмму состояния, можно составить представление о специфике свойств сплавов данной системы компонентов и характере их изменений в зависимости от состава, а также о возможности термической обработки сплавов и температуре нагрева для ее проведения.

Вид диаграммы определяется характером взаимодействий, которые возникают между компонентами в жидком и твердом состояниях.

4.2. Диаграмма состояния для сплавов, образующих смеси из чистых компонентов

Общий вид диаграммы для случая, когда оба компонента сплава в жидком состоянии неограниченно растворимы, а в твердом – не растворяются, не образуют химических соединений и не имеют полиморфных превращений, представлен на рис. 4.1. Фазы: жидкость – Ж, кристаллы – А и В.

Линия начала кристаллизации *АСВ*, является линией *ликвидус*; линия конца кристаллизации *ДСЕ* – линией *солидус*. На линии *АС* начинают выделяться кристаллы *А*; на линии *СВ* – кристаллы *В*; на линии *ДСЕ* из жид-

кости концентрации C одновременно выделяются кристаллы A и B . Эвтек- тическая смесь двух видов кристаллов, одновременно кристаллизующихся из жидкости, называется *эвтектикой*.

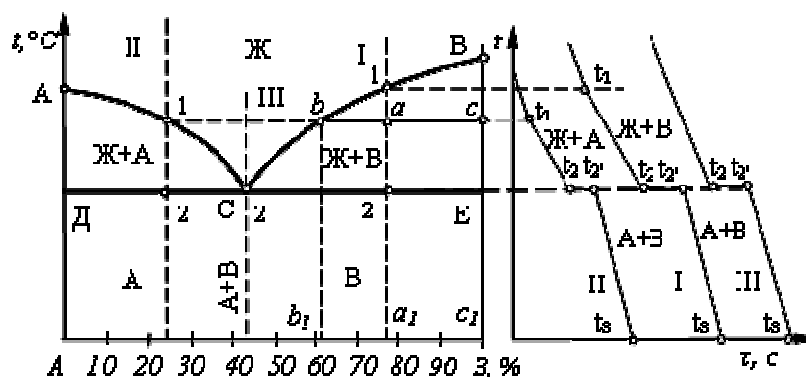


Рис. 4.1. Общий вид диаграммы состояния и кривые охлаждения сплавов: 1 – заэвтектического; 2 – доэвтектического; 3 – эвтектического

На рис. 4.2 схематически показано строение сплава в разные моменты кристаллизации.

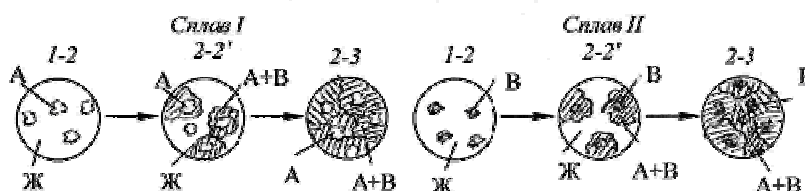


Рис. 4.2. Строение сплавов

Имея диаграмму состояния, можно проследить за фазовыми превращениями любого сплава и указать состав и количественное соотношение фаз при любой температуре. Это определяется по правилу отрезков.

Для определения концентрации компонентов в двух фазах через данную точку a (рис. 4.1), характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область. Проекция точек пересечения b и c на горизонтальную ось диаграммы покажут составы фаз b_1 и c_1 . Отрезки этой линии между точкой a и точками b и c , определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз:

$$Ж = ac/bc; B = ab/bc.$$

Эти правила справедливы для любой двухфазной области диаграммы состояния.

При оценке прочностных и других свойств сплава следует иметь в виду, что часть сплава, которая представлена эвтектикой, имеет более высокую прочность, чем представленная более крупными зёрнами избыточной фазы.

4.3. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии

На рис. 4.3 приведена диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью компонентов друг в друге в жидком и твердом состоянии, имеющих одинаковые типы решеток и сходное строение наружных электронных оболочек.

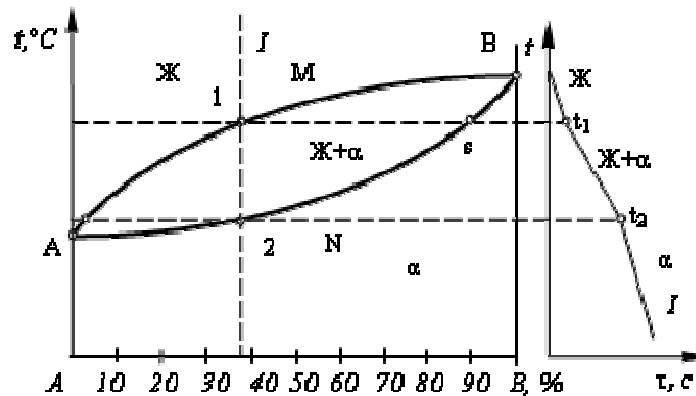


Рис. 4.3. Общий вид диаграммы состояния и кривая охлаждения сплава

Линия AMB – линия *ликвидус*; линия ANB – линия *солидус*; фаза α представляет собой твердый раствор компонентов A и B , зерна этой фазы имеют единую кристаллическую решетку, но у сплавов разного состава числа атомов компонентов A и B в элементарных ячейках решетки различно.

В случае ускоренного охлаждения сплава при кристаллизации диффузионные процессы не успевают завершиться. В связи с этим центральная часть каждого зерна оказывается обогащенной более тугоплавким компонентом B , а периферийная – легкоплавким компонентом A . Это явление называется *дендритной ликвацией*, снижающей прочностные и другие свойства сплавов.

Дендритная ликвация может быть устранена путем длительного отжига, который называется *диффузионным*. Происходящие при этом диффузионные процессы выравнивают химический состав в зернах.

При образовании твердого раствора временное сопротивление при растяжении, предел текучести и твердость повышаются при сохранении достаточно высокой пластичности. Это объясняется тем, что атомы растворенного элемента группируются в искаженных областях решетки, что мешает продвижению дислокаций.

4.4. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, с эвтектикой

На рис. 4.4 приведена диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью компонентов друг в друге в твердом состоянии, с эвтектическим превращением.

Линия ACB – линия *ликвидус*; линия $ADCEB$ – линия *солидус*; фаза α является твердым раствором компонента B в A ; фаза β представляет собой твердый раствор компонента A в B . Кривые DM и EN отражают характер изменения растворимости в зависимости от температуры. Растворимость компонента B в компоненте A уменьшается с понижением температуры (линия DM). Растворимость компонента A в компоненте B не зависит от температуры (линия EN).

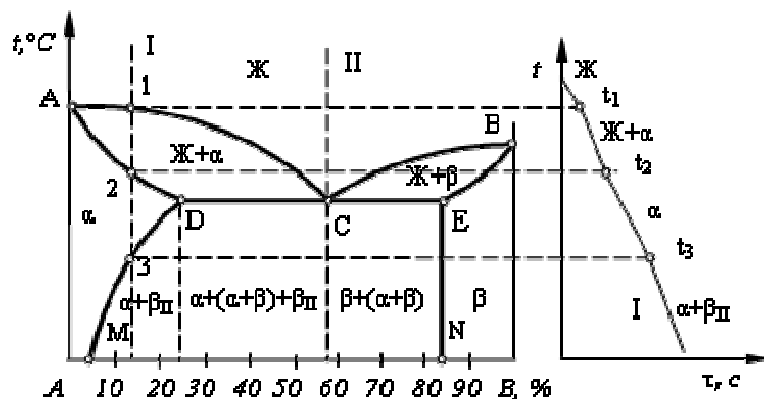


Рис. 4.4. Общий вид диаграммы состояния с ограниченной растворимостью компонентов эвтектического типа и кривая охлаждения сплава

Рассмотрим кристаллизацию сплава I. В точке 1 – начало кристаллизации, в точке 2 – конец кристаллизации твердого раствора α . Эти кристаллы не претерпевают изменений до точки 3, лежащей на линии предельной растворимости DM . Ниже этой точки твердый раствор α является перенасыщенным и выделяет избыточные кристаллы β . Кристаллы β , выделившиеся из твердого раствора, называются вторичными кристаллами и обозначаются β_{II} . Процесс образования вторичных кристаллов из твердой фазы называется вторичной кристаллизацией. Так как линия EN изображена вертикально, то вторичных выделений α -кристаллов не происходит.

Свойства таких сплавов сильно зависят от дисперсности и характера расположения фаз, их тонкого субзеренного строения, величины зерна и т. д.

4.5. Диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, с перитектикой

На рис. 4.5 показана диаграмма состояния для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии с перитектическим превращением.

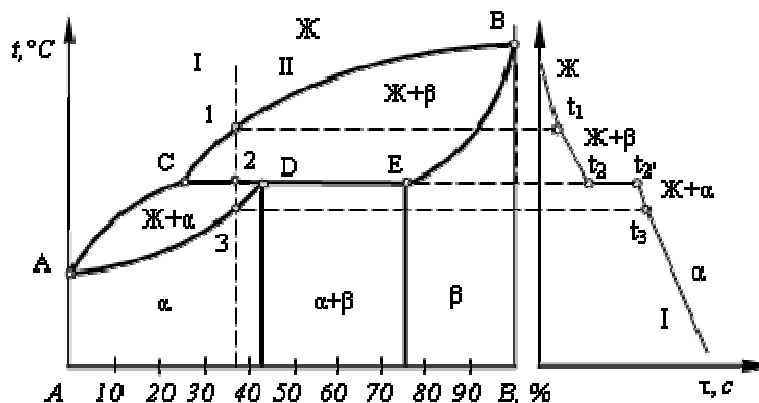
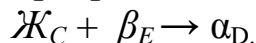


Рис. 4.5. Общий вид диаграммы состояния с перитектическим превращением и характер кристаллизации

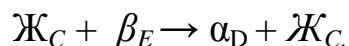
Линия ACB – линия *ликвидус*; линия $ADEB$ – линия *солидус*; линия CDE – линия перитектического превращения. Перитектическое превращение заключается в том, что жидкость реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образует новый вид кристаллов.

Рассмотрим кристаллизацию сплава I: при понижении температуры в точке 1 происходит выпадение осадков β -раствора, при достижении перитектической горизонтали CDE состав жидкости отвечает точке C, а состав кристаллов – точке E. Обе эти фазы реагируют и дают третью фазу α , концентрация которой определяется точкой D.

Перитектическое превращение происходит по следующей реакции:

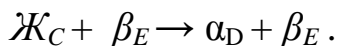


Для сплава I перитектическая реакция не приводит к полному затвердеванию, так как наряду с вновь образовавшейся фазой α_C сохраняется жидкая фаза:



Полное затвердевание сплава произойдет в точке 3, структура сплава будет однофазная.

Для сплава за точкой C перитектическая реакция заканчивается образованием новой α -фазы, но остается избыток β -фазы:



Структура сплава состоит из кристаллов двух типов α - и β -твердых растворов. Получающиеся смеси характеризуются тем, что фаза, выделившаяся ранее (β -фаза), окружена фазой, выделившейся позднее.

4.6. Диаграмма состояния для сплавов, образующих химические соединения

Данная диаграмма получается, когда сплавляемые компоненты образуют устойчивое химическое соединение A_nB_m , не диссоциирующее при нагреве вплоть до температуры плавления.

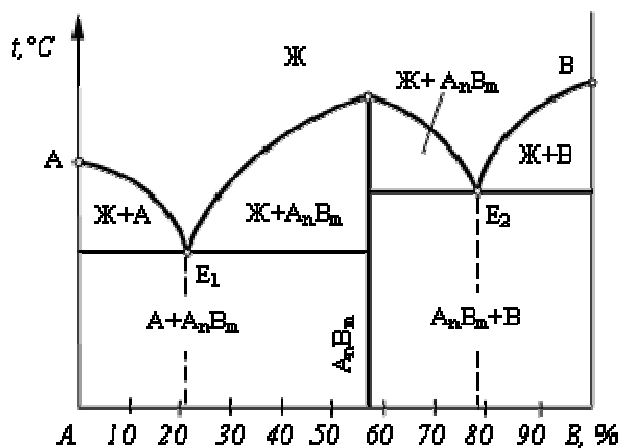


Рис. 4.6. Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением

На рис. 4.6 показана диаграмма состояния для сплавов, образующих химическое соединение.

При концентрации, соответствующей химическому соединению A_nB_m , отмечается характерный перелом на кривой свойств. Это объясняется тем, что некоторые свойства химических соединений обычно резко отличаются от свойств образующих их компонентов.

В данном случае химическое соединение A_nB_m образует с компонентами A и B сплавы, относящиеся к диаграмме состояний, изображенной на рис. 4.1. Структурный состав любого сплава системы « $A - B$ » в твердом состоянии должен представлять смесь химического соединения и одного из исходных компонентов.

4.7. Диаграмма состояния для сплавов с полиморфным превращением одного из компонентов

Большой практический интерес представляют сплавы, у которых один из компонентов (или оба) имеет полиморфные превращения. В этих сплавах в результате термической обработки можно получать метастабильные состояния структуры с новыми свойствами (рис. 4.7).

Сплав I после полного затвердевания при температуре точки 2 в твердом состоянии в интервале температур точек 3 и 4 изменяет кристаллическую структуру. Это вызвано полиморфизмом компонента A , который до температуры точки A_1 имеет тип кристаллической решетки α - A , а при температуре более высокой – γ - A . Причем кристаллическая решетка γ - A такая же, как у компонента B .

В области, ограниченной линиями A_1x_A и A_1x_B , в равновесии находятся две фазы: $\gamma+\alpha$, где α -фаза является твердым раствором компонента B в α -модификации компонента A , а γ -фаза – твердым раствором компонента B в γ -модификации компонента A . На диаграмме линия A_1x_B при охлаж-

дении соответствует температуре начала, а линия A_1x_A – температуре окончания полиморфного α - γ -превращения.

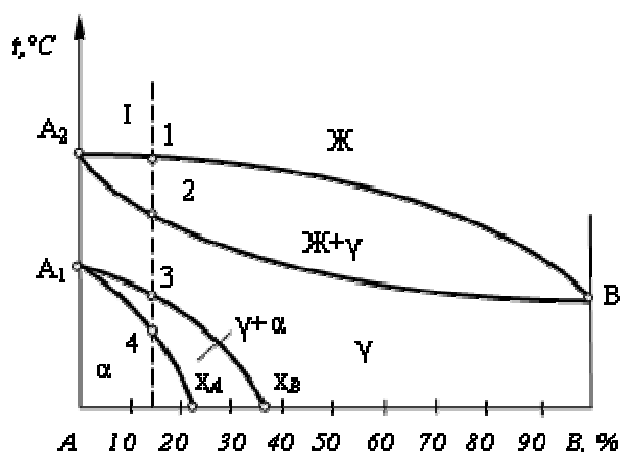


Рис. 4.7. Диаграмма состояния сплава с полиморфным превращением одного из компонентов

Полиморфное α - γ – превращение при охлаждении в условиях, близких к равновесию, протекает в интервале температур и сопровождается диффузионным перераспределением компонентов между обеими фазами. Сплавы, составы которых лежат правее точки x_B , в твердом состоянии превращений не имеют, их структура у них однофазная – γ -твердый раствор.

4.8. Диаграмма состояния сплавов с полиморфными превращениями компонентов и эвтектоидным превращением

Диаграмма состояния сплавов, у которых высокотемпературные модификации компонентов, обладают полной взаимной растворимостью, а низкотемпературные α , β – ограничены, приведена на рис. 4.8.

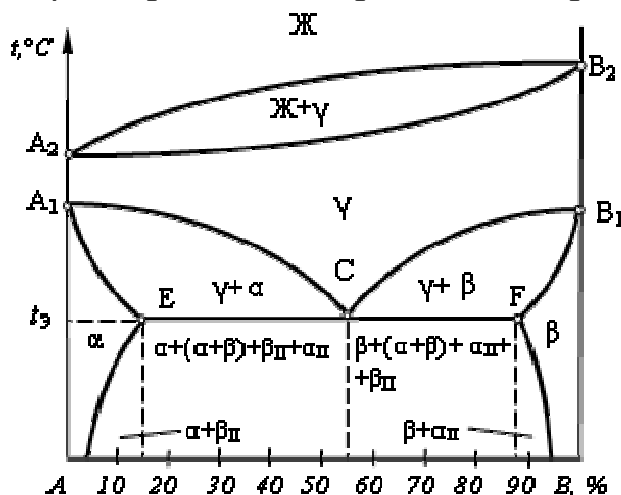


Рис. 4.8. Диаграмма состояния сплавов с полиморфными превращениями компонентов и эвтектоидным превращением

В результате первичной кристаллизации все сплавы этой системы образуют однородный γ -твердый раствор. С понижением температуры γ -твердый раствор распадается вследствие ограниченной растворимости компонентов в α -модификации. Линии A_1C и CB_1 соответствуют температурам начала распада γ -твердого раствора.

При температурах ниже линии A_1C в равновесии находятся кристаллы твердых растворов γ и α , состав которых определяется линиями A_1C (γ -фаза) и A_1E (α -фаза).

При температурах ниже линии B_1C в равновесии находятся γ -фаза и β -фаза. Состав γ -твердого раствора при понижении температуры изменяется по линии B_1C , β -твердого раствора – по линии B_1F . По достижении изотермы E_{CF} γ -твердый раствор распадается:



Распад γ -твердого раствора на смесь двух фаз $\alpha+\beta$ аналогичен эвтекстическому превращению, но исходной фазой будет твердый раствор. Подобное превращение называют *эвтектоидным*, а смесь полученных кристаллов – *эвтектоидом*.

Строение эвтектоида всегда тоньше, чем эвтектики. Чем больше степень переохлаждения γ -твердого раствора, тем дисперснее фазы, образующие эвтектоид.

В связи с переменной растворимостью компонентов в твердых растворах α и β при дальнейшем охлаждении следует вторичное выделение твердых растворов β_{II} и α_{II} . Меняя степень дисперсности фаз в эвтектоиде, можно в широких пределах менять физические и механические свойства сплавов.

Тесты для проверки текущих знаний.

1. *Металлы в твердом состоянии обладают рядом характерных свойств:*

- 1) высокими теплопроводностью и электрической проводимостью в твердом состоянии;
- 2) увеличивающимся электрическим сопротивлением при уменьшении температуры;
- 3) металлическим блеском, пластичностью;
- 4) термоэлектронной эмиссией и хорошей отражательной способностью;
- 5) высокой молекулярной массой.

2. *С уменьшением температуры электросопротивление металлов:*

- 1) падает;
- 2) повышается;

- 3) остается постоянным;
- 4) изменяется по закону выпуклой кривой с максимумом.

3. Какие группы металлов относятся к цветным?

- 1) Тугоплавкие (титан, вольфрам, ванадий);
- 2) легкие (бериллий, магний, алюминий);
- 3) благородные (серебро, золото, платина);
- 4) редкоземельные (лантан, церий, неодим);
- 5) легкоплавкие (цинк, олово, свинец).

4. Какие группы металлов относятся к черным?

- 1) Тугоплавкие (титан, вольфрам, ванадий);
- 2) легкие (бериллий, магний, алюминий);
- 3) железные – железо, кобальт, никель);
- 4) редкоземельные (лантан, церий, неодим);
- 5) легкоплавкие (цинк, олово, свинец).

5. Отсутствие собственного объёма характерно для:

- 1) жидкости;
- 2) газа;
- 3) твёрдого тела;
- 4) металла.

6. К тугоплавким металлам относятся:

- 1) свинец;
- 2) вольфрам;
- 3) олово;
- 4) алюминий.

7. К легкоплавким металлам относятся:

- 1) свинец;
- 2) вольфрам;
- 3) ванадий;
- 4) титан.

8. При температуре, меньшей, чем температура плавления, наименьшей свободной энергией обладают системы атомов:

- 1) в газообразном состоянии;
- 2) в жидком состоянии;
- 3) в твердом состоянии;
- 4) в виде плазмы.

9. Компоненты, не способные к взаимному растворению в твердом состоянии и не вступающие в химическую реакцию с образованием соединения образуют:

- 1) твердые растворы внедрения;
- 2) химические соединения;
- 3) смеси;
- 4) твердые растворы замещения.

10. Зерна со специфической кристаллической решеткой, отличной от решеток обоих компонентов, характеризующиеся определенной температурой плавления и скачкообразным изменением свойств при изменении состава представляют собой:

- 1) твердые растворы внедрения;
- 2) химические соединения;
- 3) смеси;
- 4) твердые растворы замещения.

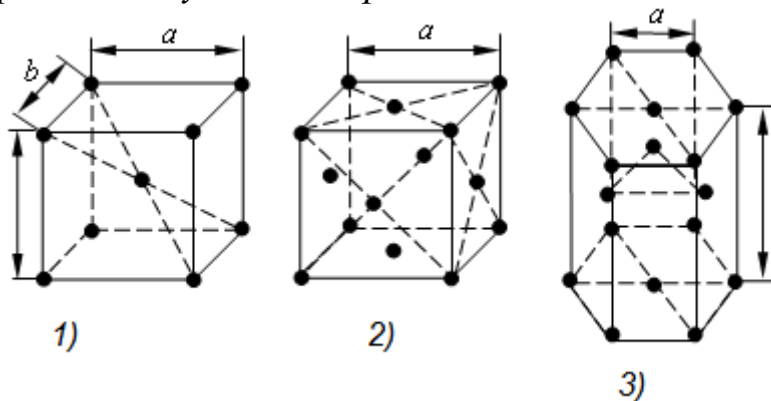
11. При растворении компонентов друг в друге и сохранении решетки одного из компонентов образуются:

- 1) твердые растворы внедрения;
- 2) химические соединения;
- 3) смеси;
- 4) твердые растворы замещения.

12. При расположении атомов одного компонента в узлах кристаллической решетки другого компонента (растворителя) образуются:

- 1) твердые растворы внедрения;
- 2) химические соединения;
- 3) смеси;
- 4) твердые растворы замещения.

13. Какая из форм кристаллических решеток является объемноцентрированной кубической решеткой?



14. Зависимость свойств кристалла от направления, возникающая в результате упорядоченного расположения атомов в пространстве, называется:

- 1) полиморфизмом;
- 2) анизотропией;
- 3) аллотропией;
- 4) текстурой.

15. Существование одного металла в нескольких кристаллических формах носит название:

- 1) полиморфизма;
- 2) анизотропии;
- 3) кристаллизации;
- 4) текстуры.

16. Критерием искажения кристаллической решетки является:

- 1) кристалл Чернова;
- 2) вектор Бюргеса;
- 3) атмосфера Коттрела;
- 4) фаза Лавеса;

17. Кристаллы неправильной формы называются:

- 1) кристаллитами или зернами;
- 2) монокристаллами;
- 3) блоками;
- 4) дендритами.

18. Какие дефекты кристаллической решетки являются линейными?

- 1) Вакансия;
- 2) примесной атом внедрения;
- 3) дислокация;
- 4) межузельный атом.

19. Последовательность образования зон в процессе кристаллизации слитка: зона столбчатых кристаллов (1), усадочная раковина (2), зона равноосных кристаллов (3), мелкозернистая корка (4):

- 1) 1–2–3–4;
- 2) 4–1–3–2;
- 3) 2–1–4–3;
- 4) 4–1–2–3.

20. К типам структуры металлического сплава не относятся:

- 1) химическое соединение;

- 2) твёрдый раствор;
- 3) высокомолекулярные соединения;
- 4) смеси.

21. Деформацией называется:

- 1) перестройка кристаллической решетки;
- 2) изменение угла между двумя перпендикулярными волокнами под действием внешних нагрузок;
- 3) изменения формы или размеров тела (или части тел) под действием внешних сил, а также при нагревании или охлаждении и других воздействиях, вызывающих изменение относительного положения частиц тела;
- 4) удлинение волокон под действием растягивающих сил.

22. Какие из перечисленных свойств относятся к механическим?

- 1) модуль упругости E ;
- 2) твёрдость по Бринеллю НВ;
- 3) коэффициент теплопроводности λ ;
- 4) удельная теплоемкость C_V .

23. При испытании образца на растяжение определяются:

- 1) предел прочности σ_B ;
- 2) относительное удлинение δ ;
- 3) твердость по Бринеллю НВ;
- 4) ударная вязкость КСУ.

24. Твёрдость металлов измеряется на:

- 1) прессе Бринелля;
- 2) маятниковом копре;
- 3) прессе Роквелла;
- 4) прессе Виккерса.

25. Измерение твердости, основанное на том, что в плоскую поверхность металла вдавливают под постоянной нагрузкой закаленный шарик используется:

- 1) в методе Бринелля;
- 2) в методе Шора;
- 3) в методе Роквелла по шкалам А и С;
- 4) в методе Виккерса.

26. Измерение твердости, основанное на том, что в плоскую поверхность металла вдавливают под постоянной нагрузкой алмазный индентор в виде конуса с углом при вершине 120° (шкалы А и С), используется:

- 1) в методе Бринелля;

- 2) в методе Шора;
- 3) в методе Роквелла по шкалам А и С;
- 4) в методе Виккерса.

27. *Измерение твердости, основанное на вдавлении в поверхность образца алмазного индентора (наконечника, имеющего форму правильной четырехгранной пирамиды с двугранным углом при вершине 136° , используется:*

- 1) в методе Бринелля;
- 2) в методе Шора;
- 3) в методе Роквелла по шкалам А и С;
- 4) в методе Виккерса.

28. *Мерой внутренних сил, возникающих в материале под влиянием внешних воздействий (нагрузок, изменения температуры и пр.), является:*

- 1) деформация;
- 2) напряжение;
- 3) наклеп;
- 4) твердость.

29. *В общем случае напряженное состояние тела в точке А описывается:*

- 1) нормальными напряжениями;
- 2) касательными напряжениями;
- 3) вектором напряжений;
- 4) тензором напряжений.

30. *Гидростатическое давление зависит:*

- 1) только от нормальных напряжений;
- 2) только от второго инварианта тензора (девиатора) напряжений ;
- 3) от нормальных и касательных напряжений;
- 4) только от первого инварианта тензора напряжений.

31. *Интенсивность напряжений зависит:*

- 1) только от нормальных напряжений;
- 2) только от второго инварианта тензора (девиатора) напряжений ;
- 3) от нормальных и касательных напряжений;
- 4) только от первого инварианта тензора напряжений.

32. *Деформированное состояние в точке описывается:*

- 1) относительными удлинениями;
- 2) углами поворота двух взаимно перпендикулярных до деформации волокон (сдвигами);

- 3) интенсивностью деформаций;
- 4) тензором деформаций.

33. Первый инвариант тензора деформации используется:

- 1) для характеристики меры деформации;
- 2) для записи изменения объема деформируемого металла;
- 3) для записи условия плоскостности деформации;
- 4) для записи условия несжимаемости металла.

34. Второй инвариант тензора деформации используется:

- 1) для характеристики меры деформации;
- 2) для записи изменения объема деформируемого металла;
- 3) для записи условия плоскостности деформации;
- 4) для записи условия несжимаемости металла.

35. Упругая деформация:

- 1) остается после снятия нагрузки;
- 2) исчезает после снятия нагрузки;
- 3) пропорциональна приложенному напряжению;
- 4) осуществляется путем движения дислокаций;
- 5) это деформация, при которой величина смещения атомов из положений равновесия не превышает расстояния между соседними атомами.

36. Пластическая деформация:

- 1) остается после снятия нагрузки;
- 2) исчезает после снятия нагрузки;
- 3) пропорциональна приложенному напряжению;
- 4) это деформация, при которой величина смещения атомов из положений равновесия не превышает расстояния между соседними атомами.

37. При испытаниях на маятниковом копре определяют:

- 1) предел прочности при растяжении;
- 2) ударную вязкость;
- 3) относительное удлинение;
- 4) предел ползучести;
- 5) пределы текучести, упругости, пропорциональности.

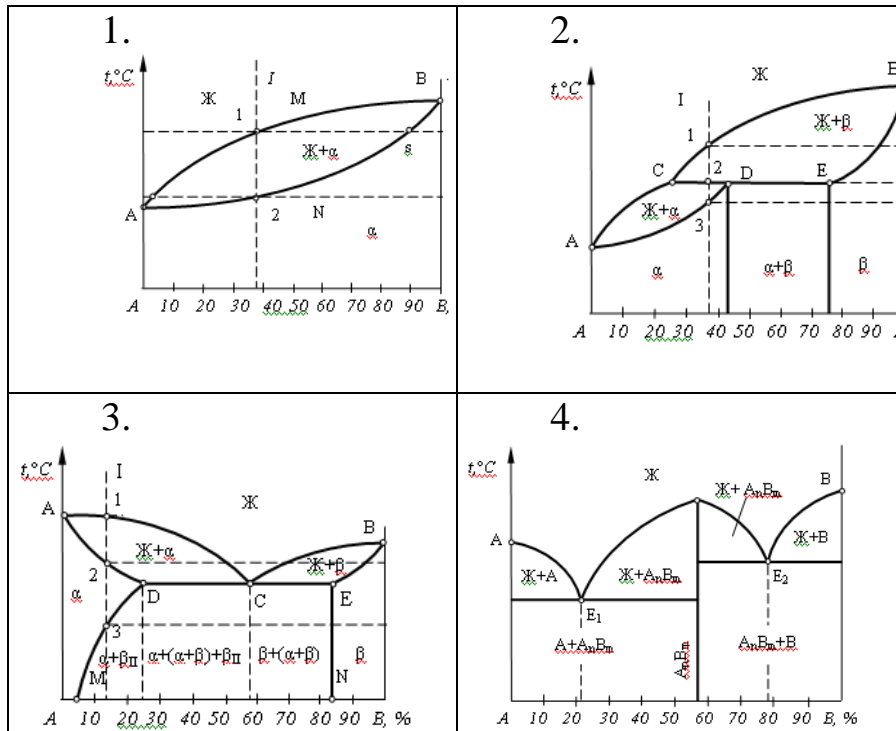
38. При испытании на растяжение определяют:

- 1) предел прочности при растяжении;
- 2) ударную вязкость;
- 3) относительное удлинение;
- 4) предел ползучести;
- 5) пределы текучести, упругости, пропорциональности.

39. Способность материала сопротивляться динамическим нагрузкам характеризуется:

- 1) ударной вязкостью;
- 2) пределом прочности;
- 3) пределом ползучести.

40. На каком рисунке изображена диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченную растворимость в твердом состоянии, с перитектикой?:



41. Линией «Ликвидус» называют температуру, соответствующую:

- 1) началу кристаллизации;
- 2) полиморфному превращению;
- 3) соответствующую эвтектическому превращению;
- 4) концу кристаллизации.

42. Линией «Солидус» называют температуру, соответствующую:

- 1) началу кристаллизации;
- 2) полиморфному превращению;
- 3) соответствующую эвтектическому превращению;
- 4) концу кристаллизации.

Раздел II. Структура, свойства и термическая обработка железоуглеродистых сплавов

5. ДИАГРАММА «ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД (ЦЕМЕНТИТ)»

5.1. Компоненты, фазы и структурные составляющие железоуглеродистых сплавов

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны – являются основными, наиболее распространенными материалами, используемыми в различных отраслях промышленности. Эти сплавы описываются диаграммой состояния «Железо – углерод (цементит)» («Fe – Fe₃C») (рис. 5.1).

Основными компонентами диаграммы являются железо и углерод. Температура плавления железа 1539 °С. В твердом состоянии оно может находиться в двух модификациях: α (решетка ОЦК) и γ (решетка ГЦК). Модификация Fe_α существует при температурах до 911°С и от 1392 °С до 1539°С. Важной особенностью Fe_α является его ферромагнетизм ниже температуры 768°С (точка Кюри). Модификация Fe_γ существует в интервале температур 911°С–1392°С.

Железо с углеродом образует растворы внедрения. Растворимость углерода в железе зависит от температуры и от того, в какой кристаллической форме существует железо. Твердый раствор углерода в Fe_α называется *ферритом*, а в Fe_γ – *аустенитом*.

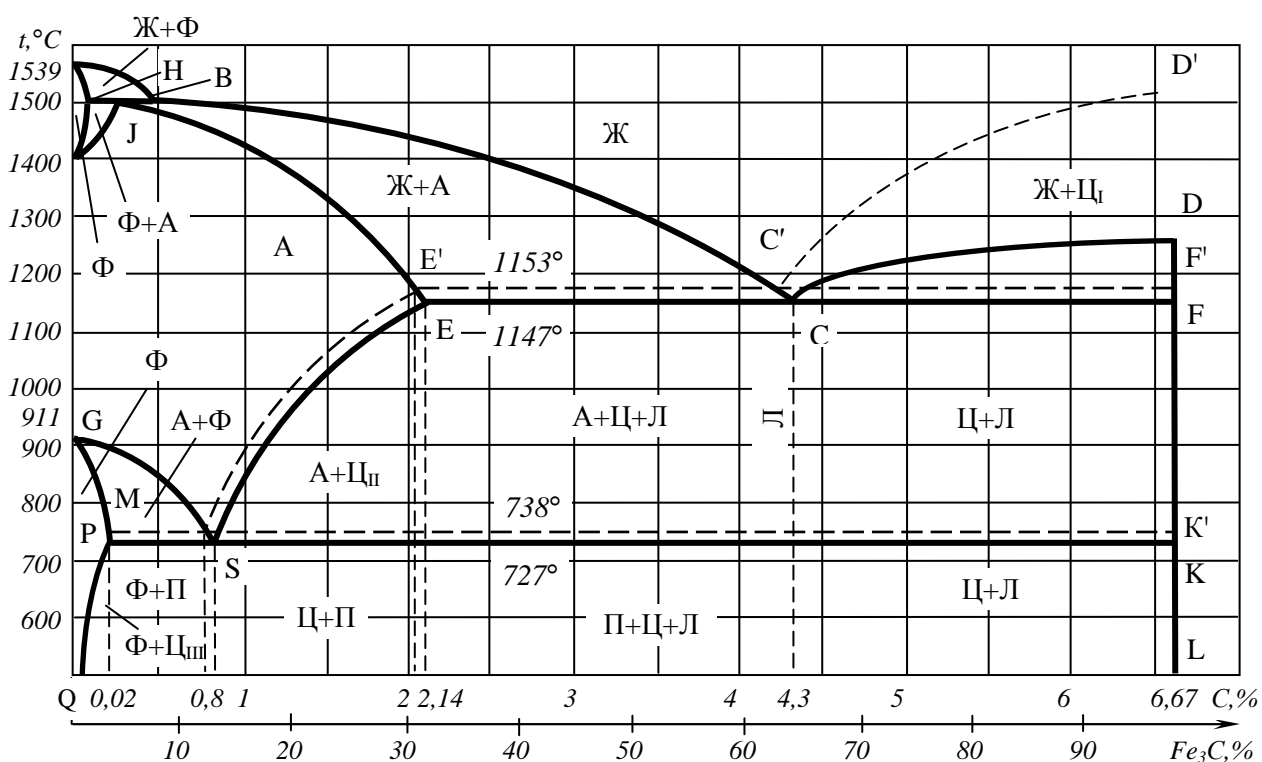


Рис. 5.1 Диаграмма «Железо – углерод (цементит)»

Содержание углерода в диаграмме «Железо – углерод» ограничивается 6,67%, т. к. при этой концентрации образуется химическое соединение Fe_3C – *цементит*. Так как на практике применяют железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода не более 5%, то цементит является вторым компонентом рассматриваемой диаграммы. Цементит – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение для получения высокоуглеродистых сплавов – серых чугунов.

В сплавах «Fe – C» существуют две высокоуглеродистые фазы: метастабильная – цементит и стабильная – графит. Поэтому различают две диаграммы состояния (рис. 5.1) – метастабильную «Железо – цементит» и стабильную «Железо – графит» (на рисунке показана пунктирными линиями).

Координаты характерных точек диаграммы «Железо – цементит» приведены в таблице 5.1

Таблица 5.1.

Критические точки диаграммы «Железо – цементит»

Обозначение точки	T, °C	C,%	Обозначение точки	T, °C	C,%
A	1539	0	F	1447	6,67
H	1499	0,1	G	911	0
I	1499	0,16	P	727	0,02
B	1499	0,51	S	727	0,8
N	1392	0	K	727	6,67
D	1250	6,67	Q	≈ 600	0,01
E	1147	2,14	L	≈ 600	6,67
C	1147	4,3			

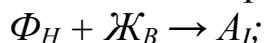
Точка A определяет температуру плавления чистого железа, точка D – цементита. Точки N и G соответствуют температурам полиморфных превращений железа. Точки H и P характеризуют предельную концентрацию углерода соответственно в высокотемпературном и низкотемпературном феррите. Точка E определяет наибольшую концентрацию углерода в аустените.

Превращения в сплавах системы «Fe – Fe_3C » происходят как при затвердевании жидкой фазы, так и в твердом состоянии.

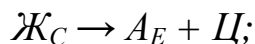
Первичная кристаллизация идет в интервале температур, определяемых линиями ABCD (ликвидус) и ANIECF (солидус). Вторичная кристаллизация вызвана превращением железа одной модификации в другую и переменной растворимостью углерода в аустените и феррите, при понижении температуры растворимость уменьшается. Избыток углерода из твер-

дых растворов выделяется в виде цементита. Линии ES и PQ характеризуют изменение концентрации углерода в аустените (ES) и феррите (PQ).

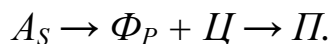
В системе «Fe – Fe₃C» происходят три изотермических превращения: при t = 1499 °С, линия НІВ – перитектическое превращение:



при t = 1147 °С, линия ЕСF – эвтектическое превращение:



при t = 727 °С, линия PSK – эвтектоидное превращение:



Структурными составляющими данной системы являются: феррит (Ф), аустенит (А), цементит (Ц), перлит (П), ледебурит (Л).

Феррит – твердый раствор внедрения углерода в Fe_α, – мягкая, пластичная фаза (σ_В = 300 МПа, δ = 40%, ψ = 70%, 650–1000 НВ). Различают низкотемпературный и высокотемпературный феррит. Предельная концентрация углерода в низкотемпературном феррите 0,02 % (Р), в высокотемпературном – 0,1 % (Н). Феррит магнитен до 768 °С (линия МО).

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ, – более твердый и пластичный (δ = 40–50%, 2000–2500 НВ), не магнитен. Предельная концентрация углерода достигает 2,14% (Е).

Цементит – химическое соединение Fe₃C, – имеет сложную кристаллическую решетку. Температура плавления цементита около 1250 °С. Полиморфных превращений не испытывает, но при низких температурах слабоферромагнитен. Цементит имеет высокую твердость (8000 НВ), но практически нулевую пластичность.

Перлит – эвтектоидная смесь феррита и цементита, – чаще всего имеет пластичное строение, при котором кристаллы цементита перемежаются с кристаллами феррита, и является прочной структурной составляющей (σ_В = 800–900 МПа, δ = 16%, 1800 НВ).

Ледебурит – эвтектическая смесь аустенита и цементита в интервале температур 1147–727 °С, а ниже линии SK (727 °С) – смесь перлита и цементита. Ледебурит имеет высокую твердость > 6000 НВ, но хрупок.

Железоуглеродистые сплавы подразделяют на техническое железо, стали и чугуны.

Техническое железо – сплавы железа с углеродом, содержащие до 0,02% С.

Стали – сплавы железа с углеродом, содержащие от 0,02 до 2,14% С.

Чугуны – сплавы железа с углеродом, содержащие свыше 2,14 % С.

5.2. Изменения структуры сталей при охлаждении

Большинство технологических операций (термическая обработка, обработка давлением и др.) проводят в твердом состоянии. Ниже рассматри-

ваются превращения, протекающие в железоуглеродистых сплавах при охлаждении из однофазной аустенитной области.

По содержанию углерода различают однофазное (сплав I) и двухфазное (сплав II) техническое железо (рис. 5.2).

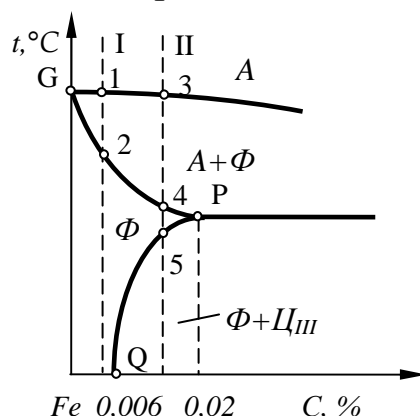


Рис. 5.2. Часть диаграммы состояния «Fe – Fe₃C» для сплавов, не испытывающих эвтектоидное превращение

При охлаждении сплава I от температуры точки 1 до температуры точки 2 происходит перекристаллизация аустенита в феррит.

При охлаждении сплава II после образования феррита (точки 3 – 4), начиная с температуры точки 5, происходит выделение из феррита кристаллов третичного цементита. Этот процесс вызван уменьшением растворимости углерода в феррите (линия PQ на диаграмме). Структура сплава состоит из феррита и цементита в виде прослоек по границам ферритных зерен.

Рассмотренные сплавы широкого применения в промышленности не имеют.

Широкое промышленное применение имеют стали. Рассмотрим превращения при охлаждении аустенита, содержание углерода в котором находится в пределах 0,02–2,14% (рис. 5.3).

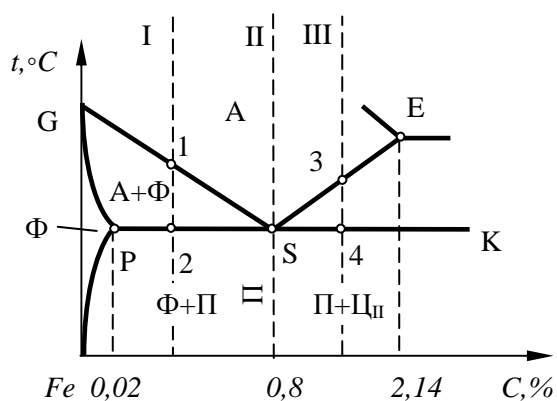


Рис. 5.3. Часть диаграммы состояния «Fe – Fe₃C» для сплавов, испытывающих эвтектоидное превращение

Сплав II с содержанием углерода 0,8% называется *эвтектоидной сталью*. В ней по линии PSK происходит эвтектоидное превращение, т. е. из аустенита выделяются феррит и цементит. Смесь двух фаз называют перлитом. Эвтектоидное превращение идет при постоянной температуре $\approx 727^\circ\text{C}$.

Сплав I с содержанием углерода менее 0,8 % называют *доэвтектоидной сталью*. В интервале температур точек 1 – 2 имеем частичное превращение аустенита в феррит. При температуре точки 2 (на линии PSK) происходит эвтектоидное превращение аустенита в перлит. Конечная структура доэвтектоидной стали состоит из феррита и перлита. Количество феррита и перлита зависит от содержания углерода в стали. Чем больше углерода, тем больше в структуре стали перлита.

Сплав III с содержанием углерода более 0,8% называют *заэвтектоидной сталью*. В интервале температур точек 3 – 4 из аустенита выделяется вторичный цементит. Этот процесс вызван уменьшением растворимости углерода в аустените согласно линии ES диаграммы. При температуре точки 4 на линии PSK происходит эвтектоидное превращение аустенита в перлит. Конечная структура заэвтектоидной стали состоит из перлита и цементита.

5.3. Изменение структуры чугунов при охлаждении

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода более 2,14 % и имеющие в своей структуре цементит называются *белыми чугунами*.

Рассмотрим превращение в чугунах (рис. 5.4).

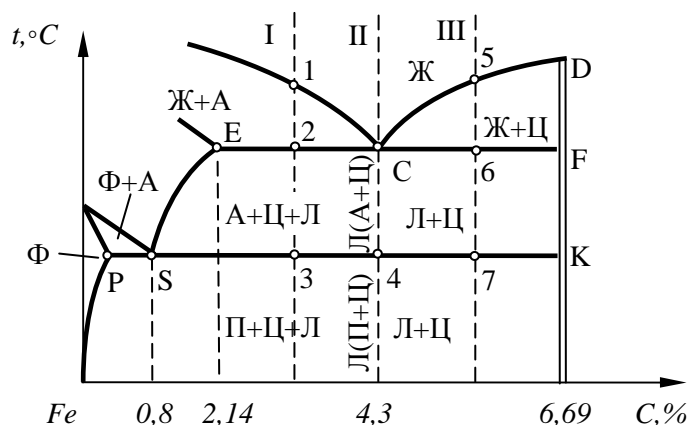


Рис. 5.4. Часть диаграммы состояния «Fe – Fe₃C» для высокоуглеродистых сплавов (чугунов)

Сплав II с содержанием углерода 4,3%, называемый *эвтектическим чугуном*, кристаллизуется по эвтектоидной реакции с одновременным выделением двух фаз: аустенита состава точки E и цементита. Образующаяся смесь называется ледебуритом.

При дальнейшем охлаждении концентрация углерода в аустените изменяется по линии ES вследствие выделения вторичного цементита и к температуре эвтектоидного превращения принимает значение 0,8 % С. При температуре линии PSK (727 °С) аустенит в ледебурите претерпевает эвтектоидное превращение в перлит. Конечная структура эвтектического чугуна представляет собой ледебуритную смесь из перлита и цементита.

Сплав I с содержанием углерода 2,14–4,3% называется *доэвтектическим чугуном*. Кристаллизация начинается с выделения аустенита из жидкого раствора. Этот процесс идет в интервале температур точек 1 – 2. При температуре точки 2 образуется эвтектика (ледебурит). При дальнейшем охлаждении из аустенита, структурно свободного и входящего в ледебурит, выделяется вторичный цементит. Обедненный вследствие этого аустенит при 727 °С (линия PSK) превращается в перлит. Конечная структура доэвтектического чугуна состоит из перлита, цементита и ледебурита.

Сплав III с содержанием углерода более 4,3% называется *заэвтектическим чугуном*. Кристаллизация начинается с выделения из жидкого раствора цементита первичного. Этот процесс идет в интервале температур точек 5 – 6. Кристаллизация закачивается при температуре точки 6 (линия ECF) эвтектическим превращением с образованием перлита. При дальнейшем охлаждении превращения в твердом состоянии такие же, как в сплаве I. Конечная структура заэвтектического чугуна состоит из цементита и ледебурита.

6. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

В машиностроительном производстве железоуглеродистые сплавы подразделяются на стали (содержание углерода от 0,02 до 2,14 %) и чугуны (содержание углерода от 2,14 до 6,67 %). Стали подразделяются на доэвтектоидные (содержание углерода от 0,02 до 0,8 %, структура Ф+П), эвтектоидные (содержание углерода 0,8 %, структура П), заэвтектоидные (содержание углерода от 0,8 до 2,14%, структура П+Ц_{II}). Чугуны подразделяются на доэвтектические (содержание углерода от 2,14 до 4,3 %, структура П+Л+Ц_{II}), эвтектические (содержание углерода 4,3 %, структура Л), заэвтектические (содержание углерода от 4,3 до 6,67 %, структура Л+Ц_I).

В практике термической обработки сталей используются линии диаграммы PSK, SE, GS. Французский ученый Османд для удобства предложил обозначать их следующим образом: линию PSK – A₁, линию GS – A₃, линию SE – A_{cm}.

Так как при нагреве и охлаждении в процессе термической обработки положение этих линий не совпадает, то к предложенным обозначениям добавляются буквы:

- с – при нагреве (Ac₁, Ac₃, Ac_{cm});
- r – при охлаждении (Ar₁, Ar₃, Ar_{cm}).

Для каждой стали эти значения можно найти в марочниках стали.

6.1. Классификация и свойства углеродистых сталей

Согласно диаграмме «Fe – Fe₃C», сталь – это железоуглеродистый сплав, содержащий до 2,14 % углерода. Реально в сталях, которые применяются в машиностроении, содержание углерода не превышает 1,4 %. В промышленных марках стали содержится ряд элементов в виде примесей, которые остались в металле при ее получении на металлургическом заводе. Такими примесями являются марганец, кремний, сера, фосфор, газы и случайные примеси.

Углерод, концентрация которого в конструкционных сталях достигает 0,7 %, в инструментальных – 1,3 %, оказывает определенное влияние на их свойства. Углерод способствует снижению пластичности стали, развитию хладноломкости, уменьшению ударной вязкости, ухудшению свариваемости, увеличению твердости стали.

Снижение пластических свойств у сталей с повышенным и высоким содержанием углерода затрудняет холодную пластическую деформацию из-за опасности возникновения трещин. При изготовлении сварных конструкций также стараются использовать низкоуглеродистые стали (<0,2 % C).

Такое поведение стали объясняется изменениями в структуре. При повышении содержания углерода происходит увеличение количества перли-

та в доэвтектоидной стали и, соответственно, уменьшение количества мягкого феррита. Углерод способствует значительному возрастанию твердости, а прочность увеличивается только в доэвтектоидной стали. В заэвтектоидных сталях с образованием твердой и хрупкой самостоятельной фазы цементита их прочность уменьшается.

Марганец – полезная примесь, вводится в стали в качестве раскислителя и сохраняется в ней в количестве 0,3–0,8 %. Марганец уменьшает вредное влияние серы и кислорода.

Кремний также используется как раскислитель при выплавке стали. Он способствует увеличению предела текучести и предела прочности отожженной стали, повышает прокаливаемость. Кремний, как и марганец, в основном растворяется в феррите по типу замещения. Его количество не превышает 0,4 %.

Сера является вредной примесью в сталях. Она присутствует в виде сульфида железа FeS. Это соединение совместно с аустенитом образует эвтектику, которая плавится при температуре 988 °С. Эта эвтектика располагается по границам зерен и вызывает снижение прочности, охрупчивание при температуре выше 800 °С. При высоких температурах эвтектика может расплавляться, вызывая разрушение по границам зерен и образование трещин. Это явление называется красноломкостью и создает трудности при горячей обработке давлением сталей с высоким содержанием серы. Содержание серы в стали строго ограничивают 0,05%. Положительное влияние серы проявляется в улучшении обрабатываемости резанием.

Фосфор в большинстве случаев считается вредной примесью. Он растворяется в феррите, упрочняет его, но вызывает хладноломкость – снижение вязкости по мере понижения температуры. Содержание фосфора в количестве всего 0,01% повышает порог хладноломкости на 25 °С. Хрупкость стали, вызванная фосфором, тем выше, чем больше в ней углерода. Предельно допустимое количество фосфора в стали – 0,05%.

Газы – кислород, азот и водород – вредные скрытые примеси. Их влияние наиболее сильно проявляется в снижении пластичности и склонности стали к хрупкому разрушению. Кислород и азот растворяются в феррите в очень малом количестве и загрязняют сталь неметаллическими включениями (оксидами, нитридами).

Водород находится в твердом растворе или скапливается в порах и на дислокациях. Он образует в сталях *флокены* – внутренние надрывы в виде мелких трещин, что приводит к охрупчиванию стали. Количество газов в сталях ограничивается тысячными долями процента. Уменьшение количества газов в сталях достигается выплавкой стали в вакууме или с использованием электрошлакового переплава и другими способами. Случайные примеси попадают в сталь из вторичного сырья или из руды. Стали, вы-

плавленные из уральских руд, содержат 0,3% меди. Из скрапа в сталь попадают сурьма, олово и другие металлы.

На долю углеродистых сталей приходится около 80% общего объема выпуска сталей. Углеродистые стали более дешевые и имеют удовлетворительные механические свойства с хорошей обрабатываемостью резанием и давлением. Существенным недостатком углеродистых сталей является небольшая прокаливаемость, что значительно ограничивает размер деталей, упрочняемых термической обработкой. Углеродистые конструкционные стали выпускаются двух видов: обыкновенные и качественные.

Углеродистые *стали обыкновенного качества* (ГОСТ 380–94) имеют повышенное содержание вредных примесей, а также газонасыщение и загрязненность неметаллическими включениями, так как их выплавляют в большом количестве. Эти стали преимущественно используют в строительстве и поставляют горячекатаными в виде прутка, листа, уголка, швеллера и др.

Стали маркируются сочетанием букв «Ст» и цифры от 0 до 6, показывающей номер марки. Степень раскисления обозначают добавлением букв: «сп» – спокойная, «пс» – полуспокойная, «кп» – кипящая. Спокойными и полуспокойными производят стали Ст1–Ст6, кипящими – Ст1–Ст4. Ст0 по степени раскисления не разделяют. Три марки стали производят с повышенным (0,8–1,1 %) содержанием марганца, на что указывает буква «Г».

Примеры сталей обыкновенного качества: Ст1кп, Ст3пс, Ст4сп, Ст3Гпс, Ст5пс.

Степень раскисления определяет различное содержание газов в стали и, следовательно, порог хладноломкости и возможную температуру эксплуатации. Более надежны спокойные стали. Механические свойства горячекатаных сталей обыкновенного качества регламентирует ГОСТ 535–88. Прокат из углеродистых сталей обыкновенного качества предназначен для изготовления различных металлоконструкций, а также слабонагруженных деталей машин и приборов. Более прочные стали марок 4, 5, 6 используются в котло-, мосто- и судостроении.

Углеродистые качественные стали характеризуются более низким содержанием вредных примесей и неметаллических включений. Их поставляют в виде проката, поковок и другими полуфабрикатов с гарантированным химическим составом и механическими свойствами. Обозначают их по ГОСТ 1050–88 двузначными числами (08, 10, 20...60), обозначающих среднее содержание углерода в сотых долях процента, например: сталь 45 содержит 0,45% углерода. Спокойные стали маркируются только цифрой 15, 20, 45; кипящие обозначают 08кп, 10кп, 15кп, 18кп, 20кп; полуспокойные – 08пс, 10пс, 15пс, 20пс.

Качественные стали находят самое широкое применение в машиностроении, так как в зависимости от содержания углерода и термической

обработки обладают разнообразными механическими и технологическими свойствами.

Малопрочные и высокопластичные стали 08, 08кп, 10, 15 используют для холодной штамповки и глубокой вытяжки. Тонколистовую сталь 08кп широко применяют для кузовных деталей автомобилей. Цементуемые стали 15, 20, 25 предназначены для изготовления деталей малого размера (кулачки, толкатели, шестерни) для которых требуется твердая износостойкая поверхность и вязкая сердцевина. Эти свойства достигаются насыщением поверхностного слоя углеродом и последующей термической обработкой – закалкой и низким отпуском.

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45, 50 отличаются высокой прочностью, но меньшей пластичностью. Их применяют после улучшения, нормализации и поверхностной закалки. Номенклатура деталей из этих сталей очень разнообразна: шатуны, коленчатые валы, зубчатые колеса, маховики, оси, толкатели и т. д. Стали 55, 60 после термической обработки применяют для изготовления пружин, рессор, шайб и др.

Среди конструкционных углеродистых сталей есть так называемые *автоматные стали*. Это стали, которые за счет повышенного содержания серы (<0,3%) и фосфора (<0,15%) имеют хорошую обрабатываемость резанием (ГОСТ 1414–75). Маркируются автоматные стали буквой «А» и двумя цифрами, показывающими процентное содержание углерода в сотых долях: А12, А20, А30. При добавлении свинца в количестве 0,15–0,30% их маркируют «АС»: АС1, ..., АС14. При дополнительном легировании марганцем их обозначают, например, так: АС35Г2.

6.2.Классификация и свойства чугунов

Чугунами называются железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14% углерода и, согласно диаграмме «Fe–Fe₃C», затвердевающие с образованием эвтектики. Благодаря хорошим литейным свойствам, достаточной прочности, износостойкости при относительно низкой стоимости чугуны получили широкое распространение в машиностроении. Их применяют при получении отливок сложной формы при отсутствии высоких требований к размерам деталей и их массе.

Выплавляют чугун в доменных печах и получают пердедельные (белые), специальные (ферросплавы) и литейные (серые) чугуны. В зависимости от того, в какой форме находится углерод в сплавах, различают белые, серые, высокопрочные и ковкие чугуны.

Если весь углерод, входящий в состав чугуна, находится в связанном виде как химическое соединение Fe₃C, то такой чугун называется *белым*. Его излом светлый, с металлическим блеском, отчего и происходит название. По структуре белые чугуны подразделяются на доэвтектические, эв-

тектические и заэвтектические. Любой белый чугун содержит эвтектику – ледебурит, которая в момент образования состоит из аустенита и цементита, а при охлаждении ниже $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ – из перлита и цементита (рис. 6.1).

Большое количество цементита в структуре придает белым чугунам высокую твердость 4500–5500 НВ, износостойкость, хрупкость. Из-за очень низкой пластичности и плохой обрабатываемости резанием белые чугуны ограниченно применяются в машиностроении.

Для получения белого чугуна необходимо быстрое охлаждение отливки при минимальном количестве кремния и присутствие отбеливающих элементов – марганца или хрома. При таких условиях зарождение кристаллов графита становится невозможным и весь углерод идет на образование цементита.

Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны – отливки, у которых сердцевина имеет структуру серого чугуна, а поверхностный слой имеет структуру белого чугуна. Так можно изготовить валки прокатных станов, тормозные колодки, шары мельниц для размола горных пород, лемеха плугов и другие детали, на поверхности которых требуется высокая износостойкость.

Придать обрабатываемость белым чугунам можно только после того, как цементит распадется на графит и феррит. Графит обеспечивает пониженную твердость, хорошую обрабатываемость резанием, высокие антифрикционные свойства вследствие низкого коэффициента трения. Но включения графита снижают прочность и пластичность сплава. Серые, высокопрочные и ковкие чугуны различаются условиями образования графитных включений.



Рис. 6.1. Микроструктура белого эвтектического (4,3 % углерода) чугуна

Серыми называются чугуны с пластинчатой формой графита. Его излом темно-серый, без блеска, отчего и происходит название. Серый чугун – сплав сложного состава, содержащий основные элементы: Fe, C, Si и постоянные примеси: Mn, P, S. Содержание этих элементов находится в следующих пределах: 2,2–3,7% C; 1,0–3,0% Si; 0,2–1,1% Mn; 0,02–0,2% S; 0,02–0,3% P.

Углерод оказывает влияние на качество чугуна. Чем выше концентрация углерода, тем больше выделений графита и ниже механические свойства чугуна, но пониженное содержание углерода приводит к ухудшению литейных свойств. Поэтому для толстостенных отливок применяют чугун с более низким содержанием углерода, а для тонкостенных – с более высоким. Максимальное содержание углерода в серых чугунах ограничивается доэвтектической концентрацией.

Кремний обладает сильным графитизирующим действием – способствует выделению графита при кристаллизации чугуна и разложению выделяющегося цементита.

Марганец затрудняет графитизацию чугуна, но улучшает механические свойства.

Сера – это вредная примесь. Она ухудшает механические и литейные свойства чугуна, понижает жидкотекучесть, увеличивает усадку и повышает склонность к образованию трещин.

Фосфор в небольшом (до 0,3%) количестве растворяется в феррите. При большем содержании он образует вместе с железом и углеродом фосфидную эвтектику, которая плавится при температуре 950 °С, что увеличивает жидкотекучесть чугуна, но при этом повышается твердость и хрупкость. Так в чугунах для художественного литья используется чугун с 1% фосфора.

На структуру и свойства чугуна сильно влияют технологические факторы, особенно скорость охлаждения, которая зависит от толщины стенки отливки. Чем больше толщина стенки, тем медленнее охлаждается отливка и тем полнее проходит процесс графитизации. С увеличением скорости охлаждения создаются условия для первичной кристаллизации: из жидкой фазы выделяется цементит, вследствие распада которого при дальнейшем охлаждении образуется графит. Иногда ледебурит не разлагается полностью, а остается в структуре чугуна.

Механические свойства серого чугуна зависят от свойств металлической основы, но главным образом от количества, формы и размеров графитовых включений. Графит играет роль надрезов в металлической основе чугуна. Поэтому независимо от структуры основы относительное удлинение при растяжении серого чугуна не превышает 0,5%. Чем меньше и разобщеннее графитные включения, тем меньше их отрицательное влияние на прочность. Сопротивление разрыву, твердость и износостойкость чугунов растут с увеличением количества перлита в структуре. Значительно слабее влияние графита при изгибе и особенно при сжатии.

Прочность при сжатии и твердость определяются в основном структурой металлической основы чугунов. Они близки к свойствам стали с той же структурой и составом, что и металлическая основа чугуна. Серый чугун обладает способностью гасить механические колебания, не чувствите-

лен к надрезам, хорошо обрабатывается резанием. Из него изготавливают детали разного назначения – от нескольких граммов (поршневые кольца двигателей) до отливок в десятки тонн (станины станков). Выбор марки чугуна для конкретных условий работы определяется совокупностью технологических и механических свойств. Детали из серого чугуна изготавливают литьем с последующей обработкой резанием.

Таблица 6.1

Механические свойства и структура некоторых марок серого чугуна

Марка	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
Серый чугун (ГОСТ 1412–85)				
СЧ15	150	–	1630–2100	Ф
СЧ25	250	–	1800–2500	Ф+П
СЧ35	350	–	2200–2750	П

Маркировка серых чугунов определяется ГОСТ 1412–85 и состоит из букв СЧ и числа, показывающего значение предела прочности при растяжении в кгс/мм², например: СЧ30.

Ферритные чугуны СЧ10, СЧ15 предназначены для слабо- и средненагруженных деталей: крышки, фланцы, корпуса редукторов, тормозные барабаны и т. д. Феррито-перлитные серые чугуны СЧ20, СЧ25 применяют для деталей, работающих при повышенных нагрузках: блоки цилиндров, барабаны сцепления, зубчатые колеса, станины станков и т. д. (рис. 6.2).

Перлитные серые модифицированные чугуны СЧ30, СЧ35 имеют более высокие механические свойства из-за мелких графитных включений. Измельчение графита достигается путем модифицирования жидкого чугуна ферросилицием или силикокальцием в количестве 0,5% от массы чугуна. Модифицированные чугуны обладают более высокими свойствами и хорошей герметичностью. Их применяют для корпусов насосов, компрессоров, гидроприводов, тормозной пневматики и др.

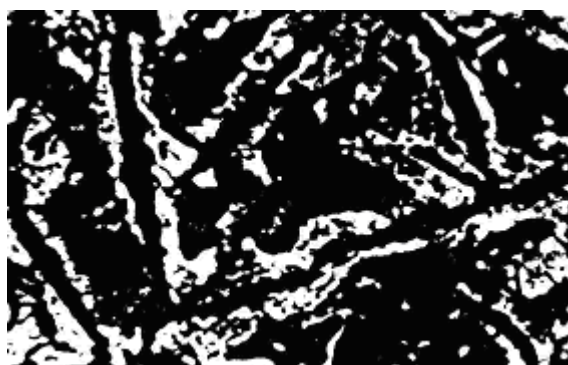


Рис. 6.2. Микроструктура феррито–перлитного серого чугуна

Для деталей, работающих при повышенных температурах, применяют легированные серые чугуны: жаростойкие – дополнительно содержат Cr и

Al, жаропрочные – Cr, Ni и Mo. Отливки из серого чугуна подвергают термической обработке для снятия внутренних напряжений и стабилизации размеров. Такой нагрев составляет ~ 560 °С.

Высокопрочными называют чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают путем модифицирования – в жидкий чугун добавляют магний в количестве 0,02–0,08%. Магний вводится в ковш перед заливкой в формы не в чистом виде, а в виде лигатуры – сплава магния с никелем. Магний является поверхностно–активным элементом: в расплаве атомы магния образуют препятствия на поверхности растущего кристалла графита, увеличивая его поверхностную энергию. Поэтому становится энергетически выгодным образование кристалла с наименьшим отношением поверхности к объему, т. е. шару. После модифицирования высокопрочный чугун имеет следующий химический состав: 3–3,6% С; 1,8–2,9% Si; 0,4–0,7% Mn; 0,02–0,08 % Mg; до 0,15% P; до 0,03% S.

По химическому составу высокопрочные чугуны не отличаются от серых, но шаровидный графит является менее сильным концентратором напряжений, чем пластинчатый, поэтому прочность и пластичность этих чугунов выше, чем серых. Значение механических свойств высокопрочных чугунов приведены в таблице 6.2.

В соответствии с ГОСТ 7293–85 марка высокопрочного чугуна состоит из букв ВЧ и числа, показывающего значение предела прочности при растяжении в кгс/мм², например: ВЧ50.

По структуре металлической основы высокопрочные чугуны могут быть ферритными или перлитными. *Ферритный чугун* состоит в основном из феррита и шаровидного графита; допускается до 2% перлита. Структура *перлитного чугуна* состоит из сорбитообразного или пластинчатого перлита и шаровидного графита, допускается до 20% феррита (рис. 6.3).

Таблица 6.2

Механические свойства и структура некоторых марок высокопрочного чугуна

Марка	σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
Высокопрочный чугун (ГОСТ 7293–85)				
ВЧ35	350	22	1400–1700	Ф
ВЧ45	450	10	1400–2250	Ф+П
ВЧ60	600	3	1920–2270	Ф+П
ВЧ80	800	2	2480–3510	П
ВЧ100	1000	2	2700–3600	Б

Высокопрочные чугуны способны заменять сталь во многих изделиях и конструкциях. Они могут работать при высоких циклических нагрузках

и в условиях износа. Из них изготавливают оборудование прокатных станов, кузнечно-прессовое оборудование, корпуса паровых турбин, коленчатые валы в тракторо- и автомобилестроении, поршни двигателей и др.

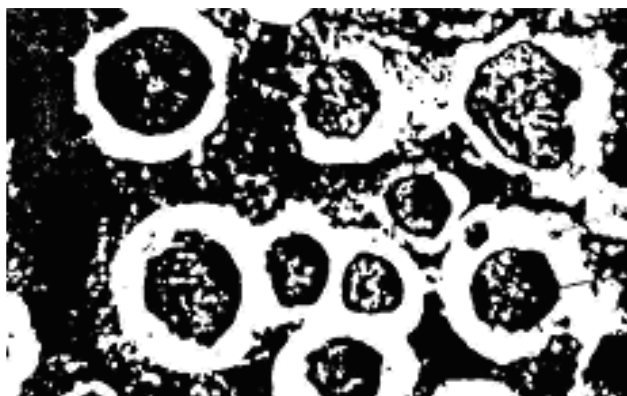


Рис. 6.3. Микроструктура феррито–перлитного высокопрочного чугуна

В некоторых случаях для улучшения механических свойств чугунов применяют термическую обработку: закалку и отпуск для повышения прочности и отжиг – для увеличения пластичности.

Ковкими называются чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму. Их получают отжигом белых доэвтектических чугунов. Графит в ковких чугунах формируется при термической обработке и в такой форме меньше снижает механические свойства металлической основы. Отливки из белых чугунов должны быть тонкостенными, толщиной не более 50 мм, иначе в сердцевине при кристаллизации выделяется пластинчатый графит и чугун становится непригодным для отжига. По этой причине в ковких чугунах находится пониженное содержание углерода и кремния: 2,4–2,9% С; 0,8–1,5% Si; 0,2–0,9% Mn; до 0,2% S; до 0,18% P.

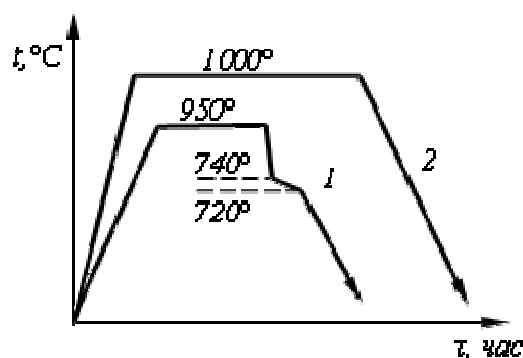


Рис. 6.4. Схема режима отжига белого чугуна с получением ферритного (1) и перлитного (2) ковкого чугуна

Отжиг на ферритный чугун проводится по режиму 1 (рис. 6.4), что обеспечивает графитизацию в две стадии. Первая стадия графитизации при температуре 950 °C состоит в распаде цементита, находящегося в ледебурите. Это приводит к образованию структуры аустенита и включений

углерода отжига. Вторая стадия графитизации протекает при медленном охлаждении в эвтектоидном интервале температур 720–740 °С. В процессе этой выдержки распадается цементит перлита. В результате такого отжига продолжительностью 60–80 часов формируется структура, состоящая из феррита и углерода отжига (рис. 6.5).

Перлитный ковкий чугун получают по режиму 2 (рис. 6.4). Продолжительность графитизации при температуре 1000 °С увеличивается, после чего отливки непрерывно охлаждают до комнатной температуры. Графитизации цементита, входящего в состав перлита, не происходит, поэтому чугун приобретает структуру перлита с включениями углерода отжига.

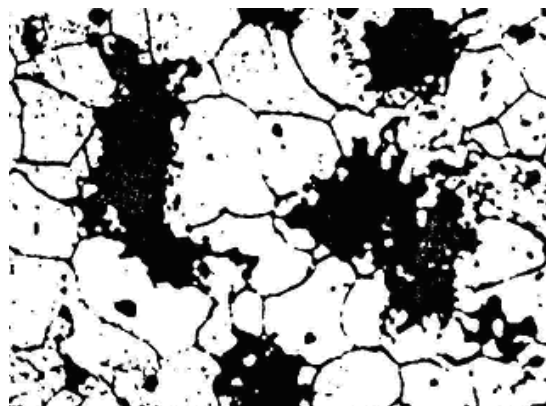


Рис. 6.5. Микроструктура ферритного ковкого чугуна

В отличие от пластинчатого графита в сером чугуне хлопьевидные включения меньше снижают механические свойства металлической основы, что делает ковкий чугун прочнее серого, хотя уступает высокопрочному чугуну (см. табл. 6.3).

Таблица 6.3

Механические свойства и структура некоторых марок ковкого чугуна

Марка	σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа	Структура
Ковкий чугун (ГОСТ 1215–79)				
КЧ30–6	300	6	1000–1630	Ф+ до 10%П
КЧ35–8	350	8	1000–1630	
КЧ37–12	370	12	1100–1630	
КЧ45–7	450	7	1500–2070	
КЧ60–3	600	3	2000–2690	П+ до 20%П
КЧ80–1,5	800	1,5	2700–3200	

Название «ковкий» условное, деформировать ковкие чугуны нельзя. В обозначении ковкого чугуна первая цифра показывает значение предела прочности при растяжении в кгс/мм², вторая – относительное удлинение в %, например, КЧ45–7.

Ковкие чугуны широко применяются в сельскохозяйственном, автомобильном и текстильном машиностроении. Из них изготавливают детали высокой прочности, работающие в условиях износа при ударных и знакопеременных нагрузках. Хорошие литейные свойства исходного белого чугуна позволяют получать отливки сложной формы и малой толщины: крышки картеров, редукторов, ступицы, муфты, втулки, звенья и ролики цепей конвейера.

Недостатком ковких чугунов является их более высокая стоимость из-за продолжительного отжига.

7. ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

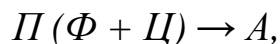
7.1. Влияние нагрева и скорости охлаждения углеродистой стали на ее структуру

Термической обработкой называется технологический процесс, включающий нагрев стали до определенной температуры, выдержку при этой температуре и охлаждение с необходимой скоростью. Целью термической обработки является получение заданных свойств стали путем изменения ее структуры без изменения формы и размеров деталей.

Термическая обработка вызывает изменения в структуре материала в том случае, если сплав претерпевает превращения, вызванные полиморфизмом, диффузией или изменением растворимости одного компонента в другом. Часто эти процессы могут накладываться друг на друга и оказывать влияние на свойства материалов.

В исходном состоянии углеродистая сталь может иметь различную структуру в зависимости от содержания углерода: доэвтектоидная – феррит и перлит; эвтектоидная – перлит; заэвтектоидная – перлит и цементит вторичный.

Рассмотрим процесс нагрева эвтектоидной стали выше критической температуры A_{c1} , когда структура состоит из перлита (рис. 10.1). Это превращение можно записать согласно диаграмме «Железо–цементит»:



где Φ (феррит) содержит 0,02 % углерода, $Ц$ (цементит) – 6,67 % углерода и $А$ (аустенит) – 0,8 % углерода.

Когда сталь переходит критическую температуру A_1 , превращение сопровождается двумя параллельно идущими процессами: полиморфное превращение Fe_α (ОЦК) \rightarrow Fe_γ (ГЦК) и растворение цементита в Fe_γ .

Растворение цементита не может начаться, пока сохраняется кристаллическая решетка феррита. Как известно, углерод в ней может максимально растворяться в количестве 0,02%, поэтому вначале происходит зарождение кристаллов аустенита на межфазной поверхности раздела феррита и цементита. Зарождение сопровождается образованием центров кристаллизации аустенита, и, следовательно, происходит измельчение зерна. Только после образования Fe_γ возможно дальнейшее растворение углерода в аустените.

Полиморфное превращение происходит с более высокой скоростью, чем процесс растворения цементита, поэтому первоначально аустенит сохраняет неоднородность по углероду и за образованием зародыша аустенита следует его насыщение углеродом.

Начальная величина зерна аустенита зависит от количества зародышей, возникающих в данном объеме в единицу времени, и скорости их роста. Чем дисперснее структура перлита, тем мельче начальное зерно аустенита, т. к. у такой структуры больше поверхность раздела между ферритной и карбидной фазами, где и идет образование зародышей.

К окончанию превращения всего перлита в аустенит, сталь состоит из большого количества мелких аустенитных зерен. Дальнейший нагрев или выдержка после окончания превращения ведет к их росту. Рост зерна аустенита происходит самопроизвольно и вызывается стремлением системы к уменьшению свободной энергии за счет сокращения поверхности зерен. Он происходит в результате увеличения одних зерен за счет других, более мелких.

Чтобы охарактеризовать поведение стали при нагреве в отношении изменений размера зерна, рассмотрим понятие о зерне аустенита, которое может быть:

- *начальным зерном* – размер аустенитного зерна в момент окончания перлитно-аустенитного превращения;
- *действительным зерном* – зерном аустенита, полученным в данных конкретных условиях нагрева;
- *наследственным зерном* аустенита, характеризующим склонность зерна к росту при высоких температурах.

Склонность стали к росту зерна зависит от ее состава и раскисления. Стали, раскисленные только марганцем или марганцем с кремнием, относят к *наследственно-крупнозернистым*. Стали, раскисленные и модифицированные дополнительно алюминием, титаном, церием и другими элементами в количестве 0,05–0,1 %, относят к группе *наследственно-мелкозернистых*.

Переход через критическую точку A_1 сопровождается резким уменьшением размеров зерна. При дальнейшем нагреве зерно аустенита в мелкозернистой стали не растет до весьма высоких температур, после чего начинает быстро расти. В крупнозернистой стали ничто не препятствует росту зерна, который начинается сразу после перехода через критическую точку (рис. 7.1). Наследственно-мелкозернистая сталь при достаточно высокой температуре может иметь более крупное зерно аустенита, чем наследственно-крупнозернистая сталь, поэтому различают еще *действительное зерно*, полученное в стали при данной температуре нагрева. Размер действительного зерна аустенита определяется температурой нагрева, длительностью выдержки и склонностью данной стали к росту зерна.

Известно, что мелкозернистая сталь имеет более высокие механические свойства, поэтому природную зернистость сталей оценивают баллами специально разработанной шкалы зернистости (ГОСТ 5639–82).

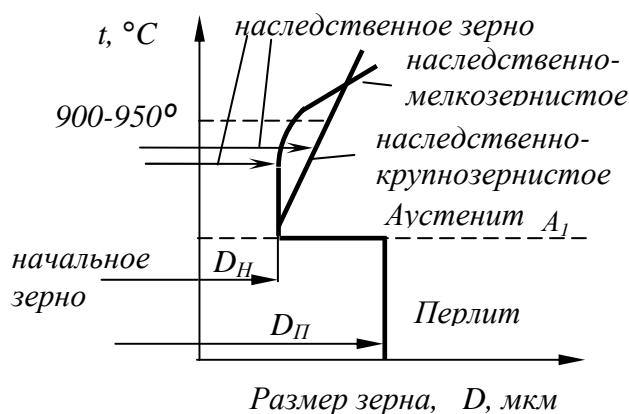


Рис. 7.1. Схема роста зерна аустенита в наследственно-мелкозернистой и наследственно-крупнозернистой эвтектоидной стали

Нагрев доэвтектоидной стали до температуры, значительно превышающей A_3 (1100–1200 °С), и последующее охлаждение приводят к образованию структуры, состоящей из крупных игл избыточного феррита, прорезающих крупные зерна перлита. В честь австрийского ученого А. Б. Видманштетта такая структура была названа *видманштеттовой структурой* (рис. 7.2).

Нагрев стали до высоких температур, приводящий к образованию крупного действительного зерна и получению видманштеттовой структуры, называется *перегревом стали*. Грубую крупнозернистую структуру можно исправить повторной аустенизацией до температуры на 30–50 °С выше точки A_3 .

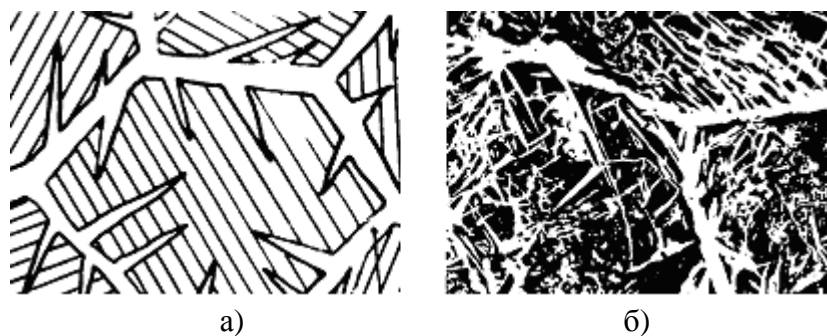


Рис. 7.2. Схема (а) и фотография (б) микроструктуры Видманштетта

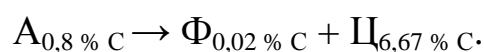
Еще более высокий нагрев стали, при котором по границам зерна появляются участки оплавления и происходит их окисление, вызывает пережог стали. При пережоге излом стали становится камневидным и является неисправимым браком.

Выше (в гл. 5) рассматривались фазовые превращения, происходящие в стали при медленном охлаждении из аустенитного состояния. Увеличивая скорость охлаждения или вводя легирующие элементы, можно значительно повысить степень переохлаждения аустенита, т. е. понизить темпера-

туру его превращения. От степени переохлаждения аустенита зависят механизм и кинетика превращения, структура и свойства продуктов превращения. Процессы распада переохлажденного аустенита подразделяют на диффузионное (перлитное), промежуточное (бейнитное) и бездиффузионное (мартенситное).

Если сталь со структурой аустенита, полученной в результате нагрева до температуры выше A_3 (для доэвтектоидной стали) или выше A_{cm} (для заэвтектоидной стали), или выше A_1 (для эвтектоидной стали), переохлаждать до температуры ниже A_1 с различными скоростями, вызывая тем самым различную степень переохлаждения, то можно получить продукты распада аустенита, резко отличающиеся по строению и свойствам.

Рассмотрим превращение переохлажденного аустенита на примере эвтектоидной стали (0,8 % углерода). Во время охлаждения ниже критической температуры A_1 происходит превращение его на почти чистое Fe_α и цементит.



Процесс образования перлита – это зарождение центров перлита и рост перлитных кристаллов. Этот процесс происходит во времени и может быть изображен в виде кинетической кривой превращения (рис. 7.3), показывающей количество перлита в зависимости от времени.

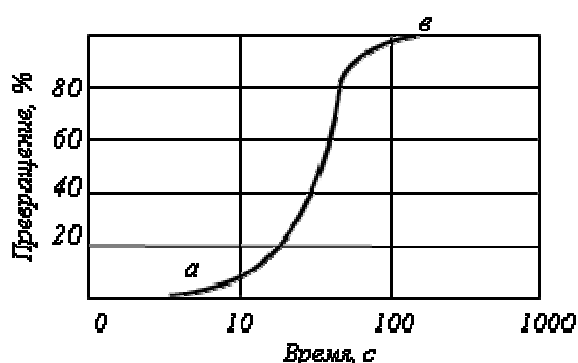


Рис. 7.3. Кинетическая кривая превращения аустенита в перлит

Начальный период характеризуется малой скоростью превращения и имеет инкубационный период $0a$. Длительность инкубационного периода зависит от степени переохлаждения аустенита. При снижении температуры, т. е. увеличении степени переохлаждения, скорость превращения возрастает, а продолжительность инкубационного периода и всего превращения сокращается.

Для изучения изотермического (при постоянной температуре) превращения аустенита образцы стали нагревают до стабильного аустенита, а затем переохлаждают аустенит до температур ниже A_1 (700, 600, 500 °С и т. д.) и выдерживают при этой температуре до полного распада аустенита, фиксируя начало и окончание превращения.

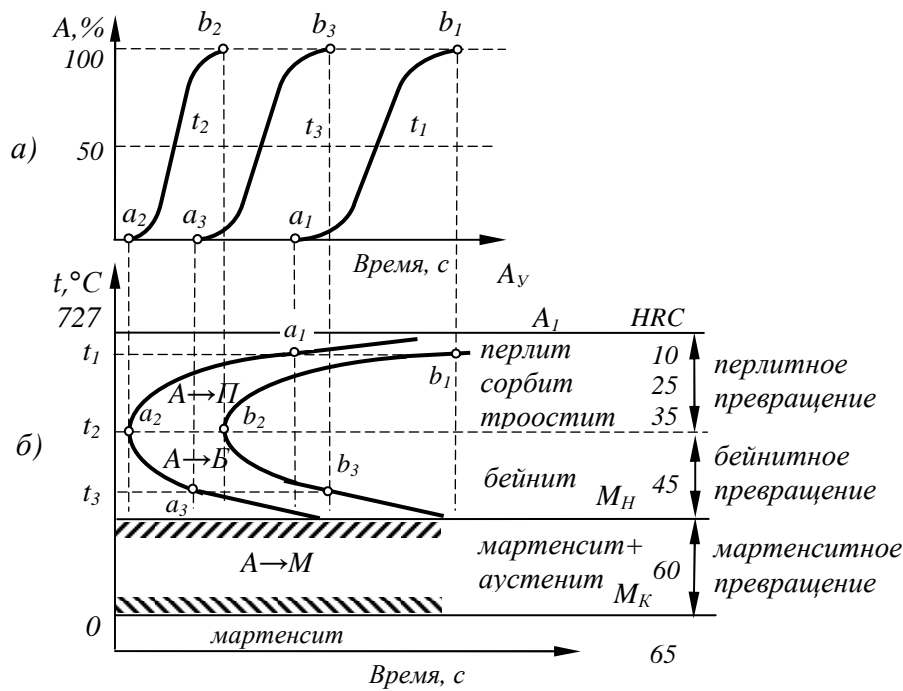


Рис. 7.4. Построение диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита эвтектоидной стали (0,8 % углерода)

Пусть эти температурные значения будут $t_1 > t_2 > t_3$ (рис. 7.4,а), тогда построение диаграммы изотермического превращения аустенита будет выглядеть так, как показано на рис. 7.4,б. Горизонтальная линия M_H показывает температуру начала бездиффузионного мартенситного превращения, M_K – его окончания.

Превращения, которые совершаются при разных степенях переохлаждения выше и ниже пика С-образной диаграммы, отличаются по кинетике превращений и по форме продуктов распада. Условно они разделены на три зоны: перлитное, бейнитное и мартенситное превращения.

Перлитное превращение переохлажденного аустенита является диффузионным. В начале на границе аустенитного зерна образуется зародыш цементита. Объем вблизи его обедняется углеродом, снижает свою устойчивость и испытывает полиморфное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение. Кристаллы феррита зарождаются на границе с цементитом. В результате происходит совместный рост кристаллов феррита и цементита, образуются так называемые перлитные колонии. Чем больше переохлаждение, тем мельче получается феррито-цементитная смесь и тем прочнее и тверже она становится.

При высоких температурах превращения (650–700 °С) и малых степенях переохлаждения получается грубая смесь феррита и цементита. Эта смесь называется *перлитом*. При более низких температурах (550–600 °С) и, следовательно, больших степенях переохлаждения дисперсность структур возрастает и твердость продуктов повышается до 2500–3500 НВ (≈ 25 HRC). Перлит более тонкого строения получил название *сорбит* (от фамилии английского ученого Г. К. Сорби).

При еще более низкой температуре (550 °С) дисперсность феррито-цементитной смеси еще более увеличивается и получается структура, называемая *троостит* (по фамилии французского ученого А. Ж. Труста), с твердостью 3500–4500 НВ (≈ 35 HRC).

Таким образом, перлит, сорбит и троостит – это структуры с одинаковой природой (феррит + цементит), отличающиеся между собой степенью дисперсности частиц феррита и цементита. Перлит может иметь зернистое и пластинчатое строение. Однородный аустенит образует пластинчатый перлит. Неоднородный аустенит при всех степенях переохлаждения превращается в зернистый перлит.

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях сначала выделяется избыточная фаза – феррит или избыточный цементит, в остальном все происходит как в эвтектоидной стали.

Мартенситное превращение аустенита происходит в том случае, когда аустенит переохлажден до низких температур, при которых исключена диффузия.

Мартенсит (по фамилии немецкого ученого А. Мартенса) – упорядоченный перенасыщенный твердый раствор углерода в Fe_{α} . Мартенситное превращение состоит в перестройке γ -решетки в α -решетку без диффузии углерода. Г. В. Курдюмов дал очень понятное определение мартенситному превращению: «Мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются на расстояния, не превышающие межатомные».

Образовавшиеся кристаллы мартенсита когерентно связаны с кристаллами исходной фазы. Сдвиг атомов образует игольчатый микрорельеф на поверхности металлического шлифа, поэтому мартенсит называют мелкоигольчатым, скрытокристаллическим, речным и т. д., в зависимости от исходной структуры аустенита. Аустенит и мартенсит имеют разную кристаллическую решетку и разный удельный объем, поэтому происходит рост упругих напряжений во всей детали. Это необходимо учитывать при их термической обработке, т. к. объем мартенсита больше объема аустенита.

Мартенсит имеет тетрагональную кристаллическую решетку (рис. 7.5), параметры которой c и a зависят от количества растворенного в нем углерода. Твердость мартенсита будет тем больше, чем больше углерода в стали (табл. 7.1).

Таблица 7.1

Твердость, HRC	40	48	55	59	62	65	66
Содержание С, %	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0

Мартенситное превращение протекает в интервале температур от M_H до M_K . Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо сталь

непрерывно охлаждать. Если охлаждение прекратить в интервале между M_H и M_K , то это приведет к стабилизации аустенита. В закалённой стали, имеющей точку M_K ниже $+20\text{ }^\circ\text{C}$, а именно в углеродистых сталях, содержащих углерода более 0,5–0,6%, или легированных, всегда присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем ниже температуры точек M_H и M_K , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов.

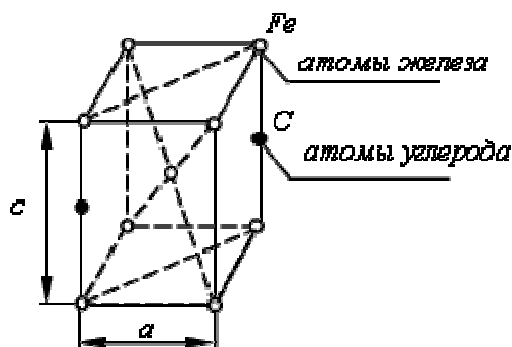


Рис. 7.5. Тетрагональная кристаллическая решетка мартенсита

Температурное значение точек M_H и M_K не зависит от скорости охлаждения, а обусловлено химическим составом стали. С повышением содержания углерода и легирующих элементов в стали (кроме кобальта и алюминия) значения температур M_H и M_K понижаются. Размеры кристаллов мартенсита определяются величиной исходного зерна аустенита.

Следует помнить, что мартенсит – это пересыщенный твердый раствор внедрения, искусственно полученная неравновесная структура и при определенных условиях она может превращаться в более равновесные структуры. Для структуры мартенсита характерна высокая прочность, твердость, износостойкость, кроме того, она имеет наибольший удельный объем в сравнении с другими структурами.

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита протекает между перлитным и мартенситным превращением и сочетает в себе диффузионное перераспределение углерода в аустените между продуктами его распада и бездиффузионное (сдвиговое) мартенситное превращение при перестройке кристаллической решетки $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$. *Бейнит* (по имени американского металлурга Э. Бейна) представляет собой двухфазную структуру, состоящую из кристаллов феррита и цементита. Особенность этого превращения заключается в том, что полиморфный переход происходит по мартенситному механизму. Бейнит, образующийся в интервале температур $550\text{--}350\text{ }^\circ\text{C}$, называют *верхним бейнитом*, а образующийся при $350\text{--}240\text{ }^\circ\text{C}$ – *нижним бейнитом*.

Превращение переохлажденного аустенита можно осуществить в изотермических условиях, т. е. при постоянной температуре. Такое превращение аустенита описывается диаграммами изотермического превращения

и редко используется в практике термической обработки сталей. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении описываются термокинетическими диаграммами.

Такие диаграммы строят в координатах «Температура – Время» на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры начала и конца перлитного и бейнитного превращений. Термокинетические диаграммы имеют сложный вид, поэтому для упрощения будем рассматривать диаграмму изотермического превращения с наложенными на нее кривыми охлаждения (рис. 7.6).

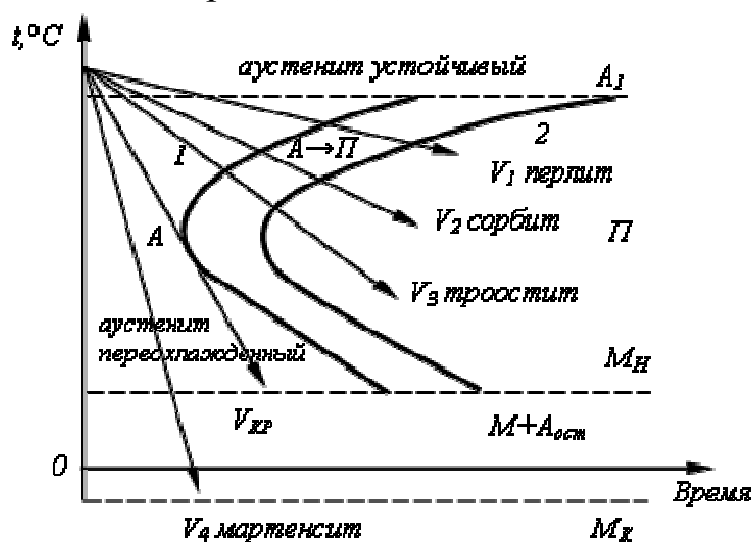


Рис. 7.6. Наложение кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита.

На диаграмме отражены все ее особенности:

- при малых скоростях охлаждения (V_1, V_2, V_3) в стали протекает только диффузионный распад аустенита с образованием феррито-цементитной смеси различной степени дисперсности (перлит, сорбит, троостит);
- при охлаждении со скоростью $V_{кр}$ – критической скорости закалки – или большей (V_4) переохлажденный аустенит превращается в неравновесную фазу – мартенсит.

В зависимости от скоростей охлаждения превращение аустенита может быть диффузионным и бездиффузионным. Критерием превращения является критическая скорость охлаждения $V_{кр}$. Это наименьшая скорость охлаждения, при которой подавляется диффузия атомов углерода.

7.2. Отжиг углеродистых сталей

Термическая обработка – самый распространенный в современной технике способ изменения свойств металлов и сплавов. Термообработку применяют как промежуточную операцию для улучшения технологических свойств (обрабатываемости давлением, резанием и т. п.) и как окончательную операцию для придания металлу или сплаву такого комплекса

свойств, который обеспечивает необходимые эксплуатационные характеристики изделия. Термическая обработка включает в себя следующие основные виды: отжиг I рода, отжиг II рода, закалку с полиморфным превращением, закалку без полиморфного превращения, отпуск, старение.

Эти виды термической обработки относятся как к сталям, так и к различным металлам и сплавам. Рассмотрим термическую обработку сталей.

Отжиг I рода – термическая операция, состоящая в нагреве металла в неустойчивом состоянии, полученном предшествующими обработками, для приведения металла в более устойчивое состояние. Отжиг I рода не связан с фазовыми превращениями. Различают гомогенизационный (диффузионный), рекристаллизационный отжиг и отжиг, уменьшающий напряжения.

Гомогенизационный отжиг – это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной ликвации. Это достигается за счет диффузионных процессов. Для обеспечения высокой скорости диффузии сталь нагревают до высоких (1000–1200 °С) температур в аустенитной области. При этих температурах делается длительная выдержка (10–20 час.) и медленное охлаждение. При гомогенизационном отжиге вырастает крупное аустенитное зерно. Избавиться от этого нежелательного явления можно последующей обработкой давлением или отжигом II рода. Выравнивание состава стали при гомогенизационном отжиге положительно сказывается на механических свойствах, особенно пластичности.

Рекристаллизационный отжиг, применяемый для сталей после холодной обработки давлением, – это термическая обработка деформированного металла или сплава, при котором главным процессом являются возврат и рекристаллизация соответственно. *Возвратом* называют все изменения в тонкой структуре, которые не сопровождаются изменениями микроструктуры деформированного металла (размер и форма зерен не изменяется). Возврат сталей происходит при относительно низких (300–400 °С) температурах.

Рекристаллизацией называют зарождение и рост новых зерен с меньшим количеством дефектов кристаллического строения. В результате рекристаллизации образуются совершенно новые, чаще всего равноосные кристаллы. Между температурным порогом рекристаллизации и температурой плавления имеется простое соотношение: $T_p \approx (0,3 - 0,4)T_{пл.}$, что составляет для углеродистых сталей 670–700 °С.

Отжиг, уменьшающий напряжение, – это термическая обработка, при которой главным процессом является полная или частичная релаксация остаточных напряжений. Такие напряжения возникают при обработке давлением, литье, сварке, шлифовании, обработки резанием и других технологических процессах. Внутренние напряжения сохраняются в деталях по-

сле окончания технологического процесса и называются *остаточными*. Избавиться от нежелательных напряжений можно путем нагрева сталей от 150 до 650 °С в зависимости от марки стали и способа обработки.

Отжиг II рода основан на использовании фазовых превращений сплавов и состоит в нагреве выше температуры превращения с последующим медленным охлаждением для получения устойчивого структурного состояния сплавов.

Полный отжиг производится для доэвтектоидных сталей. Для этого стальную деталь нагревают выше критической точки A_3 на 30–50 °С и после прогрева проводят медленное охлаждение. Как правило, детали охлаждаются вместе с печью со скоростью 30–100 °С/час. Температурный интервал нагрева для полного отжига показан на стальной части диаграммы «Железо–цементит» (выше линии GS, рис. 7.7). Структура доэвтектоидной стали после отжига состоит из избыточного феррита и перлита.

Основные цели полного отжига:

- устранение пороков структуры, возникших при предыдущей обработке (литье, горячей деформации, сварке, термообработке), – крупнозернистости и видманштеттовой структуры;
- смягчение стали перед обработкой резанием – получение крупнозернистости для улучшения качества поверхности и большей ломкости стружки низкоуглеродистых сталей;
- уменьшение напряжений.

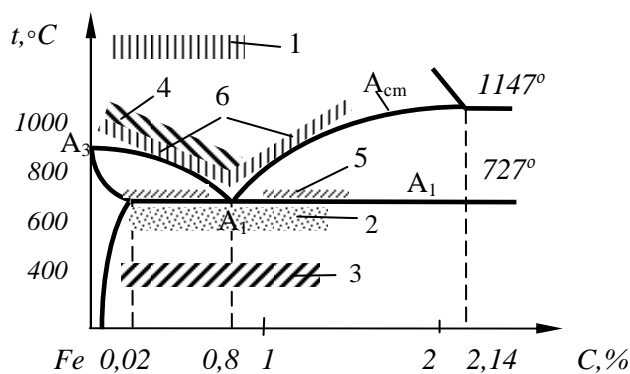


Рис. 7.8. Стальная область диаграммы с зонами нагрева при отжиге: 1 – диффузионный; 2 – рекристаллизационный; 3 – для снятия напряжений; 4 – полный; 5 – неполный; 6 – нормализационный

Неполный отжиг отличается от полного тем, что нагрев производится на 30–50 °С выше критической точки A_1 (линия PSK на диаграмме железо–цементит). Эта операция производится как для доэвтектоидных сталей, так и для заэвтектоидных сталей. Охлаждение проводят так же, как и при полном отжиге (вместе с печью). При неполном отжиге не происходит изменение ферритной составляющей структуры в доэвтектоидной стали и цементитной составляющей в заэвтектоидной стали, поэтому полного ис-

правления структуры не происходит. Неполный отжиг доэвтектоидной стали используют для смягчения ее перед обработкой резанием, снятия внутренних напряжений.

В заэвтектоидных сталях в результате неполного отжига образуется структура зернистого перлита, обладающая наименьшей твердостью и позволяющая облегчить обработку резанием углеродистых и легированных инструментальных и подшипниковых сталей. Кроме того, зернистый перлит является оптимальной структурой перед закалкой, т. к. обладает меньшей склонностью к росту аустенитных зерен, широким интервалом закалочных температур, меньшей склонностью к растрескиванию при закалке, а также повышенной прочностью и вязкостью.

Изотермический отжиг заключается в нагреве стали до температуры $A_3 + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$, последующего ускоренного охлаждения до температуры изотермической выдержки ниже точки A_1 и дальнейшего охлаждения на спокойном воздухе. Изотермический отжиг по сравнению с обычным отжигом имеет два преимущества:

- большой выигрыш во времени, т. к. суммарное время ускоренного охлаждения, выдержки и последующего охлаждения может быть меньше медленного охлаждения изделия вместе с печью;
- получение более однородной структуры по сечению изделий, т. к. при изотермической выдержке температура по сечению изделия выравнивается и превращение во всем объеме стали происходит при одинаковой степени переохлаждения.

Нормализационный отжиг (нормализация) применяют как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием и для общего улучшения ее структуры перед закалкой. При нормализации доэвтектоидную сталь нагревают до температур $A_3 + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$ и заэвтектоидную $A_{cm} + (30-50 \text{ }^\circ\text{C})$ и после выдержки охлаждают на спокойном воздухе.

Ускоренное по сравнению с отжигом охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита, поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида (тонкий перлит или сорбит) и более мелкое эвтектоидное зерно.

Прочность стали после нормализации несколько выше, чем после отжига. В заэвтектоидной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. При нагреве выше точки A_{cm} вторичный цементит растворяется, а при последующем ускоренном охлаждении на воздухе не успевает образовать грубую сетку, понижающую свойства стали.

8. ЗАКАЛКА И ОТПУСК УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

8.1. Закалка углеродистых сталей

Закалка – это процесс термической обработки, заключающийся в нагреве до температуры выше критической и последующем быстром охлаждении, при котором образуется неравновесная структура. Существует закалка без полиморфного превращения и закалка с полиморфным превращением.

Закалка с полиморфным превращением – это термическая обработка металлов и сплавов, при которой происходит мартенситное превращение высокотемпературной фазы. Эта закалка применима к тем металлам и сплавам, в которых при охлаждении перестраивается кристаллическая решетка.

Если взять эвтектоидную сталь (0,8% углерода) с перлитной мягкой структурой и нагреть ее выше точки A_1 , то перлит превратится в аустенит. При этом в аустените будет растворено все количество углерода, которое имеется в стали, т. е. 0,8%. Быстрое охлаждение в воде (600 °C/сек) препятствует диффузии углерода из аустенита. Кристаллическая решетка аустенита изменится при охлаждении, т. е. гранецентрированная кубическая решетка аустенита перестраивается в объемноцентрированную, но весь имеющийся в стали углерод останется в новой решетке, и это придаст стали высокую твердость и износостойкость.

Температура закалки для большинства сталей определяется положением критических точек A_1 и A_3 . Для углеродистых сталей температуру закалки можно определить по диаграмме «Железо – цементит». Закалка от температур, лежащих в пределах между A_1 и A_3 (неполная закалка), сохраняет в структуре доэвтектоидных сталей наряду с мартенситом часть феррита, который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства после отпуска. Поэтому данные стали обычно нагревают до температур на 30–50 °C выше A_3 (полная закалка). Для заэвтектоидных же сталей закалка от температур выше A_1 , но ниже A_{cm} дает в структуре избыточный цементит, что повышает твердость и износоустойчивость стали. Нагрев выше температуры A_3 , наоборот, ведет к снижению твердости из-за растворения избыточного цементита и увеличения остаточного аустенита, росту зерна аустенита, увеличению возможности возникновения больших закалочных напряжений и обезуглероживанию поверхностного слоя.

Таким образом, оптимальной закалкой для доэвтектоидных сталей является закалка от температуры на 30–50 °C выше A_3 , а для заэвтектоидных – на 30–50 °C выше A_1 .

Скорость охлаждения также влияет на результат закалки. Оптимальной охлаждающей является та среда, которая быстро охлаждает деталь в интервале температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита и замедленно в интервале температур мартенситного превращения для обеспечения равномерности этого превращения во всех зонах детали и снижения опасности образования трещин. Наиболее распространенными закалочными средами являются вода, водные растворы солей, щелочей, масло, расплавленные соли. При закалке в этих средах различают три периода:

- пленочное охлаждение, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка», которая равномерно и сплошь окружает изделие, пар отнимает тепло не интенсивно, и скорость охлаждения в этот период сравнительно невелика;

- пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки. В этот период происходит быстрый отвод тепла, так как на образование пузырьков пара расходуется большое количество тепла, и температура металла быстро снижается;

- конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости. Теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью, которая определяется физическими свойствами жидкости (теплоемкостью, вязкостью и теплопроводностью), разностью температур и скоростью циркуляции.

Закалочная жидкость охлаждает тем интенсивнее, чем шире интервал стадии пузырьчатого кипения, т. е. чем выше температура перехода от первой стадии охлаждения ко второй и чем ниже температура перехода от второй стадии к третьей.

В практике термической обработки сталей нашли широкое применение различные способы охлаждения в зависимости от размеров деталей, их химического состава и требуемой структуры (рис. 8.1).

Непрерывная закалка (1) – наиболее простой способ закалки. Деталь после нагрева помещают в закалочную среду и оставляют в ней до полного охлаждения. Способ применяют при закалке несложных изделий из углеродистых и легированных сталей. Закалочной средой для углеродистых сталей диаметром более 5 мм служит вода, менее 5 мм и легированных – масло.

Закалка в двух средах (2) осуществляется в разных температурных интервалах с разной скоростью охлаждения. Вначале деталь охлаждают в интервале температур 750–400 °С в воде, затем переносят в другую охлаждающую среду – масло. Замедленное охлаждение в масле, где происходит мартенситное превращение, приводит к уменьшению возникающих при закалке внутренних напряжений и опасности появления трещин. Применяется этот способ при закалке инструмента из высокоуглеродистой стали.

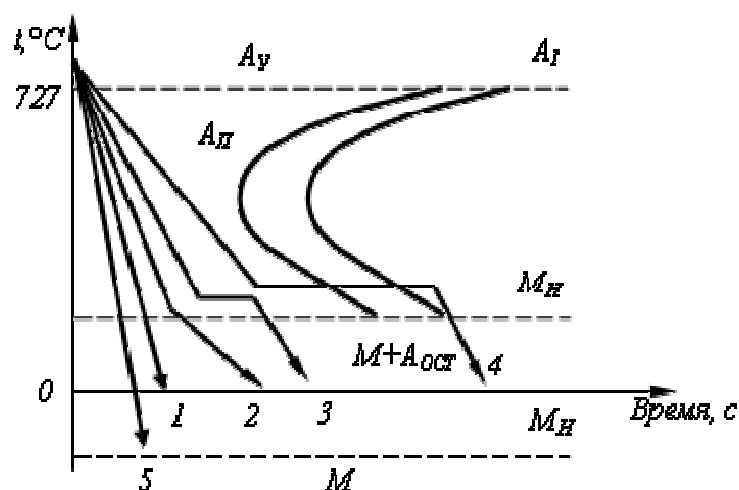


Рис. 8.1. Способы охлаждения при закалке сталей: 1 – непрерывная закалка; 2 – закалка в двух средах; 3 – ступенчатая закалка; 4 – изотермическая закалка; 5 – обработка холодом

При *ступенчатой закалке* (3) изделие охлаждают в закалочной среде, имеющей температуру более высокую, чем мартенситная точка данной стали. Охлаждение и выдержка в этой среде обеспечивает равномерное распределение температуры закалочной ванны по всему сечению детали. Затем следует окончательное, обычно медленное охлаждение, во время которого и происходит превращение аустенита в мартенсит. Этот способ дает закалку с минимальными внутренними напряжениями, однако его применение целесообразно для изделий небольшого размера из углеродистых и низколегированных сталей, закаливающихся в воде.

Изотермическая закалка (4) позволяет получать наиболее хорошее сочетание прочностных и пластических свойств. При изотермической закалке нагретую деталь переносят в ванну с расплавленными солями, имеющую температуру на 50–100 °С выше мартенситной точки M_H , выдерживают при этой температуре до завершения превращения аустенита в бейнит и затем охлаждают на воздухе. Во всех предыдущих случаях при закалке происходит образование мартенситной структуры.

При изотермической закалке в детали возникают минимальные напряжения, исключается образование трещин и уменьшается деформация.

Обработка холодом (5) применяется для легированных сталей, у которых температура окончания мартенситного превращения M_K значительно ниже 0 °С. Если закаливать эти стали обычным способом, то, наряду с мартенситом, в структуре оказывается значительное количество остаточного аустенита. Остаточный аустенит понижает твердость закаленной стали и может вызвать нестабильность размеров готовых деталей, т. к. в процессе их работы может происходить превращение остаточного аустенита в мартенсит.

Для стабилизации размеров закаленных изделий и повышения их твердости проводится охлаждение до температуры M_K , в процессе которо-

го аустенит превращается в мартенсит. Температура M_K легированных сталей находится в широких пределах от -40 до -196 °С.

Обработке холодом подвергают быстрорежущие стали, цементованные детали, измерительные инструменты, подшипники и другие особо точные изделия.

Закалка без полиморфного превращения – это термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре. Такая термическая обработка применима к сплавам, у которых одна фаза полностью или частично растворяется в другой.

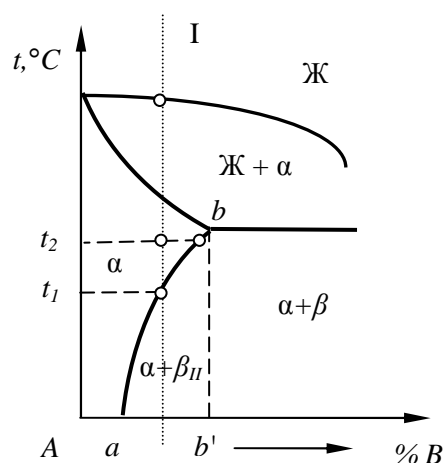


Рис. 8.2. Диаграмма состояния сплава с переменной растворимостью компонента B в A

Например, в сплаве I (рис. 8.2) при нагреве до температуры t_2 β -фаза растворяется в α -фазе. При обратном медленном охлаждении β -фаза выделяется из α -фазы, в которой концентрация компонента B уменьшается в соответствии с линией предельной растворимости ab . Т. к. составы α - и β -фаз различны, то выделение β -фазы связано с диффузионным перераспределением компонентов. При достаточном быстром охлаждении диффузионное перераспределение, необходимое для зарождения и роста кристаллов β -фазы, не успевает пройти и эта фаза не выделяется. После такой обработки (закалки) сплав состоит из одного пересыщенного α -твердого раствора.

Закалка без полиморфного превращения широко применяется к алюминиевым, магниевым, никелевым, медным и другим сплавам.

Закаливаемость – способность стали повышать твердость в результате закалки.

Необходимым условием закаливаемости стали является переохлаждение ее до температуры ниже точки M_H . Минимальная скорость охлаждения аустенита, при которой отсутствует диффузия углерода и происходит превращение в мартенсит, называется *критической скоростью охлаждения*. Эту скорость можно определить на S -образной диаграмме (рис. 8.3).

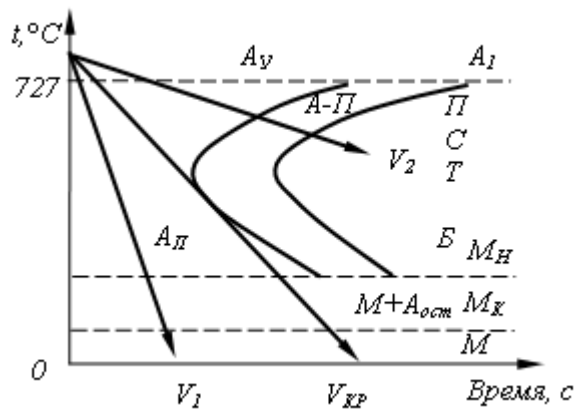


Рис.8.3. Определение скорости охлаждения при закалке

При закалке скорость охлаждения должна быть больше критической (V_1). Для обычных углеродистых сталей значение критической скорости охлаждения составляет около $150\text{ }^\circ\text{C}/\text{сек}$, поэтому на практике необходимо охлаждать сталь при закалке очень быстро, чтобы предупредить распад аустенита на феррито-цементитную смесь.

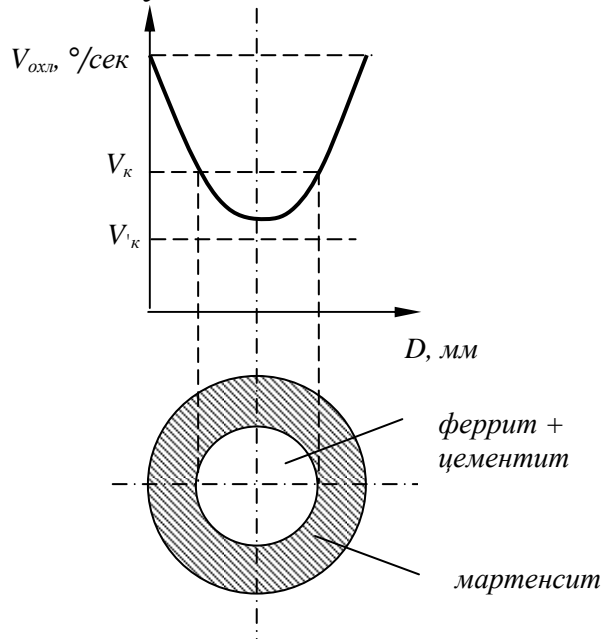


Рис. 8.4. Распределение структуры по глубине цилиндрического образца

Скорость охлаждения на поверхности изделия может быть больше критической, а в центре меньше. В этом случае аустенит в поверхностных слоях превратится в мартенсит, а в центре изделия испытывает перлитное превращение, т. е. деталь не прокалится насквозь. Прокаливаемость — одна из важнейших характеристик стали.

Прокаливаемостью называют способность стали получать закаленный слой на ту или иную глубину с мартенситной или троосто-мартенситной структурой.

Для характеристики прокаливаемости стали часто используют в качестве параметра критический диаметр. *Критический диаметр* — это макси-

мальный диаметр цилиндрического образца, который прокаливается насквозь в данной охлаждающей среде.

Критический диаметр увеличивается и, соответственно, повышается прокаливаемость стали при увеличении охлаждающей способности закалочной среды и при введении в сталь легирующих элементов. Например, углеродистая сталь имеет критический диаметр 8–10 мм. Это значит, что при закалке более крупных изделий из данной стали сердцевина не будет закаленной (рис. 8.4).

8.2. Отпуск закаленных углеродистых сплавов

Нагрев закаленных сталей до температур, не превышающих A_1 , называют *отпуском*. В результате закалки чаще всего получают структуру мартенсита с некоторым количеством остаточного аустенита. Процесс нагрева и выдержки закаленной стали сопровождается превращением мартенсита и остаточного аустенита. В результате этого превращения уменьшаются внутренние напряжения и хрупкость, повышаются вязкость и пластичность.

Фазовые превращения при отпуске закаленной стали можно показать в виде схемы (рис. 8.5).

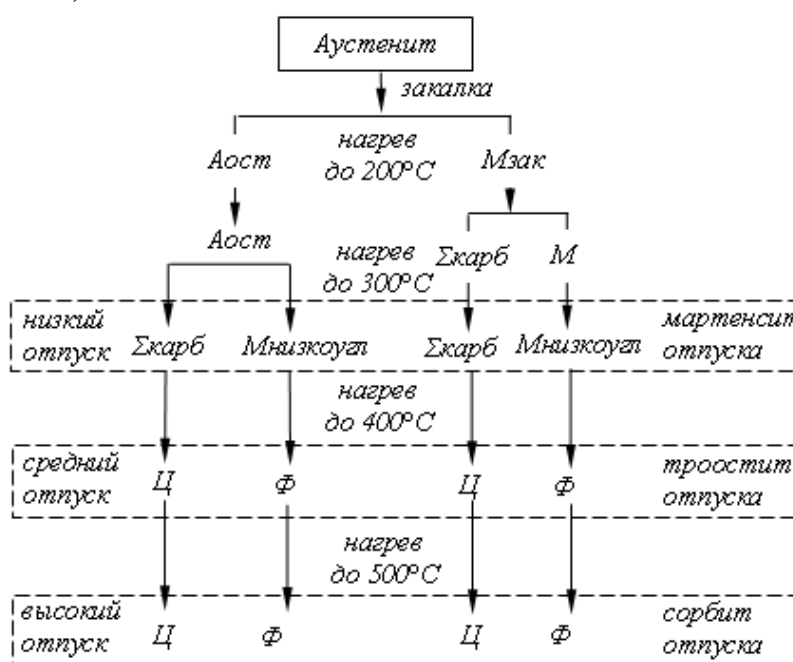


Рис. 8.5. Схема фазовых превращений при отпуске закаленной стали

При низкотемпературном отпуске (150–300 °С) из мартенсита выделяется часть избыточного углерода с образованием мельчайших карбидных частиц. Дисперсные кристаллы Σ -карбида когерентны с решеткой мартенсита. В мартенсите остается около 0,2 % растворенного углерода. Распад остаточного аустенита происходит по механизму бейнитного превращения: образуется смесь кристаллов низкоуглеродистого мартенсита и

дисперсных карбидов. При температуре около 250 °С начинается превращение Σ -карбида в цементит; при этом когерентность решеток α -твердого раствора и карбида нарушается.

При среднем отпуске (350–400 °С) из мартенсита выделяется весь избыточный углерод с образованием цементитных частиц. При этом тетрагональность решетки железа уменьшается, она становится кубической. В результате вместо мартенсита остается феррит. Такая феррито-цементитная смесь называется *трооститом отпуска*, а процесс, приводящий к таким изменениям, *среднетемпературным отпуском*. При таком нагреве значительно уменьшаются внутренние напряжения и снижается плотность дислокаций.

При более высоких нагревах (500 °С и выше) в углеродистых сталях происходят изменения структуры, не связанные с фазовыми превращениями: изменяются форма, размер карбидов и структура феррита. С повышением температуры происходит *коагуляция* – укрупнение частиц цементита. Форма кристаллов постепенно становится сферической – этот процесс назвали *сфероидизацией*.

Коагуляция и сфероидизация карбидов происходят с заметной скоростью, начиная с температуры 400 °С. Зерна феррита становятся крупными и их форма приближается к равноосной. Феррито-карбидная смесь, которая образуется после отпуска при температуре 400–600 °С, называется *сорбитом отпуска*. При температуре, близкой к точке A_1 , образуется грубая феррито-цементитная смесь – зернистый перлит.

Влияние температуры отпуска на механические свойства стали с 0,4 % углерода показано в таблице 8.1.

Таблица 8.1

Температура отпуска, °С	τ , МПа	HRC	δ , %
Без отпуска	1400	60	3
200	1400	52	4
400	1080	35	11
600	700	12	22

При отпуске некоторых сталей возможны негативные явления – отпускная хрупкость. Это снижение ударной вязкости сталей, отпущенных при температуре 250–400 и 500–550 °С (рис. 8.6).

Первый вид отпуска называется *необратимой хрупкостью* (I рода); присущ практически всем сталям и обусловлен неоднородным выделением карбидов из мартенсита. Повторный отпуск при более высокой температуре (400–500 °С) снимает хрупкость и сталь становится к ней не склонной

даже при повторном нагреве при 250–400 °С. В связи с этим эта хрупкость получила название необратимой. Отпуск сталей, склонных к этому виду хрупкости при температурах 250–400 °С, не назначается. Этот род хрупкости не зависит от скорости охлаждения после отпуска.

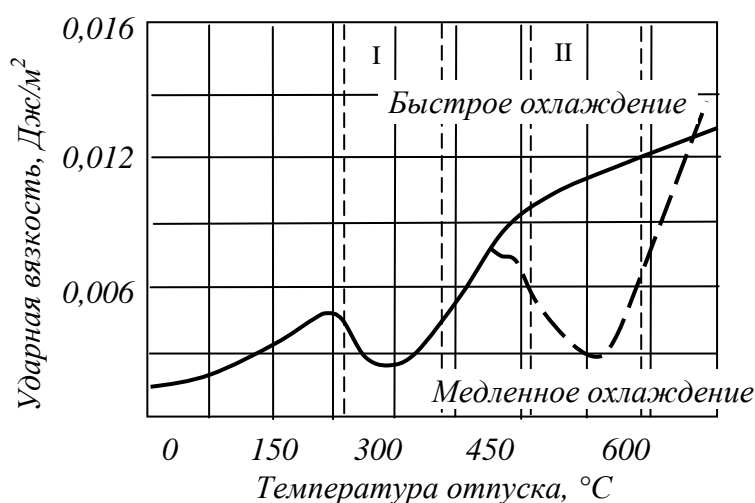


Рис. 8.6. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость стали:
 I – зона необратимой отпускной хрупкости; II – зона обратимой отпускной хрупкости

Второй вид отпускной хрупкости (II рода) является *обратимым*. Проявляется он при медленном охлаждении легированной стали при температуре 500–550 °С. Данная хрупкость может быть устранена повторным отпуском с большой скоростью охлаждения. В этом случае устраняется причина этой хрупкости – выделение карбидов по границам бывших аустенитных зерен. Устранение отпускной хрупкости легированных сталей возможно введением в них малых добавок молибдена (0,2–0,3%) или вольфрама (0,5–0,7%).

Тесты для контроля текущих знаний.

1. Твердый раствор внедрения углерода в Fe_α называется:

- 1) цементитом;
- 2) ферритом;
- 3) аустенитом;
- 4) ледебуритом.

2. Твердый раствор внедрения углерода в Fe_γ называется:

- 1) цементитом;
- 2) ферритом;
- 3) аустенитом;
- 4) ледебуритом.

3. Химическое соединение Fe_3C называется:

- 1) цементитом;
- 2) ферритом;
- 3) аустенитом;
- 4) ледебуритом.

4. *Упорядоченный перенасыщенный твердый раствор углерода в Fe_α называется:*

- 1) цементитом;
- 2) ферритом;
- 3) аустенитом;
- 4) мартенситом.

5. *Стаями называют:*

- 1) сплавы железа с углеродом, содержащие до 0,02% C;
- 2) сплавы железа с углеродом, содержащие от 0,02 до 2,14% C;
- 3) сплавы железа с углеродом, содержащие от 2,14 до 6,67% C;
- 4) сплавы железа с углеродом, содержащие 0,8% C.

6. *Чугунами называют:*

- 1) сплавы железа с углеродом, содержащие до 0,02% C;
- 2) сплавы железа с углеродом, содержащие от 0,02 до 2,14% C;
- 3) сплавы железа с углеродом, содержащие от 2,14 до 6,67% C;
- 4) сплавы железа с углеродом, содержащие 0,8% C.

7. *Эвтектоидной сталью называют:*

- 1) сплавы железа с углеродом, содержащие до 0,02% C;
- 2) сплавы железа с углеродом, содержащие от 0,02 до 2,14% C;
- 3) сплавы железа с углеродом, содержащие от 2,14 до 6,67% C;
- 4) сплавы железа с углеродом, содержащие 0,8% C.

8. *Завтектоидной сталью называют:*

- 1) сплав железа с углеродом, содержащий до 0,02% C;
- 2) сплав железа с углеродом, содержащий от 0,02 до 0,8% C;
- 3) сплав железа с углеродом, содержащий от 0,8 до 2,14% углерода;
- 4) сплав железа с углеродом, содержащий 0,8% углерода.

9. *Доэвтектоидной сталью называют:*

- 1) сплав железа с углеродом, содержащий до 0,02% C;
- 2) сплав железа с углеродом, содержащий от 0,02 до 0,8% C;
- 3) сплав железа с углеродом, содержащий от 0,8 до 2,14% C;
- 4) сплав железа с углеродом, содержащий 0,8% C.

10. *Доэвтектическими чугунами называют:*

- 1) сплавы железа с углеродом, содержащие до 2,14% С;
- 2) сплавы железа с углеродом, содержащие от 2,14 до 4,3% С;
- 3) сплавы железа с углеродом, содержащие от 4,3 до 6,67% С;
- 4) сплавы железа с углеродом, содержащие 4,3% С.

11. Эвтектическим чугуном называют:

- 1) сплав железа с углеродом, содержащий до 2,14% С;
- 2) сплав железа с углеродом, содержащий от 2,14 до 4,3% С;
- 3) сплав железа с углеродом, содержащий от 4,3 до 6,67% С;
- 4) сплав железа с углеродом, содержащий 4,3% С.

12. Заэвтектическими чугунами называют:

- 1) сплавы железа с углеродом, содержащие до 2,14% С;
- 2) сплавы железа с углеродом, содержащие от 2,14 до 4,3% С;
- 3) сплавы железа с углеродом, содержащие от 4,3 до 6,67% С;
- 4) сплавы железа с углеродом, содержащие 4,3% С.

13. Какие примеси в железоуглеродистых сталях относятся к вредным:

- 1) кремний;
- 2) марганец;
- 3) сера;
- 4) фосфор.

14. Какие примеси в железоуглеродистых сталях относятся к полезным:

- 1) кремний;
- 2) марганец;
- 3) сера;
- 4) фосфор.

15. В каких сталях в наибольшей степени удален кислород:

- 1) в кипящих «кп»;
- 2) в спокойных «сп»;
- 3) в полуспокойных «пс»;
- 4) в низкоуглеродистых.

16. Стали, характеризующиеся низким содержанием вредных примесей и неметаллических включений, называются:

- 1) малопрочными и высокопластичными;
- 2) углеродистыми качественными;
- 3) углеродистыми сталями обыкновенного качества;
- 4) автоматными сталями.

17. Чугун, в котором весь углерод находится в виде химического соединения Fe_3C , называется:

- 1) серым;
- 2) ковким;
- 3) белым;
- 4) высокопрочным.

18. Чугуны с пластинчатой формой графита, называются:

- 1) серыми;
- 2) ковкими;
- 3) белыми;
- 4) высокопрочными.

19. Чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму, называются:

- 1) серыми;
- 2) ковкими;
- 3) белыми;
- 4) высокопрочными.

20. Чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму называются:

- 1) серыми;
- 2) ковкими;
- 3) белыми;
- 4) высокопрочными.

21. Среднее значение предела прочности чугуна СЧ25 в МПа равно:

- 1) 25;
- 2) 150;
- 3) 250;
- 4) 2500.

22. Среднее значение предела прочности чугуна ВЧ60 в МПа равно:

- 1) 60;
- 2) 150;
- 3) 600;
- 4) 2500.

23. Среднее значение предела прочности чугуна КЧ37–12 в МПа равно:

- 1) 37;

- 2) 150;
- 3) 370;
- 4) 12.

24. Признаками перегрева стали являются:

- 1) образование мелкозернистой структуры;
- 2) образование крупного действительного зерна;
- 3) получению видманштеттовой структуры;
- 4) появление участков оплавления по границам зерна и их окисление.

25. Признаками пережога стали являются:

- 1) образование мелкозернистой структуры;
- 2) образование крупного действительного зерна;
- 3) получению видманштеттовой структуры;
- 4) появление участков оплавления по границам зерна и их окисление.

26. Какие структуры термообработанной стали образованы диффузионным превращением переохлажденного аустенита и различаются лишь степенью дисперсности?

- 1) Сорбит;
- 2) перлит;
- 3) троостит;
- 4) мартенсит.

27. При закалке углеродистых сталей со скоростью $V > V_{кр}$ образуется:

- 1) перлит;
- 2) графит;
- 3) мартенсит;
- 4) ледебурит.

28. Для повышения вязкости стали после закалки обязательной термической операцией является:

- 1) обжиг;
- 2) отпуск;
- 3) нормализация;
- 4) отжиг.

29. Какую структуру имеют доэвтектоидные стали после нормализации?

- 1) Перлит и цементит;
- 2) мартенсит;
- 3) феррит и цементит;

4) феррит и перлит.

30. Структура, образующаяся при нагреве закаленной углеродистой стали до 350–400 °С, называется:

- 1) сорбит отпуска;
- 2) мартенсит отпуска;
- 3) троостит отпуска;
- 4) бейнит отпуска.

31. Структура, образующаяся при нагреве закаленной углеродистой стали до 500–600 °С, называется:

- 1) сорбит отпуска;
- 2) мартенсит отпуска;
- 3) троостит отпуска;
- 4) бейнит отпуска.

32. Термическая операция, состоящая в нагреве металла в неустойчивом состоянии, полученном предшествующими обработками, выдержке при температуре нагрева и последующем медленном охлаждении для получения структур, близких к равновесному состоянию, называется:

- 1) нормализацией;
- 2) отжигом;
- 3) закалкой;
- 4) отпуском.

33. Термическая обработка стали, заключающаяся в нагреве, выдержке и последующем охлаждении на воздухе, называется:

- 1) нормализацией;
- 2) отжигом;
- 3) закалкой;
- 4) отпуском.

34. Термическая обработка (нагрев и последующее быстрое охлаждение), после которой материал находится в неравновесном структурном состоянии, несвойственном данному материалу при нормальной температуре, называется:

- 1) нормализацией;
- 2) отжигом;
- 3) закалкой;
- 4) отпуском.

35. Вид термической обработки сплавов, осуществляемой после закалки и представляющей собой нагрев до температур, не превышающих A_1 , с последующим охлаждением, называют:

- 1) нормализацией;
- 2) отжигом;
- 3) закалкой;
- 4) отпуском.

36. Введение в состав металлических сплавов примесей в определенных концентрациях с целью изменения их внутреннего строения и свойств называется:

- 1) легированием;
- 2) азотированием;
- 3) цементацией;
- 4) нормализацией.

37. Процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали углеродом называется:

- 1) легированием;
- 2) азотированием;
- 3) цементацией;
- 4) нормализацией.

38. Процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом называется:

- 1) легированием;
- 2) азотированием;
- 3) цементацией;
- 4) нормализацией.

39. Процесс одновременного насыщения стали углеродом и азотом в газовой среде называется:

- 1) легированием;
- 2) азотированием;
- 3) нитроцементацией;
- 4) нормализацией.

40. Цементуемые изделия после закалки подвергают:

- 1) высокому отпуску;
- 2) среднему отпуску;
- 3) улучшению;
- 4) низкому отпуску.

41. *Какая структурная составляющая не должна встречаться в структуре серых чугунов?*

- 1) Шаровидный графит;
- 2) феррит;
- 3) ледебурит;
- 4) перлит.

42. *Какая из предложенных форм графита характерна для высокопрочного чугуна?*

- 1) Вермикулярная;
- 2) пластинчатая;
- 3) шаровидная;
- 4) хлопьевидная.

43. *СЧ15 – одна из марок серого чугуна с пластинчатым графитом. Цифра 15 означает:*

- 1) содержание углерода в процентах;
- 2) относительное удлинение;
- 3) предел прочности при растяжении;
- 4) твёрдость по Бринеллю;

44. *Какой чугун получают отжигом белых доэвтектических чугунов?*

- 1) Высокопрочный;
- 2) ковкий;
- 3) половинчатый;
- 4) вермикулярный.

45. *К отжигу I рода относятся:*

- 1) полный;
- 2) рекристаллизационный;
- 3) диффузионный;
- 4) неполный;
- 5) изотермический.

46. *К отжигу II рода относятся:*

- 1) полный;
- 2) рекристаллизационный;
- 3) диффузионный;
- 4) неполный;
- 5) изотермический.

Раздел III. Конструкционные и инструментальные стали и сплавы

9. ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ

9.1. Назначение легирования

В данной лекции рассматриваются примеси, вводимые в стали в определенных концентрациях с целью изменения их внутреннего строения и свойств. Такие примеси (элементы) называются *легирующими* (от греческого слова «лега» – сложнее), а стали – *легированными*.

В настоящее время в качестве легирующих элементов используются хром, никель, вольфрам, молибден, ванадий, титан, алюминий, кобальт, цирконий, марганец (не менее 1 %), кремний (не менее 1 %), бор, азот и другие – всего около 20 элементов.

Введение легирующих элементов значительно усложняет взаимодействие компонентов в стали между собой, приводит к образованию новых фаз и структурных составляющих, изменяет кинетику превращений и технологию термической обработки. Причем распределение легирующих элементов в сталях весьма разнообразно – они могут находиться в сталях:

- в свободном состоянии (медь, свинец, серебро);
- в виде интерметаллидных соединений (металла с металлом) с железом или между собой;
- в виде оксидов, сульфидов и другими неметаллических соединений (алюминий, титан и ванадий, являясь раскислителями, образуют оксиды Al_2O_3 , TiO_2 , V_2O_5);
- в карбидной фазе – в виде твердого раствора в цементите или в виде самостоятельных соединений с углеродом – специальных карбидов;
- в растворенном виде в железе.

Можно выделить основное: легирующие элементы преимущественно растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов (феррит, аустенит, цементит) или образуют специальные карбиды.

Управляя этими процессами, можно существенно улучшить свойства сталей и сформулировать *цели легирования*:

- создание сталей с высокой конструкционной прочностью и вязкостью;
- создание сталей с особыми свойствами (жаропрочность, жаростойкость, коррозионная стойкость и т. д.);
- создание сталей с лучшими технологическими свойствами (прокаливаемость, качественное выполнение термической обработки, резание).

Рассмотрим взаимодействие легирующих элементов с углеродом. Углерод, взаимодействуя с железом, формирует в сталях внутреннее строение и механические свойства. Введение легирующих элементов нарушает

это взаимодействие. По характеру взаимодействия с углеродом легирующие элементы подразделяются на некарбидообразующие и карбидообразующие.

К некарбидообразующим элементам относятся никель, кремний, кобальт, алюминий, медь. Они растворяются во всех кристаллических состояниях железа и изменяют его свойства. Карбидообразующими элементами являются хром, марганец, молибден, вольфрам, ванадий, титан, ниобий, цирконий. Они могут растворяться в железе и образовывать карбиды двух групп:

- со сложной кристаллической решеткой (Mn_3C , $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_6 , Fe_3Mo_3C , Fe_3W_3C и др.), сравнительно легко растворяющиеся в аустените при нагреве;
- фазы внедрения (MoC , W_2C , WC , VC , TiC и др.), практически не растворяющиеся в аустените при нагреве.

Кроме того, все карбидообразующие элементы могут растворяться в цементите, образуя легированный цементит. Все карбиды и легированный цементит обладают более высокой температурой распада и твердостью и в дисперсном виде значительно упрочняют сталь.

9.2. Влияние легирующих элементов на структуру и механические свойства сталей

Полиморфные состояния железа при образовании твердых растворов введением легирующих элементов смещаются по температуре. Все легирующие элементы по влиянию на полиморфные состояния железа можно разделить на две группы (рис. 9.1):

- расширяющие область Fe_γ (или легированного аустенита);
- сужающие область Fe_γ .

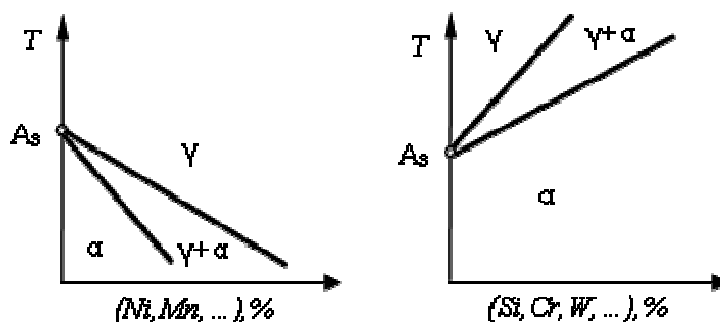


Рис. 9.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа

К первой группе относятся никель, марганец, кобальт, медь. Точка A_3 железа с увеличением содержания этих элементов снижается, расширяя область существования Fe_γ на диаграмме «Железо – легирующий элемент». Такое состояние сплава может существовать от температуры плав-

ления до весьма низких отрицательных температур. Такие стали называются *аустенитными*. Примером может служить износостойкая сталь 110Г13Л, содержащая 13 % марганца.

Ко второй группе относятся кремний, хром, вольфрам, молибден, алюминий, ванадий, титан. Точка A_3 железа с увеличением содержания этих элементов повышается, расширяя область Fe_α и сужая область Fe_γ . Область Fe_α легированного феррита также может существовать от температуры плавления до весьма низких отрицательных температур. Такие стали называются *ферритными*. Примером может служить жаростойкая сталь X25.

Свойства феррита существенно изменяются при введении легирующих элементов. Причиной изменения свойств является размерное несоответствие атомов легирующих элементов и железа, приводящее к искажению кристаллической решетки железа, возникновению внутренних напряжений и торможению движения дислокаций. Прочность и твердость феррита возрастает, а ударная вязкость снижается (рис. 9.2). Исключением является хром (до 3 %) и никель, с введением которых ударная вязкость возрастает.

Кроме того, добавки никеля до 6% снижают температурный порог хладноломкости железа до -200°C . Поэтому детали механизмов и машин, работающих при низких температурах, изготавливаются из сталей с добавками никеля. Остальные элементы существенно повышают температурный порог хладноломкости, что ухудшает надежность работы деталей при низких температурах из-за увеличения вероятности их разрушения.

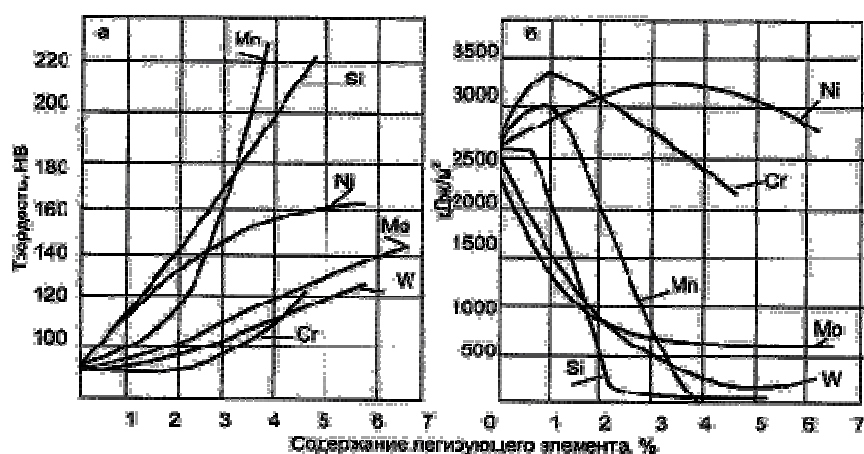


Рис. 9.2. Влияние легирующих элементов на свойства феррита:
а – твердость; б – ударная вязкость

Важнейшими точками диаграммы «Fe–Fe₃C», позволяющими классифицировать железоуглеродистые стали, являются точки S и E. Большинство легирующих элементов сдвигают эти точки в сторону меньшего содержания углерода, что означает смещение границ для сталей и чугунов. На-

пример, при введении 5% хрома доэвтектоидные стали содержат до 0,6% углерода, эвтектоидные – 0,6%, заэвтектоидные – от 0,6 до 1,5%. Свыше 1,5% углерода – в структуре стали появляется ледебурит, поэтому такие стали названы *ледебуритными*. Эти стали, обладая высокой износостойкостью, используются для изготовления холодных штампов. Аналогичные закономерности наблюдаются у сталей с добавками вольфрама и молибдена, которые используются для изготовления быстрорежущего инструмента.

Кроме того, в легированных сталях совместное влияние углерода и легирующих элементов на точки A_1 , A_3 , A_{cm} весьма сложное, поэтому температура этих точек для каждой стали определяется экспериментально. Знание этих точек необходимо для назначения режимов термической обработки, например, для сравнения (из марочника сталей):

- сталь 45 имеет $A_{C1} = 730\text{ }^\circ\text{C}$, а $A_{C3} = 755\text{ }^\circ\text{C}$;
- сталь 45Х имеет $A_{C1} = 735\text{ }^\circ\text{C}$, а $A_{C3} = 770\text{ }^\circ\text{C}$;
- сталь 45ХН имеет $A_{C1} = 750\text{ }^\circ\text{C}$, а $A_{C3} = 790\text{ }^\circ\text{C}$;
- сталь 45ХН2МФА имеет $A_{C1} = 735\text{ }^\circ\text{C}$, а $A_{C3} = 825\text{ }^\circ\text{C}$.

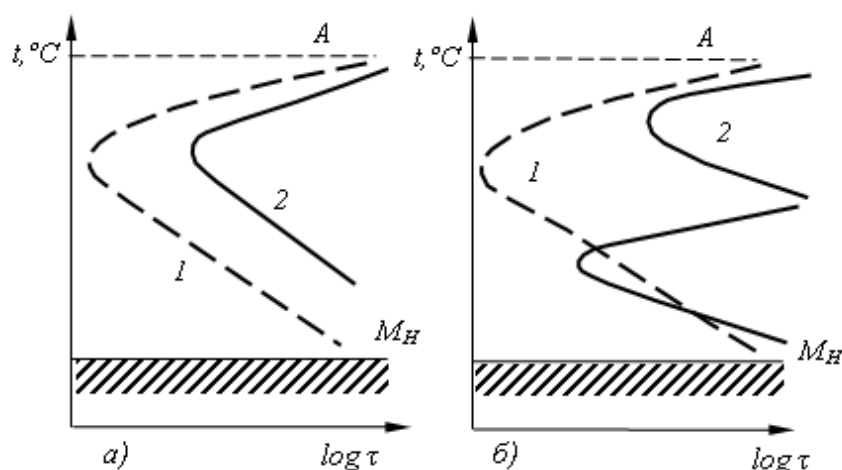


Рис. 9.3. Диаграммы изотермического распада аустенита: а – углеродистая (1, область $A_n \rightarrow \Phi + Ц$) и легированная не карбидообразующими элементами (2, область $A_n \rightarrow \Phi + К$) стали; б – углеродистая (1) и легированная карбидообразующими элементами (2, область $A_n \rightarrow \Phi + К$) стали

Легирующие элементы существенно влияют на поведение переохлажденного аустенита. Влияние легирующего элемента на изотермический распад аустенита, а также на его распад при непрерывном охлаждении выражается в увеличении устойчивости переохлажденного аустенита. С-образные области (диффузионные и частично диффузионные превращения) на изотермических и термокинетических диаграммах сдвигаются вправо по оси времени, что обусловлено меньшей диффузионной подвижностью атомов легирующих элементов (кроме кобальта) по сравнению с атомами углерода (рис. 9.3). Причем, при введении некарбидообразующих элементов (никель, марганец, кремний) форма С-образной области оста-

ся такой же, как и для углеродистой стали. Введение же карбидообразующих элементов (хром, вольфрам, молибден) изменяет вид С-образной области – выделяются области диффузионного и частично диффузионного превращений и между этими областями аустенит может иметь аномально высокую устойчивость.

В целом увеличение устойчивости переохлажденного аустенита повышает прокаливаемость легированных сталей. Введение отдельных элементов, например, бора 0,001–0,005%, может увеличить прокаливаемость в десятки раз.

9.3. Влияние легирования на превращения при термообработке

1. При закалке (нагрев, выдержка, охлаждение со скоростью $V > V_{кр}$) углеродистых сталей из переохлажденного аустенита образуется мартенсит. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита при нагреве зависит от их способности образовывать карбиды при взаимодействии с углеродом. Элементы, не образующие карбиды (никель, кобальт, кремний, медь), практически не препятствуют росту зерна аустенита, а элементы, образующие карбиды (хром, вольфрам, молибден, ванадий, титан), препятствуют росту зерна аустенита. Сохранение мелкозернистого состояния аустенита до температур 930–950 °С обусловлено высокой теплостойкостью карбидов, являющихся барьерами для перемещения границ зерна аустенита. Мелкоигольчатый мартенсит, полученный из мелкозернистого аустенита, обеспечивает стали повышенную вязкость.

2. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение выражается в изменении температурного интервала этого превращения, что отражается на количестве остаточного мартенсита в закаленной стали (рис. 9.4).

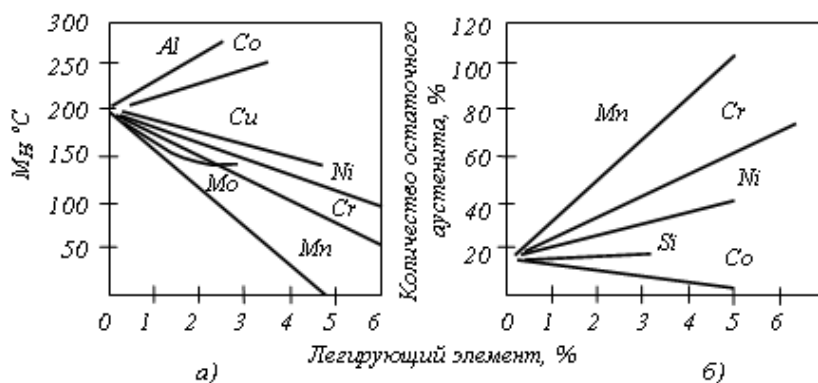


Рис. 9.4. Влияние легирующих элементов на температуру мартенситного превращения (а) и количество остаточного аустенита (б) в стали с 1,0 % углерода

Как видно из рисунка, алюминий и кобальт повышают мартенситную точку и снижают количество остаточного аустенита, но большинство ле-

гирующих элементов (марганец, молибден, хром) снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита, что ухудшает качество стали после закалки. Для устранения остаточного аустенита такие стали после закалки обрабатываются холодом.

Более того, влияние легирующих элементов на поведение сталей может быть настолько значительным, что точка M_H смещается ниже комнатной температуры. В этом случае мартенситное превращение отсутствует и охлаждением фиксируется аустенитное состояние, например, при введении 5 % марганца.

3. После закалки выполняется обязательная термическая операция для повышения вязкости стали – отпуск. В процессе отпуска неравновесные фазы – мартенсит и остаточный аустенит – превращаются в феррит и цементит. Это превращение протекает диффузионным путем и зависит от температуры нагрева.

Влияние легирующих элементов на отпуск стали выражается количественно и качественно. *Количественное влияние* легирующих элементов – уменьшение скорости превращений и повышение температуры превращений (выделение углерода Fe_α из и коагуляция карбидов). Это наиболее заметно проявляется при введении хрома, ванадия, титана, вольфрама, молибдена, кремния. Поэтому температурные интервалы всех видов отпуска легированных сталей на 100–150 °С выше по сравнению с углеродистыми.

Качественное влияние легирующих элементов – карбидные превращения (преобразование легированного цементита в специальные карбиды) и влияние вторичной твердости (превращение остаточного аустенита в мартенсит и выделение дисперсных карбидов).

Таким образом, легирование, изменяя скорости и температуру превращений, а также тепловые свойства стали, существенно влияет на режимы термической обработки. Основные особенности упрочняющей термической обработки легированных сталей по сравнению с углеродистыми заключаются в следующем:

- нагрев изделий производится с меньшей скоростью в связи с уменьшением теплопроводности сталей. Пониженная теплопроводность увеличивает перепад температур по сечению изделий, а следовательно, повышает и напряжения, вызывающие коробление и трещинообразование;

- температура нагрева для получения аустенита при введении карбидообразующих элементов повышается. Труднорастворимые карбиды сдерживают рост зерна аустенита и сохраняют его мелкозернистое состояние;

- охлаждение изделий возможно со значительно меньшей скоростью, так как процесс распада переохлажденного аустенита замедляется. Уменьшение критической скорости закалки позволяет охлаждать изделия

в более мягком охладителе. Это уменьшает внутренние напряжения, коробление деталей, вероятность образования трещин;

- увеличивается прокаливаемость сталей, что позволяет упрочнять закалкой крупные изделия во всем сечении.

9.4. Маркировка и классификация легированных сталей

В основу классификации легированных сталей заложены четыре принципа: равновесная структура, структура после охлаждения на воздухе, состав и назначение сталей.

По равновесной структуре стали подразделяются на *доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные и ледебуритные*.

Эвтектоидные стали имеют перлитную структуру; доэвтектоидные и заэвтектоидные наряду с перлитом содержат феррит или вторичные карбиды типа Me_3C . В структуре литых ледебуритных (карбидных) сталей присутствует эвтектика (ледебурит), образованная первичными карбидами с аустенитом.

В соответствии с диаграммой «Fe – Fe₃C» доэвтектоидные стали содержат менее 0,8% углерода, эвтектоидные около 0,8%; заэвтектоидные 0,8–2,0% и ледебуритные примерно до 2,14%.

Большинство легирующих элементов сдвигает точки S и E (на диаграмме «Fe – Fe₃C») в сторону меньшего содержания углерода, поэтому граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными сталями, заэвтектоидными и ледебуритными лежит в легированных сталях при меньшем содержании углерода, чем в углеродных.

При охлаждении на спокойном воздухе образцов небольшой толщины можно выделить три основных класса сталей: *перлитный, мартенситный, аустенитный*.

Получение трех классов стали обусловлено тем, что по мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения понижается. Это отражено на диаграммах изотермического распада аустенита (рис. 9.5).

Стали перлитного класса характеризуются относительно малым содержанием легирующих элементов, и для них кривая скорости охлаждения на воздухе будет пересекать область перлитного распада и будут получаться структуры – перлит, сорбит, троостит.

У сталей мартенситного класса, характеризующихся большим содержанием легирующих элементов, область перлитного распада значительно сдвинута вправо – аустенит переохлаждается без распада до температур мартенситного превращения, образуется мартенсит.

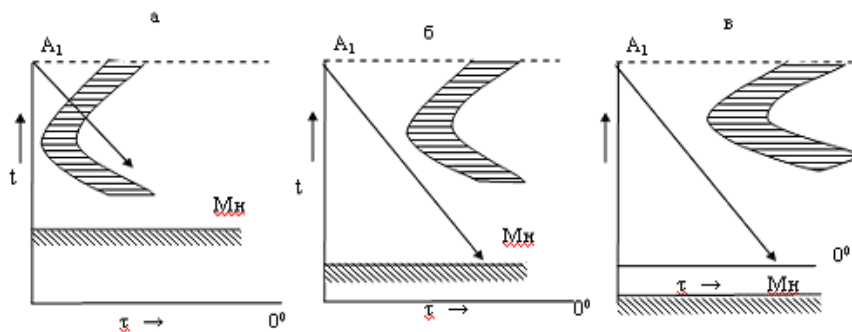


Рис. 9.5. Диаграмма изотермического распада аустенита для сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов.

Дальнейшее увеличение содержания углерода и легирующего элемента не только сдвигает область перлитного распада, но и переводит начало мартенситного превращения в область отрицательных температур, поэтому такая сталь, охлажденная на воздухе при комнатной температуре, сохранит аустенитное состояние.

В зависимости от вводимых элементов (по химическому составу) стали разделяются на: *хромистые, марганцовистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые* и т.п.

Кроме того, стали подразделяются по общему количеству легирующих элементов в них на *низколегированные* (до 2,5% легирующих элементов), *легированные* (от 2,5 до 10%) и *высоколегированные* (более 10%).

Разновидностью классификации по химическому составу является классификация по качеству. *Качество стали* – это комплекс, обеспечиваемых металлургическим процессом свойств, таких, как однородность химического состава, строения и свойств стали, ее технологичность. Эти свойства зависят от содержания газов (кислород, азот, водород) и вредных примесей (серы и фосфора).

По качеству легированные стали подразделяются на *качественные* (до 0,04% S и до 0,035% P), *высококачественные* (до 0,025% S и до 0,025% P) и *особовысококачественные* (до 0,015% S и до 0,025% P).

В зависимости от назначения стали можно объединить в следующие группы:

- *конструкционные*, применяемые для изготовления различных деталей машин, механизмов и конструкций в машиностроении и строительстве и обладающие определенными механическими, физическими и химическими свойствами;
- *инструментальные*, применяемые для обработки материалов резанием или давлением и обладающие высокой твердостью, прочностью, износостойкостью и рядом других свойств.

Конструкционные стали подразделяются на:

- *строительные*;

- машиностроительные;
- стали с особыми свойствами – теплоустойчивые, жаропрочные, жаростойкие, коррозионностойкие.

Маркировка легированных сталей состоит из сочетания букв и цифр, обозначающих ее химический состав.

Каждый легирующий элемент обозначается буквой: *А* – азот, *Б* – ниобий, *В* – вольфрам, *Г* – марганец, *Д* – медь, *Е* – селен, *К* – кобальт, *Н* – никель, *М* – молибден, *П* – фосфор, *Р* – бор, *С* – кремний, *Т* – титан, *Ф* – ванадий, *Х* – хром, *Ц* – цирконий, *Ч* – редкоземельные элементы, *Ю* – алюминий.

Первые цифры в обозначении показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Цифры, идущие после буквы, указывают примерное содержание легирующего элемента в процентах (при содержании 1–1,5% и менее цифра отсутствует).

Например, сталь 12Х2НВФА в среднем содержит 0,12% С; 2% Cr, 1% Ni, 1% W, 1% V. Буква А в конце марки означает что сталь высококачественная (ограничено содержание вредных примесей $S < 0,03\%$; $P < 0,03\%$). Особовысококачественные стали имеют в конце марки букву Ш, например 30ХГС–Ш.

Некоторые группы сталей содержат дополнительные обозначения: марки подшипниковых сталей начинаются с буквы Ш (ШХ15), автоматных с буквы А (А30); буква Л (110Г13Л) в конце марки обозначает, что детали из данного сплава получают литьем.

В начале обозначения марки быстрорежущих сталей стоит буква Р, за которой следует цифра показывающая содержание основного легирующего элемента вольфрама в процентах (Р18 – 18% W, Р6М5 – 6% W, 5% Mo).

Нестандартные легированные стали выплавляемые заводом «Электро-сталь», маркируют сочетанием букв ЭИ (исследовательская) или ЭП (пробная) и порядковым номером, например ЭИ415, ЭП617 и т.п. После промышленного освоения условное обозначение заменяют на марку, отражающую примерный состав стали.

10. УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ

Интерес к упрочнению материалов обусловлен стремлением к уменьшению их расхода, увеличению прочности, износостойкости, коррозионной стойкости деталей, сопротивления хрупкому разрушению, выносливости, надежности и срока службы машин, а также повышению других механических и эксплуатационных характеристик материалов деталей машин.

Любое упрочнение с энергетической точки зрения представляет собой создание структуры с повышенной величиной внутренней или свободной энергии. Повышение внутренней энергии при структурных превращениях реализуется тремя основными способами: ростом плотности дефектов кристаллического строения, переходом материала в более энергоемкое полиморфное состояние и повышением структурно–энергетических параметров исходной структуры за счет свободной энергии модифицирующих компонентов. В различных способах упрочнения проявляются свои доминирующие структурно–энергетические механизмы упрочнения. Так, в технологиях поверхностного модифицирования имеют место полиморфные превращения и повышение концентрации специальных легирующих компонентов. В технологиях пластического деформирования главную роль играет увеличение плотности дефектов кристаллического строения. При воздействии на материалы концентрированных потоков энергии и вещества проявляются все структурно–энергетические механизмы упрочнения (повышение плотности дефектов кристаллического строения, полиморфные превращения и легирование).

К основным способам упрочнения металлов и сплавов относятся: легирование с образованием твердых растворов; пластическое деформирование; создание дисперсных выделений; упрочнение термическими методами; упрочнение химико-термическими методами.

10.1. Упрочнение легированием

Формирование благоприятной структуры и надежность работы деталей обеспечивают рациональное легирование, измельчение зерна и повышение качества металла.

Упрочнение при легировании увеличивается пропорционально концентрации легирующего элемента в твердом растворе. При этом надо помнить, что различные легирующие элементы имеют ограниченную растворимость в основных фазах сплава и это зависит от относительной разницы атомных радиусов компонентов. Образование твердых растворов разных типов (замещения, внедрения, упорядоченных, не упорядоченных и др.)

создают комбинации различных дислокационных образований с многообразными характеристиками прочности.

Измельчение зерна осуществляется легированием и термической обработкой. Наиболее эффективное измельчение структуры достигается при высокотемпературной термомеханической обработке. Она предусматривает пластическую деформацию аустенита с последующим превращением в мартенсит. В результате высокотемпературной термомеханической обработки обеспечивается наиболее благоприятное сочетание высокой прочности с повышенной пластичностью, вязкостью и сопротивлением разрушению. Упрочнение растет по мере увеличения концентрации растворенного легирующего элемента и различия в атомных радиусах железа и этого элемента. Наиболее сильно повышают твердость медленно охлажденного феррита Si, Mn, Ni, т. е. элементы, имеющие отличную от Fe_α кристаллическую решетку. Слабее влияют Mo, V и Cr, решетки которых изоморфны Fe_α . Повышение чистоты сплава достигается металлургическими приемами путем удаления вредных примесей серы, фосфора, газообразных элементов – кислорода, водорода, азота.

При введении в сталь легирующих элементов, растворимость которых в решетке железа может изменяться в зависимости от температуры, наблюдается эффект, называемый *дисперсионным твердением*. Для этого необходимо получить пересыщенный твердый раствор с повышенной концентрацией растворенного элемента. Такой твердый раствор является неравновесным и стремится к распаду. Процесс распада пересыщенного твердого раствора при комнатной температуре называется *естественным старением*, при некотором нагреве – *искусственным старением*.

При старении избыточный элемент выделяется из кристаллической решетки металла-растворителя в виде мельчайших частиц, которые называют *дисперсной фазой*.

Дисперсная фаза, будучи равномерно распределена в твердом растворе, искажает кристаллическую решетку последнего и изменяет механические свойства сплава. Повышение твердости, прочности наблюдается только в том случае, когда сохраняется когерентность (непрерывность) атомно-кристаллических решеток дисперсной фазы и твердого раствора.

Дисперсионное твердение связано с диффузионными процессами и поэтому продолжительность старения оказывает на него существенное влияние. Дисперсионное твердение в сложнолегированной стали с несколькими легирующими элементами часто проявляется совершенно иначе, чем в стали с одним легирующим элементом. Дополнительные легирующие элементы могут увеличивать или уменьшать растворимость основного элемента, вызывающего дисперсионное твердение, и тем самым увеличивать или уменьшать эффект упрочнения материала. Дисперсионное твердение сопутствует обычному процессу термической обработки

стали и оказывает существенное влияние на ее свойства. Упрочняющими фазами в сталях могут быть карбиды, нитриды, интерметаллиды, химические соединения и др.

10.2. Упрочнение пластическим деформированием

В результате холодной пластической деформации изменяются свойства металла: повышаются прочность, электросопротивление, снижаются пластичность, плотность, коррозионная стойкость. Это явление называется *наклепом* и может быть использовано для изменения свойств металлических материалов. Свойства наклепанного металла изменяются тем сильнее, чем больше степень деформации. Металлы наклепываются в начальной стадии деформирования более интенсивно, чем при дальнейшем возрастании степени деформации (рис. 10.1). С увеличением степени деформаций предел текучести растет быстрее временного сопротивления. У сильно наклепанных металлов обе характеристики сравниваются, а удлинение становится равным нулю. Такое состояние наклепанного металла называется предельным; при попытке продолжить деформирование может произойти разрушение металла. В результате наклепа удается повысить твердость и временное сопротивление в полтора – три раза, а предел текучести в три – семь раз. Металлы с ГЦК решеткой упрочняются сильнее, чем металлы с ОЦК решеткой. Среди сплавов с ГЦК решеткой сильнее упрочняются те, у которых энергия дефектов упаковки минимальна (интенсивно наклепываются аустенитная сталь и никель, а алюминий упрочняется незначительно).

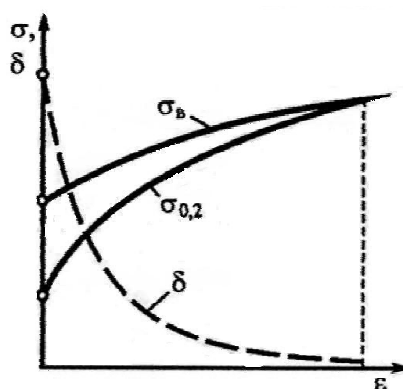


Рис. 10.1. Зависимость механических свойств от степени деформации

Наклеп понижает плотность металла вследствие нарушений порядка в размещении атомов, при увеличении плотности дефектов и образовании микропор. Уменьшение плотности используют для увеличения долговечности деталей, которые в процессе эксплуатации подвержены переменным нагрузкам. Наиболее распространенным способом холодного пластического поверхностного деформирования является дробеструйная обработка. Она заключается в воздействии на обрабатываемую поверхность частиц

дроси, ускоренных в дробеструйных центробежных или пневматических аппаратах. Для этого используется стальная или чугунная дробь величиной 0,5–2,0 мм. Время обработки поверхности детали не превышает 2–3 минуты, а толщина поверхностного слоя находится в пределах 0,2–0,4 мм.

В поверхностном наклепанном слое увеличивается плотность дефектов кристаллической решетки, может изменяться форма и ориентация зерен. В поверхностных слоях создаются сжимающие напряжения, тормозящие зарождение и развитие трещин. Дробеструйная обработка может быть эффективна для сталей различного состава и после различной термической обработки (отжиг, нормализация, закалка, улучшение, цементация и др.).

Основное назначение дробеструйной обработки – повышение усталостной прочности. Такой обработке подвергаются пружины, рессоры, шестерни, различные валы и т. д. Особенно эффективна дробеструйная обработка деталей, имеющих галтели, выточки, следы грубой механической обработки и другие концентраторы напряжений. Для сравнения в таблице 10.1 приведены примеры повышения сопротивления усталостному разрушению некоторых деталей машин.

Таблица 10.1.

Название детали	σ_{-1} , МПа	
	До обработки	После обработки
Шестерня после закалки из стали 45	300	480
Пружины автомобиля передней подвески из стали 65Г	458	724
Клапанные пружины двигателя из стали 50ХФА	480	738

Если изменение структуры и свойств в результате пластической деформации нежелательно, оно может быть устранено последующей термической обработкой – рекристаллизационным отжигом.

10.3. Упрочнение термическими методами

Температурное воздействие на различные материалы с целью изменения их структуры и свойств является самым распространенным способом упрочнения в современной технике. Это воздействие может осуществляться чаще при плюсовых температурах, реже – при отрицательных и сочетаться с химическим, деформационным, магнитным, электрическим и другими процессами.

Следуя классификации А. А. Бочвара, в основу которой положены типы фазовых и структурных превращений в металле, различают следующие виды термообработки:

- собственно термическая;
- термомеханическая;
- химико-термическая.

Собственно термическая обработка предусматривает только температурные воздействия на металл или сплав. Управляемые структурно-фазовые процессы в стали, которые обеспечивают получение требуемой фазовой и дислокационной структуры, происходят вследствие наличия аллотропии.

Термомеханическая обработка (ТМО) – сочетание термического воздействия и пластической деформации. ТМО позволяет получить более высокие прочностные и вязкостно-пластические свойства у стали, чем после обычной закалки и низкого отпуска. Положительный дополнительный эффект при ТМО объясняется предварительным наклепом аустенита во время пластической деформации. Последствия этого наклепа передаются мартенситу в виде дополнительных, возникающих при наклепе дислокаций, которые складываются с дислокациями, возникающими при последующем мартенситном превращении, создают более плотную дислокационную структуру. Такая высокая плотность дислокаций (до 10^{13} см⁻²) не порождает возникновения трещин при закалке. Существуют две разновидности термомеханической обработки – высокотемпературная (ВТМО) и низкотемпературная (НТМО). При ВТМО аустенит деформируется при температуре выше линии A_3 до степени деформации 20–30%. При НТМО производится деформация переохлажденного до 400–600 °С аустенита, степень деформации составляет 75–90%.

Химико-термическая обработка (ХТО) – сочетание химического и термического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя детали в необходимом направлении. При этом происходит поверхностное насыщение металлического материала соответствующим элементом (С, N, В, Al, Cr, Si, Ti и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре.

Процесс химико-термической обработки состоит из трех элементарных стадий:

- выделения диффундирующего элемента в атомарном состоянии благодаря реакциям, протекающим во внешней среде;
- контактирования атомов диффундирующего элемента с поверхностью стального изделия и проникновение (растворение) их в решетку железа (адсорбция);
- диффузии атомов насыщающего элемента в глубь металла.

10.4. Цементация стали

Цементацией называется процесс насыщения поверхностного слоя стали углеродом. Различают два основных вида цементации: твердую углеродосодержащую смесь (карбюризаторы) и газовую. Целью цементации является получение твердой износостойкой поверхности, что достигается обогащением поверхностного слоя углеродом до концентрации 0,8–1,2% и последующей закалкой с низким отпускком. Цементация и последующая термическая обработка одновременно повышают предел выносливости.

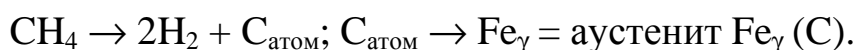
Для цементации обычно используют низкоуглеродистые стали 0,1–0,18 %. Для крупногабаритных деталей применяют стали с более высоким содержанием углерода (0,2–0,3%). Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщающаяся углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки.

При цементации в твердом карбюризаторе изделия укладывают в ящики и засыпают древесным углем. При нагреве углерод древесного угля, соединяясь с кислородом воздуха, образует оксид углерода, который, в свою очередь, взаимодействуя с железом, дает атомарный углерод. Этот активный углерод поглощается аустенитом и диффундирует в глубь изделия. Для ускорения процесса цементации к древесному углю (коксу) добавляют активизаторы: углекислый барий (BaCO_3) и кальцинированную соду (Na_2CO_3) в количестве 10–40% от массы угля.

Для *газовой цементации* в качестве карбюризатора используют природный газ, жидкие углеводороды (керосин, бензин и т. д.) или контролируемые атмосферы. При нагреве образуется атомарный углерод:



или



Газовая цементация – основной процесс при массовом производстве, а цементацию в твердом карбюризаторе используют в мелкосерийном производстве.

Глубина цементации в зависимости от назначения изделия и состава стали обычно находится в пределах 0,5–2,00 мм.

Цементацию проводят при 910–930 °С или для ускорения процесса при 1000–1050 °С. С повышением температуры уменьшается время достижения заданной глубины цементации. Так, при газовой цементации науглероженный слой толщиной 1,0–1,3 мм получают при 920 °С за 15 ч., а при 1000 °С – за 8 ч. Чтобы предотвратить сильный рост аустенитного зерна, высокотемпературной цементации подвергают наследственно мелкозернистые стали.

Концентрация углерода в поверхностном слое изделия обычно составляет 0,8–1,0% и не достигает предела растворимости при темпера-

туре цементации. Следовательно, сетка Fe_3C при температуре цементации не образуется и поверхностный слой, как и сердцевина, находится в аустенитном состоянии. После медленного охлаждения цементованный слой с переменной концентрацией углерода состоит из феррита и цемента и характеризуется гаммой структур, типичных для заэвтектоидной, эвтектоидной и доэвтектоидной стали (рис. 10.2).

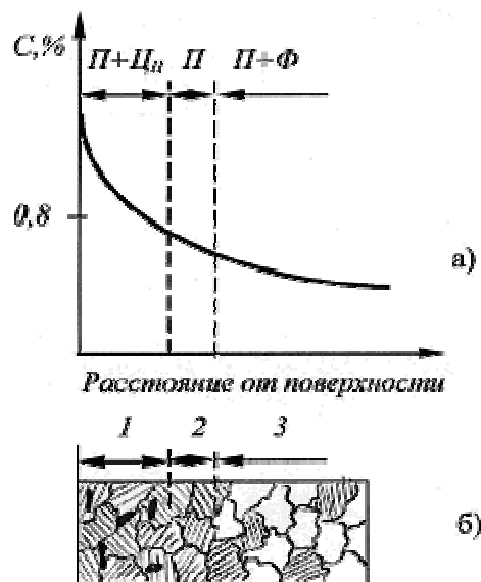


Рис. 10.2. Изменение концентрации углерода по глубине цементированного слоя (а) и схема микроструктуры незакаленного науглероженного слоя (б): 1 – заэвтектоидная; 2 – эвтектоидная; 3 – доэвтектоидная зоны

Цементация является промежуточной операцией, цель которой — обогащение поверхностного слоя углеродом. Требуемое упрочнение поверхностного слоя изделия достигается закалкой после цементации. Закалка должна не только упрочнить поверхностный слой, но и исправить структуру перегрева, возникающую из-за многочасовой выдержки стали при температуре цементации.

После цементации в твердом карбюризаторе ответственные изделия подвергают двойной закалке, так как содержание углерода в сердцевине и на поверхности изделия разное, а оптимальная температура нагрева под закалку зависит от содержания углерода в стали

Первую закалку проводят с нагревом до $850\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (выше точки A_3 сердцевины изделия), чтобы произошла полная перекристаллизация с измельчением аустенитного зерна в доэвтектоидной стали. В углеродистой стали из-за малой глубины прокаливаемости сердцевина изделия после первой закалки состоит из феррита и перлита. Вместо первой закалки к углеродистой стали можно применять нормализацию. В прокаливающейся насквозь легированной стали сердцевина изделия состоит из низкоуглеродистого мартенсита. Такая структура обеспечивает повышенную прочность и достаточную вязкость сердцевины.

После первой закалки цементованный слой оказывается перегретым и содержащим повышенное количество остаточного аустенита, поэтому применяют вторую закалку с температуры 700–780 °С, оптимальной для заэвтектоидных сталей. После второй закалки поверхностный слой состоит из мелкоиглочатого высокоуглеродистого мартенсита и глобулярных включений вторичного карбида.

При газовой цементации чаще всего применяют одну закалку с цементационного нагрева после подстуживания изделия до 840—860 °С. Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий во всех случаях является низкий отпуск при 160–180 °С и переводящий мартенсит закалки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения.

Цементацию широко применяют в машиностроении для повышения твердости и износостойкости изделий с сохранением высокой вязкости их сердцевины. Удельный объем закаленного науглероженного слоя больше, чем сердцевины, и поэтому в нем возникают значительные сжимающие напряжения. Остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое, достигающие 400–500 МПа, повышают предел выносливости изделия.

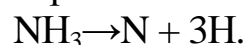
Низкое содержание углерода (0,08–0,25%) обеспечивает высокую вязкость сердцевины за счет неполной прокаливаемости. Цементации подвергают качественные стали 08, 10, 15 и 20 и легированные стали 12ХНЗА, 18ХГТ и др.

Твердость поверхностного слоя для углеродистой стали составляет 60–64 HRC, а для легированной – 58–61 HRC; снижение твердости объясняется образованием повышенного количества остаточного аустенита.

10.5. Азотирование стали

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом при нагреве ее в аммиаке. Азотирование очень сильно повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивления коррозии в таких средах, как атмосфера, вода, пар и т. д. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем цементованной стали, и сохраняется при нагреве до высоких температур (500–550 °С), тогда как твердость цементируемого слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200–225 °С.

До азотирования детали подвергают закалке, высокому отпуску (улучшению) и чистовой обработке. После азотирования детали шлифуют или полируют. Азотирование стальных изделий проводят интервале температур 500–620 °С в аммиаке, который при нагреве диссоциирует, поставляя активный атомарный азот:



В системе «Fe – N» при температурах азотирования могут образовываться следующие фазы: α -фаза – твердый раствор азота в Fe_α (азотистый феррит), γ -фаза – твердый раствор азота в Fe_γ (азотистый аустенит), γ' -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N и промежуточная ϵ -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа $Fe_{2-3}N$ с широкой областью гомогенности (8,1–11,1% N). В общем случае формирование структуры диффузионного слоя азотируемой стали зависит от состава стали, температуры и длительности нагрева, а также скорости охлаждения после азотирования. При азотировании стали при 590 °С диффузионный слой состоит из трех фаз: ϵ , γ' и α .

Высокая твердость и износостойкость азотируемых конструкционных сталей обеспечиваются нитридами легирующих элементов, которые существенно влияют на глубину азотированного слоя и поверхностную твердость. Наиболее высокие поверхностная твердость и износостойкость при азотировании достигается в хромомолибденовых сталях, дополнительно легированных алюминием, типичным представителем которых является сталь 38Х2МЮА.

Азотирование повышает предел усталости конструкционных сталей за счет образования в поверхностном слое остаточных напряжений.

Тонкий слой ϵ -фазы (0,01–0,03 мм) хорошо защищает простые углеродистые стали с содержанием углерода от 0,1 до 1,0 % от коррозии во влажной атмосфере и других средах.

10.6. Нитроцементация

Процесс одновременного насыщения стали углеродом и азотом в газовой среде называется *нитроцементацией*. Нитроцементацию проводят при более низких (850–870 °С) по сравнению с цементацией температурах. Это обусловлено тем, что азот проникая в сталь одновременно с углеродом, понижает температуру существования твердого раствора на основе Fe_γ и тем самым способствует науглероживанию стали при более низких температурах. Понижение температуры насыщения без увеличения длительности процесса позволяет снизить деформацию обрабатываемых деталей, уменьшить нагрев печного оборудования. Для газовой цементации и нитроцементации применяют практически одинаковое оборудование.

Для нитроцементации рекомендуется использовать контролируемую эндотермическую атмосферу, к которой добавляют 3–15% неотработанного природного газа и 2–10% NH_3 или в случае шахтной печи – жидкий карбюризатор – триэтанолламин $(C_2H_5O)_3N$, который в виде капель вводят в рабочее пространство.

Нитроцементации обычно подвергают легированные стали с содержанием углерода до 0,25%. Продолжительность процесса 4–10 ч. Толщина

нитроцементованного слоя составляет 0,2–0,8 мм. После нитроцементации следует закалка, либо непосредственно из печи с подстуживанием до 800–825 °С, либо после повторного нагрева; применяют и ступенчатую закалку. После закалки проводят отпуск при 160–180 °С.

При оптимальных условиях насыщения структура нитроцементованного слоя должна состоять из мелкокристаллического мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 25–30% остаточного аустенита.

Твердость слоя после закалки и низкого отпуска составляет 58–64 HRC (5700–6900 HV). Высокое содержание остаточного аустенита обеспечивает хорошую прирабатываемость например, не шлифуемых автомобильных шестерен, что обеспечивает бесшумность их движения. Максимальные показатели прочности достигаются только при оптимальном для данной стали содержании на поверхности нитроцементованного слоя углерода и азота.

В последние годы получил применение процесс низкотемпературной нитроцементации. Низкотемпературную нитроцементацию проводят при 570 °С в течение 0,5 – 3,0 час в атмосфере, содержащей 50 % эндогаза (экзогаза) и 50 % аммиака или 50 % пропана (метана) и 50 % аммиака. В результате такой обработки на поверхности стали образуется тонкий карбонитридный слой $Fe_3(N, C)$, обладающий высокой износостойкостью. Твердость такого слоя на легированных сталях составляет 5000–11000 HV. Низкотемпературная нитроцементация повышает предел выносливости изделий. Процесс рекомендован для замены жидкого азотирования в расплавленных цианистых солях.

Все эти виды упрочняющей термической обработки имеют свою специфику и особенности и используются, как правило, в различных технологических операциях при термической обработке сталей и сплавов.

10.7. Поверхностное упрочнение

Среди методов поверхностного упрочнения наибольшее распространение получили поверхностная закалка, обработка лазером и электроискровое легирование. При *поверхностной закалке* на некоторую заданную глубину закаливается только верхний слой, тогда как сердцевина изделия остается незакаленной.

Основное назначение поверхностной закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости обрабатываемого изделия. Сердцевина изделия остается вязкой и воспринимает ударные нагрузки.

Поверхностную закалку осуществляют: нагревом токами высокой частоты (ТВЧ) или газовым пламенем.

Закалка ТВЧ была впервые предложена В. П. Вологдиным. При закалке по этому методу стальное изделие размещают внутри индуктора в форме спирали или петли (рис. 10.3). Ток высокой частоты подводится от генератора к индуктору. Во время прохождения тока через индуктор в поверхностных слоях изделия за счет индукции возникает ток противоположного направления, нагревающий сталь.

В связи с тем, что скорость нагрева ТВЧ значительно выше скорости нагрева в печи, фазовые превращения в стали происходят при более высоких температурах и температуры нагрева под закалку повышаются. Например, при нагреве ТВЧ со скоростью $400\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура закалки стали 40 с $840\text{--}860\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышается до $930\text{--}980\text{ }^{\circ}\text{C}$. После прогрева стали ТВЧ до температуры закалки изделие охлаждают водой. При закалке ТВЧ получается высокодисперсная структура кристаллов мартенсита, обеспечивающая более высокую твердость и прочность стали, чем при печном нагреве.

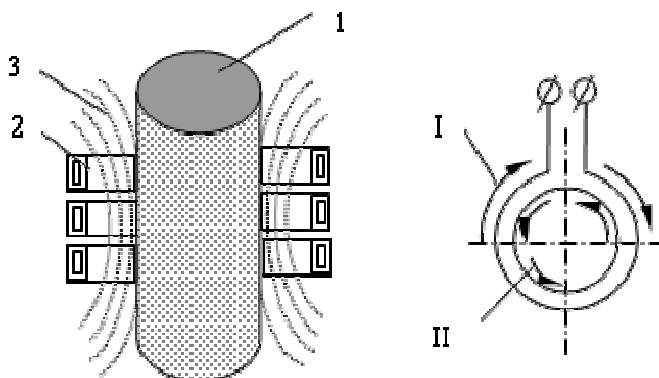


Рис. 10.3. Схема нагрева токами высокой частоты: 1 – деталь; 2 – индуктор; 3 – магнитное поле; I – направление тока в индукторе; II – направление тока в детали

Существуют следующие способы закалки индукционным нагревом:

- одновременный нагрев и охлаждение всей поверхности; этот метод применяют для изделий, имеющих небольшую поверхность (пальцы, валики, осевые инструменты);
- последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков; используют при закалке шеек коленчатых валов (последовательный нагрев и закалка одной шейки за другой), зубчатых колес с модулем более 6 (закалка «зуб за зубом»), кулачков распределительных валов и т. д.;
- непрерывно последовательный нагрев и охлаждение; метод применяют для закалки длинных валов, осей и т. д. При этом методе изделие перемещается относительно неподвижных индуктора и охлаждающего устройства (спрейера) или наоборот. По сравнению с первым методом не требуется большой установочной мощности генератора.

При закалке с нагревом пламенем газокислородной горелки, имеющей температуру $2000\text{--}3000\text{ }^{\circ}\text{C}$, получается очень быстрый нагрев некоторого участка поверхности до температуры закалки, после чего из специального охладителя на этот участок направляется струя воды. Перемещая относительно

поверхности горелку и одновременно охладитель, можно закалить большую поверхность крупногабаритных изделий.

Вследствие подвода значительного количества тепла поверхность изделия быстро нагревается до температуры закалки, тогда как сердцевина детали не успевает нагреться. Последующее быстрое охлаждение обеспечивает закалку поверхностного слоя. В качестве горючего применяют ацетилен, светильный и природный газы, а также керосин. Для нагрева используют щелевые горелки (имеющие одно отверстие в форме щели) и многопламенные.

Толщина закаленного слоя составляет обычно 2–4 мм, а его твердость 50–56 HRC. В тонком поверхностном слое образуется мартенсит, а в нижележащих слоях троосто-мартенсит. Пламенная закалка вызывает меньшие деформации, чем объемная, и из-за большой скорости нагрева сохраняет более чистую поверхность детали.

Процесс газопламенной закалки можно легко автоматизировать и включать в общий поток механической обработки. Для крупных деталей этот способ закалки часто более рентабелен, чем закалка индукционным нагревом.

Сущность *лазерного упрочнения* состоит в мощном импульсном (или непрерывном) воздействии светового пучка чрезвычайно большой плотности энергии, что вызывает мгновенный нагрев поверхности до высоких температур, превышающие температуры структурно-фазовых превращений металла и температуру плавления. С учетом чрезвычайно высоких скоростей охлаждения, которые в 10–100 раз превышают скорости охлаждения при закалке, в поверхности материала формируются особомелкозернистая или даже псевдоаморфная структура, имеющая повышенную твердость (20–30%).

Технологические процессы лазерной обработки имеют ряд неоспоримых достоинств по сравнению с другими способами поверхностного упрочнения:

- простота транспортировки лазерного луча при отсутствии механического контакта упрочняемой поверхности с источником энергетического воздействия;
- возможность дозированного энергетического воздействия;
- возможность реализации процесса упрочнения в вакууме, газовой и жидкостной средах;
- широкий спектр энергетических и комбинированных физико-химических воздействий на упрочняемую поверхность.

Технологические процессы лазерной обработки определяются взаимодействием лазерного облучения с материалом и зависят от теплофизических и оптических свойств обрабатываемых материалов. Основные стадии взаимодействия лазерного излучения с материалом сводятся к следующим про-

цессам: поглощению светового потока электронами и передаче энергии кристаллической решетке твердого тела, нагреву вещества без его разрушения, разрушению вещества в зоне воздействия светового потока, разлету продуктов разрушения и остыванию после окончания действия светового импульса. Параллельно с этими процессами в обрабатываемом материале происходят активные диффузионные и химические реакции, а также фазовые превращения, существенно меняющие исходную структуру и оказывающие влияние на само взаимодействие лазерного излучения с материалом.

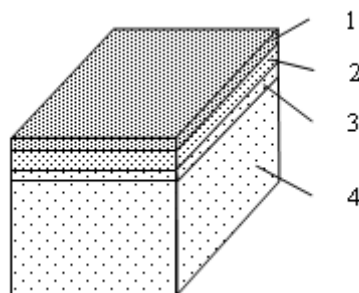


Рис 10.4 . Схема композиционной структуры при лазерной термической обработки

Упрочненная поверхность представляет собой композиционную структуру (рис. 10.4): 1 – зона расплавленного и быстро закристаллизовавшегося металла, 2 – зона термического влияния, в которой все структурные изменения происходят в твердом состоянии. Затем наблюдается переходный слой 3 и 4 – материал основы.

Лазерная термическая обработка позволяет повысить твердость и износостойкость упрочняемых материалов. Твердость зависит от концентрации углерода и легирующих элементов в стали. Хорошо упрочняются средне- и высоколегированные углеродистые и инструментальные стали. Стали с низким содержанием углерода и высокопрочные низколегированные стали при лазерной обработке, упрочняются плохо. Лазерная термическая обработка не влияет на пределы прочности и текучести сталей.

Электроискровое легирование (ЭИЛ) относится к технологиям упрочнения, основывающимся на взаимодействии материалов с высококонцентрированными потоками энергии и вещества. Образование упрочненного слоя происходит в результате сложных плазмохимических, теплофизических и механотермических процессов, реализуемых на микролокальных участках взаимодействия материала с единичным искровым разрядом.

Процесс ЭИЛ включает следующие этапы (рис. 10.5):

1. *Оплавление.* При сближении на определенное расстояние электрода–инструмента с упрочняемой металлической поверхностью происходит импульсный электрический разряд длительностью 10^{-6} – 10^{-3} с. В результате на поверхностях анода (легирующий электрод) и катода (упрочняемая деталь) образуются локальные очаги электроэрозионного разрушения.

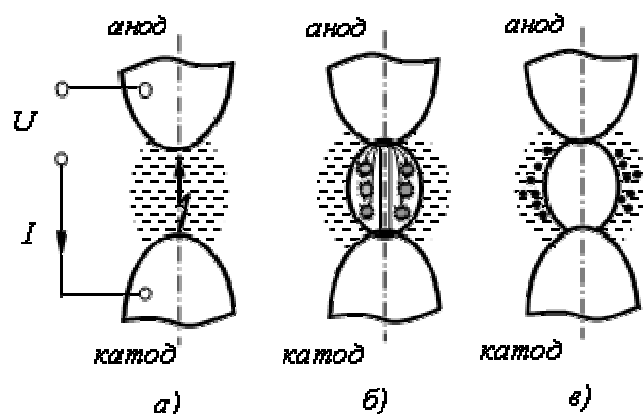


Рис 10.5. Схема физических процессов в межэлектродном промежутке при электроискровом легировании: а) этап оплавления; б) электрическая эрозия; в) физико-химическое взаимодействие

2. *Электрическая эрозия.* Представляет собой комплексный процесс разрушения, включающий в себя оплавление, испарение, термолabile разрушение и другие механизмы. Эродированная масса легирующего электрода, имея избыточный положительный заряд и попадая в межэлектродное пространство, устремляется к поверхности катода-детали, ускоряясь и нагреваясь за счет электрического поля анода и катода.

3. *Физико-химическое взаимодействие.* При движении анодная эродированная масса вступает в физико-химическое взаимодействие с межэлектродной средой и летучими продуктами эрозии катода-детали. К моменту осаждения фрагменты эродированной массы несут в себе электрическую, кинетическую и тепловую энергии, которые при взаимодействии с упрочняемой поверхностью выделяются в виде теплового импульса большой мощности. Вслед за осаждением эродированной массы упрочняемая поверхность подвергается контактно-деформационному воздействию вибрационного характера. Энергетическое воздействие высокой концентрации стимулирует протекание сопутствующих ЭИЛ микрометаллургических конвекционно-диффузионных процессов энергомассопереноса.

Упрочненная поверхность представляет собой композиционную структуру (рис.10.6.).

Самый верхний слой состоит из тонкопленочных «островковых» или сплошных формирований, образованных из материала анода, и межэлектродной среды. Сплошность этого слоя зависит от режимов и условий упрочнения. Под верхним слоем располагается зона, представляющая собой смесь материалов анода и катода, образованную в результате конденсации ионно-плазменной и капельной фаз на упрочняемой поверхности. Далее следует слой, сформированный за счет диффузии элементов легирующего электрода в упрочняемой матрице катода-детали. Под ним располагается зона термического воздействия, представляющая собой транс-

формированную структуру исходного материала с измененной плотностью дефектов кристаллического строения по причине импульсного теплового воздействия. С перемещением вглубь структура зоны термического воздействия плавно переходит в структуру основного материала. В зависимости от режимов электроискрового легирования величина и степень упрочнения каждого слоя могут варьироваться в широком диапазоне, но наибольшую толщину всегда имеет зона термического воздействия, которая в большинстве случаев и определяет эксплуатационные свойства поверхности.

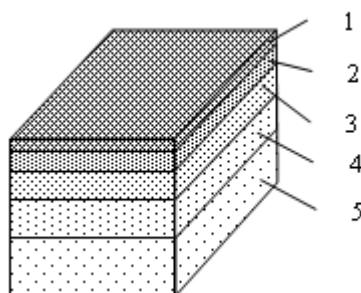


Рис 10.6. Схема композиционной структуры материала после электроискрового легирования: 1 – зона тонкопленочных или сплошных формирований; 2 – зона смеси материалов анода и катода; 3 – зона сформированная за счет диффузии элементов легирующего электрода в упрочняемой матрице катода-детали; 4 – зона термического воздействия, плавно переходящая в структуру основного материала –5.

Наличие тесной связи между плотностью дефектов кристаллического строения, диффузионно-адгезионной активностью модифицированной структуры и коэффициентом переноса является основой для разработки оригинальных технологий повышения качества упрочнения при ЭИЛ. К таковым, в частности, можно отнести последовательную комбинацию поверхностно–пластического деформирования с электроискровым легированием, позволяющую повысить толщину легированного покрытия до нескольких десятых долей миллиметра, снизить уровень остаточных напряжений и стабилизировать структуру за счет уменьшения пористости.

11. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Конструкционные стали должны обладать высокой конструктивной прочностью, обеспечивать длительную и надежную работу конструкции в условиях эксплуатации.

Материалы, идущие на изготовление конструктивных элементов, деталей машин и механизмов, должны наряду с высокой прочностью и пластичностью хорошо сопротивляться ударным нагрузкам, обладать запасом вязкости. При знакопеременных нагрузках должны обладать высоким сопротивлением усталости, а при трении – сопротивлением износу. Во многих случаях необходимо сопротивление коррозии, хрупкому разрушению и т. д.

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

11.1. Строительные стали

К строительным относятся конструкционные стали, применяемые для изготовления металлических конструкций и сооружений, для армирования железобетона.

К низколегированным строительным сталям относятся низкоуглеродистые свариваемые стали, содержащие недорогие и недефицитные легирующие элементы и обладающие повышенной прочностью и пониженной склонностью к хрупким разрушениям по сравнению с углеродистыми сталями. Применение низколегированных сталей позволяет уменьшить массу строительных конструкций, получить экономию металла, повысить надежность конструкций. Низколегированные строительные стали содержат до 0,25% углерода, 2–3% легирующих элементов (Cr, Si, Mn), микродобавки (Y, Nb, Ti, Al, N) и др.

Требования к сталям:

- определенное сочетание прочностных и пластических свойств;
- малая склонность к хрупким разрушениям (низкий порог хладноломкости);
- коррозионная стойкость;
- хорошая свариваемость;
- обработка резанием.

Строительные стали для металлических конструкций подразделяются по категориям прочности на стали нормальной, повышенной прочности и высокой прочности. Каждый класс прочности характеризуется минималь-

но гарантированными значениями временного сопротивления разрыву и предела текучести.

Временное сопротивление при растяжении и предел текучести являются основными расчетными характеристиками при проектировании металлоконструкций и сооружений. От их значений зависит сечение элементов конструкций, а следовательно, их масса.

Не менее важным критерием, определяющим эксплуатационную надежность строительных конструкций, является их склонность к хрупким разрушениям (порог хладноломкости). По хладостойкости строительные стали делят на стали без гарантированной хладостойкости, стали хладостойкие до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ и стали для эксплуатации конструкций ниже $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Детали строительных конструкций обычно соединяют сваркой, поэтому основным требованием к строительным сталям является хорошая свариваемость. Стали этого класса не должны давать горячих и холодных трещин. Склонность к образованию трещин зависит от содержания углерода. Горячие трещины образуются в сварном шве в период кристаллизации, по причине расширения интервала кристаллизации металла шва. Интервал кристаллизации растет с увеличением содержания углерода. Металл шва и околошовной зоны нагревается выше критических точек. При охлаждении протекает процесс распада аустенита, сопровождающийся объёмными изменениями. Чем выше содержание углерода, тем выше объёмные изменения, тем больше опасность образования холодных трещин. Поэтому стали, используемые для изготовления строительных конструкций, не должны содержать углерода более 0,25%.

Строительные стали могут быть углеродистыми и низкоуглеродистыми низколегированными.

Низкоуглеродистые низколегированные стали обычной прочности в горячекатаном или нормализованном состоянии применяют для строительных конструкций, армирования железобетона, магистральных нефте- и газопроводов. Стали поставляются в горячекатаном состоянии с феррито-перлитной структурой. Прочностные свойства этих сталей обеспечиваются на стадии производства.

К низколегированным строительным сталям повышенной прочности относятся стали марок 14Г2, 17ГС, 9Г2С и др. Введение в сталь небольших добавок ванадия и ниобия обеспечивает дополнительное упрочнение за счет образования карбонитридов этих элементов и измельчения зерна. К сталям такого типа (т. е. повышенной прочности) относятся стали марок 14Г2АФ, 17Г2АФБ, и другие с $\sigma_{0,2} = 450\text{ МПа}$ после нормализации. Такие стали используются в виде сортового проката для изготовления конструкций без дополнительной термической обработки. В эту же группу входят атмосферостойкие стали, в состав которых вводят в малом количестве Cu, P, Ni, Cr, Si. Они образуют на поверхности продукты коррозии с высокой

плотностью и прочностью, обладающие лучшим сцеплением с поверхностью, чем антикоррозийные покрытия (10ХНДП, 15ХСНД).

Строительные стали высокой прочности марок 12Х2СМФ, 12ХГН2МФБАЮ применяются в особо ответственных конструкциях, в которых прочность достигается карбонитридным упрочнением, термическим упрочнением и контролируемой прокаткой. Термическое упрочнение этих сталей заключается в закалке от 850–920 °С и высоком отпуске при 600–680 °С. После этого получается высокодисперсная смесь продуктов распада мартенсита и нижнего бейнита. Прочность после такой обработки достигает $\sigma_B = 700$ МПа.

Присутствие частиц карбонитридов и нитридов способствует заметному измельчению зерна. Стали с карбонитридным упрочнением применяют для ответственных металлоконструкций, пригодных для эксплуатации при температурах ниже – 40⁰С, а также для магистральных газопроводных труб северного исполнения.

11.2. Цементуемые (нитроцементуемые) стали

К машиностроительным относят конструкционные стали, предназначенные для изготовления различных деталей машин, механизмов и отдельных видов машин. Для деталей и изделий находят применение дешевые углеродистые качественные стали, чаще всего для изделий неответственного назначения, и легированные стали для ответственных тяжело нагруженных деталей.

Для изготовления деталей, находящихся под действием динамических нагрузок в условиях поверхностного износа, применяют стали с содержанием углерода 0,1–0,3%, подвергая их цементации, закалке и низкому отпуску.

Твёрдость поверхности готовой детали должна составлять около 58–62 НРС, твёрдость сердцевины в пределах 20–40 НРС.

В зависимости от степени упрочняемости сердцевины различают три группы цементуемых сталей: с неупрочняемой, со слабо- и сильноупрочняемой сердцевиной.

К первой группе относятся углеродистые стали марок 10, 15, 20, которые применяют для изготовления малоответственных деталей небольших размеров. Под цементованным слоем при закалке аустенит превращается в феррито-цементитную смесь.

Вторую группу составляют низколегированные хромистые стали марок 15Х, 20Х, имеющие слабоупрочняемую сердцевину. Дополнительное легирование малыми добавками ванадия (сталь 15ХФ) позволяет получить более мелкое зерно, что улучшает пластичность и вязкость стали.

Стали третьей группы используют для изготовления деталей, испытывающих значительные ударные нагрузки, имеющих большее сечение или сложную конфигурацию или подвергающихся действию больших знакопеременных напряжений. Эти стали легируют хромом, марганцем, молибденом, титаном, ванадием, никелем, алюминием. Названные элементы способствуют повышению прокаливаемости, поверхностной твердости, износостойкости и контактной выносливости. Никель повышает вязкость сердцевины и диффузионного слоя и снижает порог хладноломкости. Легирование стали ванадием, титаном, алюминием, ниобием приводит к образованию дисперсных нитридов (VN, TiN и др.), карбидов (TiC, VC и др.), затормаживающих рост зерна аустенита. Уменьшение зерна способствует снижению хрупкости и повышению ударной вязкости стали. К данной группе относятся стали марок 25ХГТ, 12ХНЗА, 18Х2Н4МА, 20ХГНР и др.

11.3. Улучшаемые стали

Для наиболее ответственных тяжело нагруженных деталей машин применяют легированные стали, подвергаемые *улучшению*, т. е. закалке с высоким отпуском. Эти стали содержат 0,3–0,5% С, 1–6% легирующих элементов. Стали закаливают от 820–880 °С в масле (крупные детали в воде), высокий отпуск производят при 500–650 °С с последующим охлаждением в воде, масле или на воздухе (в зависимости от состава стали). Структура стали после улучшения – сорбит зернистый. Наличие легирующих элементов обеспечивает этим сталям хорошую прокаливаемость и уменьшают склонность к отпускной хрупкости II рода.

Улучшение обеспечивает высокую прочность в сочетании с высокой пластичностью. Так, простая и дешевая конструкционная легированная сталь 40Х после закалки с 860 °С и отпуска при 500 °С имеет следующие свойства: $\sigma_B = 1000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 800$ МПа, $\delta = 10\%$, $KCU = 500$ КДж/м².

Для изготовления крупных изделий сложной формы, работающих при вибрационных и динамических нагрузках, применяются хромоникелевые стали марок 40ХН, 45ХН, 30ХНЗА и др. Они содержат 0,5–0,8% хрома и 1–3% никеля. Отличаются хорошей прокаливаемостью, прочностью и вязкостью.

Хромистые и хромоникелевые стали склонны к отпускной хрупкости II рода (обратимой), поэтому должны охлаждаться после высокого отпуска с большой скоростью (в воде или масле). Дополнительное легирование молибденом 0,2–0,5% (или вольфрамом 0,5–0,8%) снижает склонность к отпускной хрупкости.

Хромоникелевые и хромоникельмолибденовые стали (36Х2Н2МФА, 38ХНЗМА и др.) являются наиболее качественными, их применяют для изготовления самых ответственных крупных изделий. Высокие свойства

этих сталей достигаются вследствие их высокой прокаливаемости и наибольшей вязкости ($\sigma_B = 1000\text{--}1200$ МПа, $\sigma_{0,2} = 950\text{--}1100$ МПа, $\delta = 12\%$, $KCU = 0,8$ МДж/м²).

Из этих сталей изготавливают валы и роторы турбин, тяжело нагруженные детали редукторов и компрессоров.

11.4. Износостойкие стали

К износостойким сталям относится сталь 110Г13Л (сталь Гадфильда). Эта сталь имеет следующий химический состав: 1,25% углерода, 13% марганца, 1% хрома, 1% никеля. Сталь Гадфильда при низкой начальной твёрдости (1800–2200 НВ) успешно работает на износ в условиях абразивного трения, сопровождаемого воздействием высокого давления и больших динамических (ударных) нагрузок. После литья структура стали состоит из аустенита и избыточных карбидов марганца и железа $(Fe, Mn)_3C$. Если в результате кристаллизации карбиды выделились по границам аустенитных зерен, то отливки закаливают в воде с температуры 1050–1100⁰С, при этом образуется однофазная аустенитная структура. В таком состоянии сталь имеет высокую пластичность $\delta = 34\text{--}53\%$, $\psi = 34\text{--}43\%$, низкую твёрдость 1800–2200 МПа и невысокую прочность $\sigma_B = 830\text{--}654$ МПа. У этой стали повышенная способность упрочняться в процессе холодной пластической деформации. Так, при пластической деформации, равной 70%, твёрдость стали возрастает с 2100 до 5300 НВ. Высокая износостойкость стали достигается не только деформированным упрочнением аустенита, но и образованием мартенсита с гексагональной решеткой.

Эти стали контролируются на содержание фосфора, при повышенном его содержании сталь 110Г13Л хладноломка, так как если фосфора в стали более 0,05% по границам зерна образуется хрупкая фосфидная эвтектика, на которой зарождается и растет хрупкая трещина при низких температурах. При использовании стали в северных районах содержание фосфора должно быть равно или менее 0,02–0,03%.

Высокая вязкость аустенита наряду с достаточной прочностью и износостойкостью делает сталь Гадфильда незаменимым материалом для деталей, работающих на износ и удар одновременно. Из этих сталей изготавливают траки гусеничных машин, щеки дробилок, зубья ковшей экскаваторов и т. д.

Для изделий, подвергающихся износу в результате действия потока жидкости или газа, рекомендованы стали 30X10Г10, 0X14Г12М обладающие высокой кавитационной стойкостью вследствие образования на поверхности мартенсита деформации при гидравлических ударах.

Недостатком износостойких сталей является плохая обрабатываемость резанием, поэтому детали из них чаще всего изготавливают литьём без механической обработки.

11.4. Рессорно-пружинные стали

Рессорно-пружинные стали предназначены для изготовления пружин, упругих элементов и рессор различного назначения. Основными требованиями, предъявляемыми к данным сталям, являются высокое сопротивление малым пластическим деформациям (высокий предел упругости) с сохранением упругих свойств в течение длительного времени, а также необходимой пластичности и сопротивление хрупкому разрушению.

Стали для пружин и рессор содержат 0,5–0,7% углерода. Их дополнительно легируют кремнием (до 2,8%), марганцем (до 1,2%), ванадием (до 0,25%), вольфрамом (до 1,2%) и никелем (до 1,7%). При этом происходит измельчение зерна, способствующее возрастанию сопротивления стали малым пластическим деформациям.

Термическая обработка легированных пружинных сталей – закалка от 850–880 °С, отпуск при 380–550 °С – обеспечивает получение высоких пределов прочности ($\sigma_B = 1200\text{--}1900$ МПа) и текучести ($\sigma_{0,2} = 1100\text{--}1700$ МПа) при пластичности $\delta = 5\text{--}12\%$.

Структура после термообработки – троостит.

Рессорно-пружинные стали должны обладать хорошей закаливаемостью и прокаливаемостью по всему сечению. Существенное (до двух раз) повышение предела выносливости рессор достигается их поверхностным наклёпом посредством дробеструйной и гидроабразивной обработок. После таких обработок в поверхностных слоях создаются остаточные сжимающие напряжения, что увеличивает выносливость.

Наиболее часто в автомобилестроении применяют кремнистые и кремнемарганцевые стали 60С2А, 65Г, 60СГА, которые при работе разогреваются до температур менее 200 °С. При нагреве до 300 °С используют пружины из стали 50ХФА, а при более высоких температурах сталь марки 3Х2В8Ф.

Для работы в агрессивных средах пружины изготавливают из хромистых коррозионностойких сталей типа 40Х13, 95Х18 и др.

11.5. Подшипниковые стали

В процессе работы детали подшипников (шарики, ролики, обоймы) испытывают высокие удельные знакопеременные нагрузки.

Стали для подшипников должны обладать высокой твёрдостью и износостойкостью в сочетании с высоким пределом контактной усталости. К сталям предъявляют требования по минимальному содержанию неметал-

лических включений, развитию карбидной неоднородности и пористости. Эти дефекты, находясь в поверхностном слое, становятся концентраторами напряжений и вызывают преждевременное усталостное разрушение. Долговечность сферических подшипников в значительной мере определяется отклонением от сферической формы, приводящим к биению. Эти отклонения тщательно контролируются.

Подшипниковые стали маркируют буквами Ш и Х, что означает шарикоподшипниковая и хромистая. Цифра после буквы показывает содержание хрома в десятых долях процента. Подшипники общего назначения изготавливают из сталей ШХ15, ШХ15СГ. Они проходят термообработку – закалку при 820–850 °С, охлаждение в масле. Перед отпуском детали охлаждают до 20–25 °С для обеспечения стабильности их работы (за счёт уменьшения количества остаточного аустенита). Отпуск проводят при 150–170 °С в течение одного–двух часов. После такой обработки структура стали состоит из мартенсита и мелких включений карбидов хрома и имеет твёрдость 60–64 HRC.

Подшипники, работающие в условиях агрессивных сред, изготавливаются из коррозионностойкой высокохромистой стали 95Х18–Ш, в которой содержится 0,95% углерода и 18% хрома.

Для изготовления высокоскоростных подшипников применяют стали после электрошлакового переплава (к марке таких сталей добавляют букву Ш, например ШХ15–Ш), отличающиеся наибольшей однородностью строения. Эти стали необходимы для изготовления высокоточных приборных подшипников, детали которых тщательно полируют с тем, чтобы обеспечить минимальный коэффициент трения.

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки, изготавливают из сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ с последующей их цементацией и термической обработкой.

11.6. Автоматные стали

Обработка резанием – основной способ изготовления большинства деталей машин и приборов. Обрабатываемость стали зависит от ее механических свойств, теплопроводности, микроструктуры и химического состава.

Повышение обрабатываемости резанием достигается технологическими и металлургическими приемами. Более эффективны металлургические приемы. Они предусматривают введение в конструкционную сталь серы, селена, теллура, кальция, изменяющих состав и количество неметаллических включений; свинца, создающего собственные металлические включения; фосфора, изменяющего свойства металлической основы.

Эти включения создают в очаге резания внутреннюю смазку – тончайший слой, препятствующий схватыванию материала инструмента с ма-

териалом обрабатываемой детали, вследствие чего легче отделяется стружка. Легирование стали 0,15–0,3% Pb повышает скорость резания на 20–35%.

Сера в количестве 0,08–0,3 % находится в виде сульфидов марганца, вытянутых в направлении прокатки. Сульфиды оказывают смазывающее действие, нарушая при этом сплошность металла.

Фосфор в количестве 0,06% повышает хрупкость феррита, облегчая отделение стружки металла во время процесса резания.

Таблица 11.1.

Химический состав и механические свойства автоматных сталей

Марка стали	Содержание основных элементов, %					
	C	S	P	Pb	Se	другие
A12	0,12	0,08–0,20	0,08 – 0,15	–	–	0,7–1,0 Mn
A40Г	0,40	0,18–0,30	≤0,05	–	–	1,2–1,55 Mn
AC40	0,40	≤0,04	≤0,04	0,15 – 0,30	–	–
A35E	0,35	0,06–0,12	≤0,046	–	0,04	–
A40XE	0,40	0,06–0,12	≤0,035	–	– 0,10	0,8 – 1,1 Cr
AC12XH	0,12	≤0,035	≤0,035	0,15	–	0,4–0,7 Cr; 0,5–0,8 Ni
AC30XM	0,30			–	0,30	–
Марка стали	σ _{0,2}	σ _B		δ	ψ	КСУ МДж/м ²
	МПа			%		
A12	–	420		22	34	–
A40Г	–	600		14	20	–
AC40	340	580		19	–	–
A35E	320	540		20	–	–
A40XE	800	1000		10	45	0,6
AC12XH	450	650		10	–	0,9
AC30XM	750	900		12	–	0,10

Оба элемента способствуют уменьшению налипания стружки на режущий инструмент и получению гладкой блестящей обрабатываемой поверхности. Однако повышенное содержание этих элементов ухудшают механические свойства, поэтому такие стали используют для изготовления изделий неотчетливого назначения.

Стали с повышенным содержанием серы и фосфора относятся к *группе автоматных сталей* и маркируются буквой А и цифрами, показываю-

щими среднее содержание углерода в сотых долях процента. Если автоматная сталь легирована свинцом, то обозначение марки начинается с сочетания букв «АС». Буква Е в марке стали говорит о том, что в состав входит селен.

Химический состав и механические свойства некоторых автоматных сталей приведены в таблице 11.1.

Применение автоматных сталей обеспечивает снижение сил резания на 20–25%, уменьшение износа инструмента в два–десять раз, повышение скорости резания на 20–40% при сохранении стойкости инструмента.

12. КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ, ЖАРОСТОЙКИЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

12.1. Коррозионная стойкость сталей и сплавов.

Коррозия – это термин, используемый для обозначения широкого класса видов нежелательного повреждения металла в результате его химического или электрохимического взаимодействия с окружающей средой.

Под повреждением понимается образование различных коррозионных дефектов (каверн, язв, питтингов, трещин), утонение толщины стенок, деградация свойств и строения (изменение структуры связано в основном с субструктурой матрицы металла) материала несущих элементов конструкции в процессе эксплуатации и ведущее к потере или снижению её работоспособности. Коррозия многообразна в своём проявлении и ведёт в конечном итоге к разрушению материалов (в первую очередь за счёт локальных видов коррозии) и выходу оборудования из строя.

Коррозия является самопроизвольным процессом, вызванным термодинамической неустойчивостью металлов, т. е. стремлению к уменьшению свободной энергии в различных средах при данных внешних условиях.

Определить возможность протекания коррозии, как химического или электрохимического процесса, можно по изменению энергии Гиббса (свободной энергии):

$$-\Delta G = z \cdot F \cdot E, \quad (12.1)$$

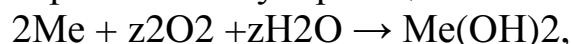
где F - число Фарадея; E - разность потенциалов φ_K и φ_A , характеризующих катодную и анодную реакции, которые определяются уравнениями Нернста:

$$\varphi_K = \varphi_D^0 + \frac{RT}{zF} \ln a_D, \quad \varphi_A = \varphi_{Me}^0 + \frac{RT}{zF} \ln a_{Me}, \quad (12.2)$$

где φ_D^0 и φ_{Me}^0 – величины стандартных электродных потенциалов деполаризатора (катода) и металла (анода) соответственно; a_D и a_{Me} – активность соответствующих ионов на катоде и аноде.

Величины стандартных электродных потенциалов различных металлов позволяют приближенно судить о термодинамической нестабильности металлов: чем более электроотрицателен потенциал металла, тем он активнее отдает свои электроны.

Если рассмотреть типичную реакцию окисления для металлов:



то ΔG (для стандартных условий) для реакций превращения в гидроксиды Mg, Cu, Au составит, соответственно, – 598 ($\varphi^0 = -2,363$ В), – 120 ($\varphi^0 = 0,520$ В) и + 66 КДж/моль ($\varphi^0 = 1,692$ В). Следовательно, Mg более склонен к окислению, чем Cu, окисление Au невозможно.

Коррозии подвержены все металлические и неметаллические материалы. Из этого черного списка надо исключить принудительное растворение металлов в кислотах с целью получения солей и процессы гальванотехники, радиоактивный распад, эрозию, износ трущихся деталей, шлифование. На скорость и механизм коррозионных процессов большое влияние могут оказывать внешние факторы – температуры, давление среды, напряжение, скорость потока жидкости и газа, наличие трения, кавитации, облучения.

По природе гетерогенных процессов взаимодействия окружающей среды с металлами эти процессы можно разделить на два основных типа:

- *химическая коррозия* протекает в сухой атмосфере и чаще всего при повышенных температурах (газовая коррозия). Этот же тип коррозии металлических материалов наблюдается при взаимодействии с неэлектролитами;

- *электрохимическая коррозия (ЭКХ)* – самопроизвольное разрушение металлических материалов вследствие взаимодействия их с электролитически проводящей средой.

Газовая коррозия металла протекает при его взаимодействии с газами (O_2 , N_2 , CO_2 , SO_2 , H_2 и др.) при повышенных температурах (закалка, отжиг,ковка, прокатка – технологические процессы, а также выхлопные газы ДВС и дизелей, отвод газов в металлургической и нефтехимической промышленности).

К электрохимической коррозии относятся:

- коррозия в электролитах – кислотная, щелочная, солевая, морская и т. п.;

- почвенная – ржавление металла в грунте (подземные трубопроводы);

- структурная коррозия – разрушение связано с повышенной коррозионной активностью одного из компонентов сплава из-за его структурной неоднородности;

- электрокоррозия – разрушение металлов под действием блуждающих токов;

- контактная коррозия – интенсивное разрушение металлов, имеющих разные электродные потенциалы («Медь–алюминий»);

- щелевая коррозия – усиленное разрушение в зазорах, резьбовых соединениях, между фланцами;

- коррозия под напряжением – агрессивная среда в сочетании с внешними нагрузками;

- эрозионная коррозия – разрушение металла вследствие одновременного воздействия среды и механического износа;

- кавитационная коррозия – разрушение металла при одновременном воздействии удара и агрессивной среды;

- фриттинг-коррозия - разрушение металла механическим истирающим воздействием при наличии коррозионной среды.

Электрохимическая коррозия развивается в результате работы множества короткозамкнутых гальванических элементов, образующихся вследствие неоднородности металлического материала или внешней среды. Неоднородность поверхности материалов связана с концентрационной неоднородностью сталей и сплавов (ликвацией), границами зерен, присутствием различных включений, анизотропностью свойств отдельных кристаллитов, несплошностью и различным составом поверхностных пленок, неоднородностью деформаций и напряжений в металлах.

В зависимости от характера разрушения различают равномерную, протекающую примерно с одинаковой скоростью по всей поверхности металла, помещенного в коррозионную среду, и локальную, охватывающую только некоторые участки поверхности (точечная, щелевая, межкристаллитная, избирательная коррозии – в зависимости от характера разрушаемых участков).

По механизму действия все методы борьбы с коррозией можно разделить на 2 основные группы: *электрохимические* (термическая обработка, легирование, пассивация, ингибирование среды, химико-термическая обработка, диффузионная металлизация, протекторная защиты и т. д.), оказывающие влияние на потенциал металла или его критического значения, и *механические* (лакокрасочные и пластмассовые покрытия, консервация, эмалирование и т. д.), изолирующие металл от воздействия окружающей среды созданием защитной плёнки и покрытий.

12.2. Коррозионно-стойкие стали

Коррозионно-стойкими (нержавеющими) называют металлы и сплавы, в которых процесс коррозии развивается с малой скоростью. Коррозионно-стойкие стали применяют для изготовления деталей машин и оборудования и конструктивных элементов, работающих в разных агрессивных средах (влажная атмосфера, морская вода, кислоты и растворы солей, щелочей, расплавы металлов и др.).

В зависимости от химического состава стали и сплавы разделяют на классы по основному составляющему элементу: хромистые, хромоникелевые, хромомарганцевые и другие, а также сплавы на основе никеля. В зависимости от структуры: ферритные, мартенситные, аустенитные.

Основной легирующий элемент в коррозионных сталях – хром с содержанием от 12–30%. Железо и хром образуют непрерывный ряд твердых растворов, а также интерметаллид – σ -фаза. Хром с углеродом образует карбид Cr_{23}C_6 более устойчивый в сравнении с цементитом, а также карбид Cr_7C_3 . В зависимости от соотношения углерода и хрома можно выде-

лить три группы *хромистых сталей* – ферритные, не испытывающие $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращение (08X18Т, 15X28), полуферритные, испытывающие частичное превращение $\gamma \leftrightarrow \alpha$ (08X13, 12X13), и мартенситные (20X13, 30X13, 40X13).

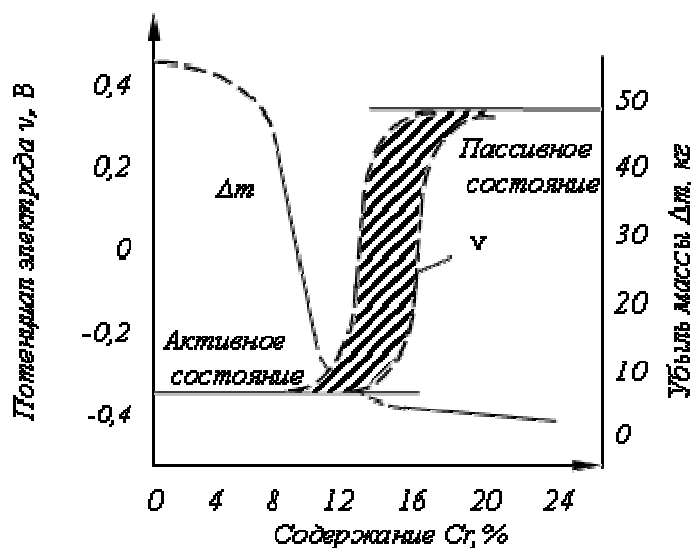


Рис. 12.1. Изменение электродного потенциала сплавов Fe–Cr и коррозия сплавов в растворе азотной кислоты

Из рис. 12.1 видно, что в пределах 12–13% Cr происходит скачкообразное изменение электродного потенциала и сталь из активного состояния переходит в пассивное. Это и послужило поводом для создания группы сталей с 13 % Cr: 07X13, 12X13, 20X13, 30X13, 40X13. Все эти стали страдают межкристаллитной коррозией. Это явление связано с образованием карбида Cr_3C_6 . Эти карбиды располагаются на границах зерен. На образование карбидов расходуется много хрома (на 1 % C – 12 % Cr). Это неизбежно приводит к понижению концентрации хрома в зонах, прилегающих к карбидам, и зоны переходят в активное состояние. Именно по этим зонам развивается коррозия. Снижение склонности стали к МКК можно достичь введением сильных карбидообразователей (Ti, Nb, Ta), например, как в стали 07X17Т.

Мартенситные и мартенсито-ферритные, ферритные стали обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в слабоагрессивных средах и имеют высокие механические свойства. Ферритные стали применяют для изготовления изделий, работающих в агрессивных средах (например, в растворах азотной кислоты), для изготовления бытовых приборов, в пищевой, легкой промышленности

В таблице 12.2 приведено основное назначение хромистых сталей.

Легирование хромистых сталей никелем или никелем и марганцем расширяет гамма-область, позволяя создать класс аустенитных сталей. Такие стали имеют улучшенные технологические и механические свойства. *Хромоникелевые стали* обладают стойкостью в концентрированных ще-

лочных растворах при повышенных температурах, а также повышенной стойкостью в слабых растворах H_2SO_4 при концентрации никеля 2/8 атомные доли (26 % масс.).

Таблица 12.2

Применение хромистых сталей

Марка	Класс стали	Назначение
12X17	ферритный	Для изделий, работающих в окислительных средах, для бытовых приборов, в пищевой, легкой промышленности, для теплообменного оборудования в энергомашиностроении
08X18T1		
40X13	мартенситный	Для изделий, работающих на износ, в качестве режущего инструмента, упругих элементов и конструкций в пищевой и химической промышленности, находящихся в контакте со слабоагрессивными средами
30X13		
20X13	мартенсито-ферритный	
08X13		

После медленного охлаждения эти стали имеют структуру, состоящую из аустенита, феррита и карбидов хрома $M_{23}C_6$. Для получения аустенитной структуры, снятия внутренних напряжений и устранения склонности к МКК, которая возникает при сварке или горячей обработке давлением, стали подвергаются закалке с высоких температур (1100–1150 °С) в воде или масле, с последующим отпуском. Кроме того, для уменьшения склонности к МКК в состав сталей вводят никель и ниобий в определенном соотношении к углероду.

Таблица 12.3

Применение хромоникелевых нержавеющей сталей

Марка	Класс стали	Назначение
12X18H9	аустенитный	Для изготовления деталей, работающих в агрессивных средах, и химической аппаратуры
10X17H13M3T		
20X13H4Г9		Для торгового и пищевого машиностроения
12X17Г9АН4		

Из-за высокой цены никеля его частично заменяют химическим аналогом – марганцем, например сталь марки 20X13H4Г9Т. Такие стали хорошо

работают в слабоагрессивных средах и при низких (до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) температурах. В таблице 12.3 приведены примеры применения хромоникелевых сталей.

Для изделий, работающих в высокоагрессивных средах при высоких температурах широко используют *сплавы на основе никеля* (Н70М28, Н70М28Ф, Х15Н55М16В) с высоким содержанием молибдена. Никелевые сплавы с молибденом обладают высокой стойкостью в горячих растворах серной и соляной кислот.

Наиболее высокую коррозионную стойкость эти сплавы приобретают после закалки с $1050\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Структура сплавов – твердый раствор на основе никеля и избыточные карбиды типа M_6C и VC .

12.3. Жаропрочные стали и сплавы

Жаропрочные стали и сплавы применяют для многих деталей котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, ракет, атомных устройств и т. д., работающих при высоких температурах.

Повышение температуры существенно влияет на структуру и свойства материалов: снижается прочность, увеличивается пластичность, более интенсивно проходят процессы окисления.

Падение прочностных и повышение пластических свойств при возрастании температуры связаны с ослаблением межатомных связей, возрастанием интенсивности диффузионных процессов, которые изменяют исходную структуру и свойства. С повышением температуры существенно возрастает число вакансий, увеличивается подвижность точечных дефектов. Когда напряжения отсутствуют, диффузионные перемещения атомов не имеют направленного характера. При наличии даже небольших напряжений эти перемещения приобретают направленный характер, что способствует более быстрой деформации металла.

Высокие температуры вызывают более интенсивное разупрочнение границ зерен по сравнению с объемом зерна, вследствие особенностей строения границ, содержащих большое количество дефектов и легкоплавких примесей. Прочность границ зерна становится меньше прочности его объема, поэтому для работы в области высоких температур сплавы должны иметь более крупное зерно. В крупнозернистой структуре меньше протяженность границ, слабее выражена ползучесть по границам и диффузионный перенос.

Длительное воздействие температуры может привести к значительным структурным изменениям, связанным с потерей упрочнения, полученного при термической обработке (распад пересыщенных растворов, коагуляция и растворение упрочняющих фаз), а также с потерей упрочнения, вызван-

ного пластической деформацией из-за прохождения процессов возврата и рекристаллизации.

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 в конечном счете привести к разрушению металла.

Сопротивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки называют *жаропрочностью*. Чаще всего жаропрочность характеризуется условным пределом ползучести и длительной прочностью.

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

Для определения предела ползучести испытуемый образец в течение длительного времени подвергают воздействию постоянного растягивающего усилия и постоянной температуре при фиксированной деформации образца во времени.

Процесс испытания представляют в виде первичной кривой ползучести в координатах «Относительное удлинение – Время» (рис. 12.3). На кривых ползучести можно отметить участок *0a*, соответствующий упругой и пластической деформации, вызванной мгновенным приложением нагрузки; затем следует участок *ab*, на котором металл деформируется с неравномерной и замедляющейся скоростью (стадия неустановившейся ползучести) и участок *bc*, характеризующийся равномерной скоростью ползучести (стадия установившейся ползучести).

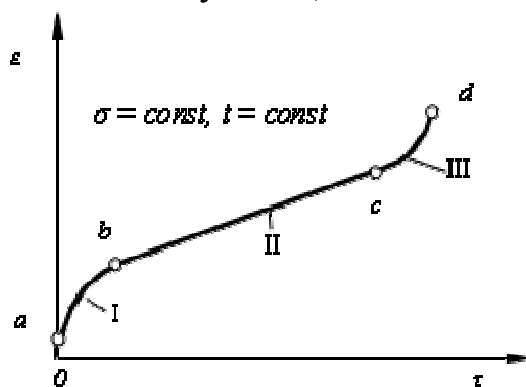


Рис. 12.3. Первичная кривая ползучести

Предел ползучести обозначают ГОСТ 3248–90 и числовыми индексами, например, $\sigma_{0,2/100}^{700}$ — предел ползучести при допуске на деформацию 0,2% за

100 часов испытания при температуре 700 °С. При этом необходимо указывать, как определялся предел ползучести – по суммарной или остаточной деформации. В случае определения по скорости ползучести предел ползучести обозначают σ с двумя числовыми индексами. Нижний индекс означает заданную скорость ползучести (% час), верхний индекс – температуру испытания, °С, например: $\sigma_{1 \cdot 10^{-5}}^{600}$ – предел ползучести при ее скорости $1 \cdot 10^{-5}$ %/час при 600 °С.

Испытание на длительную прочность отличается от испытания на ползучесть тем, что испытуемый образец доводят при данной температуре и напряжении до разрушения. В результате определяют *предел длительной прочности*, т. е. наибольшее напряжение, вызывающее разрушение металла за определенное время при определенной температуре. Предел длительной прочности обозначается σ_{1000}^{700} – предел длительной прочности за 1000 часов при температуре 700 °С.

Существующие жаропрочные стали и сплавы представляют собой многокомпонентные твердые растворы на основе железа, никеля, кобальта и титана, которые упрочняются дисперсными выделениями избыточных фаз – карбидов, карбонитридов, боридов, интерметаллидов.

Стали и сплавы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, подразделяют на группы:

1) теплоустойчивые стали, работающие в нагруженном состоянии при повышенных (до 600 °С) температурах в течение длительного времени;

2) жаропрочные стали и сплавы, работающие в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени и обладающие при этом достаточной жаростойкостью;

3) жаростойкие стали и сплавы, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С и обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

К теплоустойчивым относятся стали, используемые в энергетическом, химическом и нефтяном машиностроении для работы при повышенных температурах. В зависимости от условий работы применяют углеродистые, низколегированные и хромистые стали.

При эксплуатации до 400 °С и давлении до 6 МПа применяют углеродистые котельные стали 12К, 15К, ..., 20К (номер марки соответствует среднему содержанию углерода).

Для более ответственных деталей, работающих при температурах до 585 °С и давлении до 25,5 МПа, применяют низкоуглеродистые (0,08–0,2% С) низколегированные стали (12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР), имеющие в зависимости от режима термообработки (закалка или нормализация, высокий отпуск) феррито-перлитную, перлитную или бейнитную структуру. Основными легирующими элементами этих сталей являются:

хром, вольфрам, молибден, ванадий, ниобий. Содержание каждого из них, кроме хрома, не превышает 1%.

Для различных деталей энергетического машиностроения, работающих длительное время при температурах 600–650 °С применяют хромистые стали мартенситного и мартенсито-ферритного классов (12Х2НВФА, 15Х11МФ, 18Х12ВМБФР), содержащие от 5 до 13% Cr, 0,08–0,22% С и дополнительно легированные карбидообразующими элементами (Mo, W, Nb, V). Эти стали наряду с высокими значениями длительной прочности обладают высокой жаростойкостью. Повышенная жаропрочность достигается за счет упрочнения твердого раствора, образования карбидов и интерметаллидных фаз.

К жаропрочным относят стали на хромоникелевой и хромоникелево-марганцевой основах. Высокую жаропрочность этим сталям придает аустенитная структура за счет более высокого сопротивления деформации, высокой температуры рекристаллизации в сочетании с затрудненностью диффузии и относительной легкости получения наклепанного состояния. Устойчивой аустенитной структуры, упрочненной дисперсными выделениями различных фаз, добиваются, применяя комплексное легирование и специальную термообработку. Аустенитные стали обладают большей жаропрочностью, чем мартенситные, – их рабочие температуры достигают 750 °С.

Условно жаропрочные стали аустенитного класса разделяются на:

- не упрочняемые термообработкой (однофазные) аустенитные стали – низкоуглеродистые хромоникелевые стали, дополнительно легированные элементами, упрочняющими твердый (10Х18Н12Т, 08Х15Н24В4ТР);
- стали, упрочняемые термической обработкой, благодаря выделению карбидных, карбонитридных и интерметаллидных фаз.

Стали первой группы (09Х14Н16Б, 09Х14Н18В2БР) применяют в закаленном состоянии и используются для изготовления трубопроводов силовых установок высокого давления.

Аустенитные жаропрочные стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением подвергаются закалке с 1050–1200 °С в воде, масле или на воздухе и последующему старению при 600–850 °С. С увеличением легированности сталей применяют ступенчатое старение.

В аустенитных сталях с карбидным упрочнением (40Х12Н8Г8МФБ, 45Х14Н14В2М) высокая жаропрочность достигается введением 0,3–0,5 % С и карбидообразующих элементов (Mo, W, V). Структура стали – аустенит и карбиды типа $Me_{23}C_6$ и MeC. Стали используются для изготовления клапанов авиационных двигателей и двигателей газотурбинных установок. Для повышения жаростойкости стали подвергают алитированию.

Стали с интерметаллидным упрочнением (12Х18Н10Т, 10Х12Н22Т3МР, 10ХН35ВТЮ) содержат небольшое количество углерода

и дополнительно легированы титаном, алюминием, молибденом и бором. Титан и алюминий упрочняют структуру соединениями Ni_3Ti , Ni_3TiAl . Бор упрочняет границы зерен, молибден легирует твердый раствор, повышая энергию межатомной связи. Стали используют для изготовления камер сгорания, дисков и лопаток турбин.

Жаропрочные сплавы разделены по металлической основе на сплавы на основе никеля и кобальта. Никелевые сплавы имеют хорошие свойства при температурах в интервале 700–1100 °С. Их используют в газовых турбинах двигателей самолетов, кораблей, энергетических установок, для изготовления деталей ракетно-космической техники, в нефтехимическом оборудовании.

Структура этих сплавов состоит из γ -твердого раствора кобальта, хрома, вольфрама и молибдена в никеле, интерметаллидов типа $Ni_3(Al, Ti, Ta, Nb)$ (γ' -фаза), упрочняющих твердый раствор. Упрочнение жаропрочных сплавов при выделении γ' -фазы объясняется образованием антифазных границ, которые препятствуют прохождению дислокаций. Кроме того, относительно высокая пластичность γ' -фазы препятствует охрупчиванию сплава. Для упрочнения границ зерен γ -раствора сплавы легируют углеродом, бором и цирконием. Примеси серы, сурьмы, свинца, олова понижают жаропрочность сплавов и затрудняют их обработку давлением.

Термическая обработка сплавов на никелевой основе заключается в закалке и старении, условия для которого (температура, время) зависят от состава сплава и условий работы изделия, так как разупрочнение сплава не будет происходить, если рабочие температуры ниже температуры старения. Для некоторых сплавов производят двойную закалку и старение, что уменьшает проскальзывание по границам зерен и уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений.

Применяемые жаропрочные никелевые сплавы подразделяются на деформируемые и литые. В деформируемых никелевых сплавах (ХН78Т, ХН77ТЮР, ХН70ВМТФКЮ, ХН62МВТЮ) количество упрочняющей γ' -фазы может достигать до 45%.

Жаропрочность литейных сплавов на 50–100 °С выше по сравнению с деформируемыми. Объясняется это тем, что при высоких температурах, заметно превышающих температуры старения и рекристаллизации, диффузионные процессы разупрочнения в деформированном сплаве протекают с большей скоростью, чем в литом. Наличие в литейных сплавах первичной дендритной структуры, не разрушенной деформированием, увеличивает сопротивление ползучести и разрушению. Благодаря большим возможностям для легирования количество упрочняющей γ' -фазы в этих сплавах достигает 55%. Наиболее распространенными среди литейных никелевых сплавов являются литейные сплавы ЖС3, ЖС6, ЖС6К, ЭП23.

Жаропрочные сплавы на основе кобальта имеют более низкие характеристики жаропрочности по сравнению со сплавами на основе никеля. Уровень жаропрочности кобальтовых сплавов связан с упрочнением твердого раствора при легировании и с выделением упрочняющих фаз.

Преимуществом сплавов на основе кобальта является их хорошая коррозионная стойкость при повышенных температурах. Они характеризуются высокой стабильностью структуры при длительных сроках службы под нагрузкой, что позволяет изготавливать из них неподвижные части длительного использования, работающие при малых напряжениях, но при температурах более высоких, чем у вращающихся деталей.

Кобальтовые сплавы характеризуются более высокой теплопроводностью и более низким термическим расширением, поэтому они подходят для изготовления крупных деталей (сопловые и рабочие лопатки мощных газовых турбин).

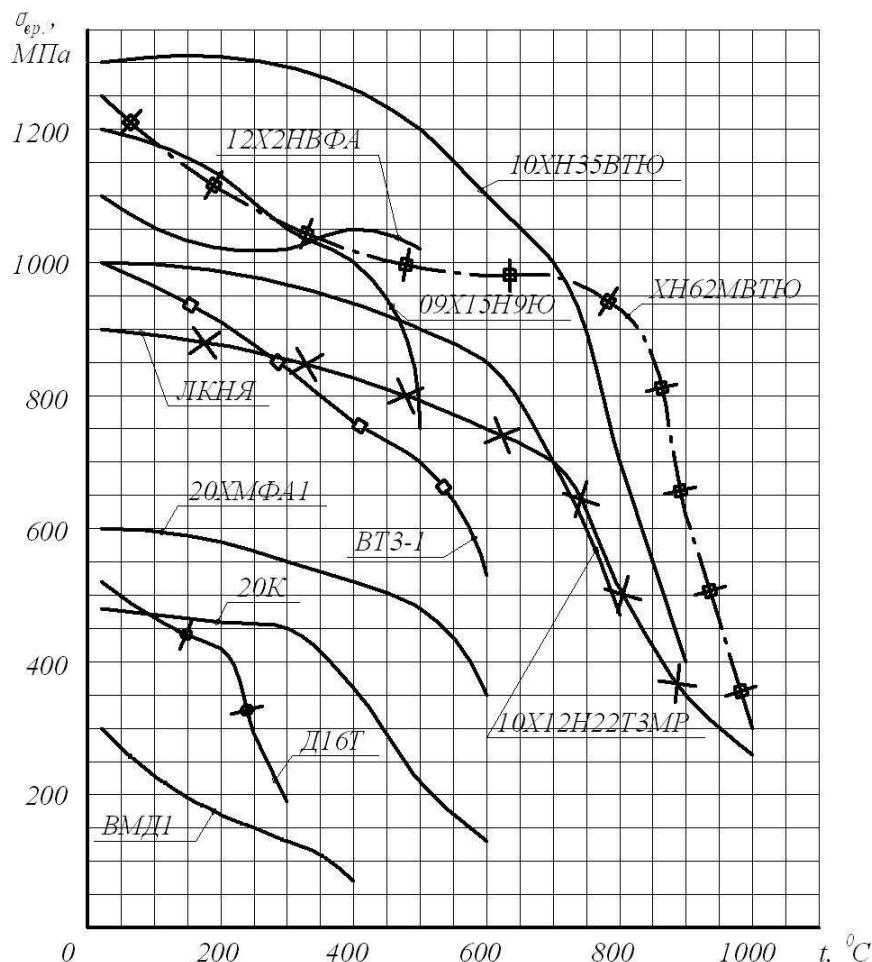


Рис. 12.4. Сравнительные характеристики прочности жаропрочных сталей и сплавов на основе никеля и кобальта

Кобальтовые сплавы имеют менее сложный по сравнению с никелевыми сплавами фазовый состав: аустенитную γ -матрицу со структурой ГЦК, карбиды, бориды и карбонитриды. Прочность этих сплавов достига-

ется вследствие упрочнения твердых растворов и выделения карбидов по зерну и границам зерен.

Легирующими элементами являются: никель (10–30%), хром (в деформируемых сплавах – 18–20%, в литых – 23–28%), вольфрам (до 10%), бор (до 1%), углерод (0,3–0,4 %), а также Nb, Ti, V.

Термическая обработка кобальтовых сплавов представляет собой рекристаллизационный отжиг, отжиг для снятия напряжений у деформируемых сплавов или отжиг у литых сплавов.

Сравнительные характеристики прочности жаропрочных сталей и сплавов на основе никеля и кобальта приведены на рисунке 12.4.

12.4. Жаростойкие стали и сплавы

Жаростойкость – способность металла сопротивляться окислению в газовой среде или в других окислительных средах при повышенных температурах. Жаропрочные сплавы в принципе должны быть и жаростойкими, иначе они быстро выходят из строя из-за быстрого окисления. Однако жаростойкие сплавы не всегда бывают жаропрочными.

К жаростойким относятся стали и сплавы, работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии при температурах выше 550 °С и обладающие стойкостью против химического разрушения поверхности в газовых средах.

Повышение жаростойкости сплавов заключается в легировании добавками, которые, не снижая показателей жаропрочности и других свойств, снижают скорость окисления сплавов за счет образования на их поверхности плотной защитной пленки окислов, хорошо связанных с основой. Диффузия (особенно кислорода) через оксидные пленки затруднена, что приводит к торможению процесса дальнейшего окисления.

Жаростойкость стали достигается введением хрома, никеля, алюминия или кремния, образующих в процессе нагрева защитные пленки оксидов ($\text{Cr,Fe}_2\text{O}_3$, $(\text{Al,Fe})_2\text{O}_3$). Введение в сталь 5–8 % хрома повышает жаростойкость до 700–750 °С, до 17% – до 1000 °С, 25% – до 1100 °С. Дополнительное легирование к 25% хрома 5% алюминия повышает жаростойкость до 1300 °С.

Жаростойкие стали и сплавы разделены на следующие группы:

- хромистые и хромоалюминиевые стали ферритного класса;
- хромкремнистые мартенситного класса;
- хромоникелевые аустенитные стали;
- сплавы на хромоникелевой основе.

К группе ферритных хромистых и хромоалюминиевых сталей отнесены высокохромистые стали на основе 13–28% Cr, которые при достаточно низком содержании углерода или легирования их ферритообразующими эле-

ментами имеют однофазную ферритную структуру. Эти стали применяют для изготовления теплообменников, деталей аппаратуры химических производств, печного оборудования и других изделий, которые не испытывают значительных нагрузок и работают при высоких температурах длительное время (08X17T, 15X25T, 15X28, 1X13Ю4). Чем выше содержание хрома, алюминия и кремния в сталях, тем больше температуры, при которых они сохраняют требуемые эксплуатационные свойства.

Стали ферритного класса обладают невысокой прочностью и жаропрочностью, высокой пластичностью и удовлетворительными технологическими свойствами.

Изделия из хромоалюминиевых сталей (содержание Al от 3,5 до 5,8 %) устойчивы в атмосфере воздуха, в среде сернистых газов, но резко теряют работоспособность в восстановительных средах, содержащих окись углерода, пары воды, а также в хлорсодержащих средах. При длительной работе в азотсодержащих средах образуются нитриды алюминия, которые устойчивы до высоких температур и не оказывают вредного влияния на свойства сталей.

Хромистые и хромоалюминиевые стали имеют крупный недостаток: они могут охрупчиваться в процессах технологических нагревов и длительных выдержек при повышенных температурах во время эксплуатации.

Жаростойкие стали, имеющие повышенное содержание углерода (до 0,5–0,8%) и легированные совместно хромом (6–14%) и кремнием (1–3%) (15X6СЮ, 40X10С2М), называются *сильхромами*. Они обладают хорошим сопротивлением газовой коррозии в продуктах сгорания различных видов топлива и высокой износостойкостью при трении и ударных нагрузках. Термическая обработка сильхромов состоит чаще всего из закалки на мартенсит и высокого отпуска или, реже, из нормализации.

Основное назначение сталей этой группы – клапаны автомобильных, тракторных и авиационных двигателей средней мощности. Кроме того, сильхромы используют в качестве жаростойких сплавов для изготовления регуляторов, теплообменников и колосниковых решеток в котельном и химическом машиностроении.

Жаропрочные свойства сильхромов до 600 °С достаточно высоки, а при более высоких температурах резко снижаются.

В качестве жаростойких сталей аустенитного класса применяются, главным образом, стали на хромоникелевой основе. Эти стали не имеют больших преимуществ по жаростойкости перед высокохромистыми сталями ферритного класса, но выгодно отличаются от них по уровню механических свойств, в том числе жаропрочных, технологичности (способности к глубокой вытяжке, штамповке, свариваемости). Они также менее склонны к охрупчиванию после длительных выдержек при высоких температурах.

Недостатком сталей этого класса является их сравнительно высокая стоимость, использование в больших количествах дефицитного никеля, низкие теплопроводность и сопротивление газовой коррозии в средах.

Аустенитные стали (08X18H9T, 12X18H9, 12X18H9T, 20X25H20C2) используют в качестве жаростойкого материала для выхлопных систем, труб, листовых и сортовых деталей при температурах 600–800 °С и невысоких нагрузках. Повышение жаростойкости аустенитных сталей достигается увеличением содержания в стали хрома, никеля, а также дополнительным легированием кремнием. В качестве жаростойких материалов для работы в науглероживающих средах до 1100 °С (например, печные контейнеры и арматура) используют стали с повышенным содержанием углерода (сталь 36X18H25C2).

Термическая обработка аустенитных жаростойких сталей заключается обычно в закалке от температур 1000–1050 °С.

Жаростойкие сплавы на никельхромовой основе (*нихромы*) получили значительное распространение в качестве материалов для работы при 800—1100 °С, а при кратковременной работе – до 1200 °С. Эти сплавы применяют для изготовления деталей газовых турбин, не испытывающих больших рабочих нагрузок и работающих при высоких температурах (камеры сгорания, жаровые трубы, нагревательные элементы электрических печей и другие детали).

Сплавы представляют собой в основном твердый раствор хрома (15–27%) в никеле с решеткой ГЦК, слабо упрочняются при термической обработке, имеют высокую пластичность, высокое электросопротивление и хорошие технологические свойства. В качестве элементов, дополнительно повышающих жаростойкость нихромов, применяется алюминий (до 3,5%), титан, молибден, ниобий в небольших количествах, а также вольфрам.

13. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ И РЕЗАНИЕМ

13.1. Условия работы деформирующих и режущих инструментов, требования к инструментальным материалам

Условия работы деформирующих инструментов (штампов) различаются, прежде всего, тем, нагреваются ли предварительно заготовки или они деформируются в холодном состоянии.

Штамповые инструменты для горячего деформирования по условиям работы можно разделить на три группы: инструменты для прессов, для штамповочных молотов и для высокоскоростного деформирования на скоростных молотах и гидровинтовых прессах. Время деформирования заготовок для всех способов горячей обработки давлением относительно невелико, но для различных способов может существенно отличаться.

Прессовые инструменты работают в условиях наиболее медленного деформирования. Время деформирования при работе на прессах находится в пределах от 0,1 до 0,4 с. Чем длительнее контакт с заготовкой, тем значительнее нагрев штампа.

Инструменты для молотовых штампов работают в условиях ударного нагружения. Время деформирования при штамповке на молотах на порядок меньше, чем при прессовании, и находится в пределах 0,012–0,014 с. При этом плотность теплового потока в инструмент возрастает, но за меньшее время в него поступает меньшее количество тепла. Следовательно, поверхностные слои молотовых штампов нагреваются менее прессовых.

При высокоскоростной штамповке на молотах и гидровинтовых прессах время деформирования еще меньше (0,001–0,006 с). Соответственно, в штамп в этом случае поступает еще меньше тепла, а плотность теплового потока еще выше.

В связи с высокой температурой нагрева деформируемых заготовок на поверхностях штампов возникают достаточно высокие температуры. Из-за кратковременности контакта штампа с заготовкой толщина прогреваемых до высокой температуры (500–550 °С) слоев штампа невелика (около 0,6–1,0 мм), причем распределяется температура по этой толщине – неравномерно. При штамповке жаропрочных труднодеформируемых материалов температура поверхностных слоев штампа может достигать 650–750 °С. Наиболее нагретыми оказываются поверхностные слои, основная масса штампа прогревается до меньших температур и более равномерно. После завершения кратковременного периода деформирования неравномерно распределенная температура поверхностных слоев штампа выравнивается и приближается к более низкой средней температуре штампа, обычно находящейся в пределах 300–400 °С.

В связи с характером работы кузнечно-прессового оборудования температура контактных поверхностей штампов циклически изменяется. Колебания температуры вызывают в материале штампа термические напряжения. С течением времени на рабочих поверхностях штампа могут возникать и развиваться термические трещины, являющиеся причиной искажения профиля или разрушения ручьев штампа.

Удельные давления на инструмент зависят от механических свойств материала деформируемой заготовки. При горячем деформировании они обычно находятся в пределах от 300 до 900 МПа. С увеличением температуры предварительного подогрева заготовки удельные давления снижаются, а с увеличением скорости деформирования – возрастают.

Таким образом, для операций горячего деформирования штамповые стали должны:

- обладать удовлетворительной пластической прочностью после термической обработки на твердость HRC 45–50;
- сохранять высокие значения предела текучести и твердости при повышенных температурах;
- обеспечивать длительную эксплуатацию инструментов при высоких контактных температурах 600–700 °С, устойчиво сопротивляться отпуску;
- сопротивляться износу и возникновению трещин вследствие термической усталости.

Условия работы штамповых инструментов для холодного деформирования существенно отличаются от условий, характерных для горячего деформирования. Эти отличия связаны с более высокими механическими характеристиками деформируемых заготовок, вызывающими и более высокие удельные давления, а также с низкой начальной температурой заготовки. Удельные давления при холодном прессовании достигают 2000–2500 МПа.

Температурные условия работы инструментов для холодного деформирования могут изменяться в широком диапазоне. В наибольшей степени разогреваются инструменты для холодной объемной штамповки (например, при прессовании, высадке), а также на некоторых операциях пробивки, вырубки.

Например, при холодном прессовании температура пуансона увеличивается с ростом скорости деформирования и в среднем возрастает с течением времени, постепенно приближаясь к некоторому стационарному значению (рис. 13.1).

В каждом цикле (т. е. при штамповке одной заготовки) в начальный момент соприкосновения с холодной заготовкой температура пуансона снижается, а затем под влиянием выделяющейся теплоты от деформации и трения снова возрастает. С ростом скорости деформирования и толщины разрубаемого материала температура увеличивается, иногда до 450–550 °С.

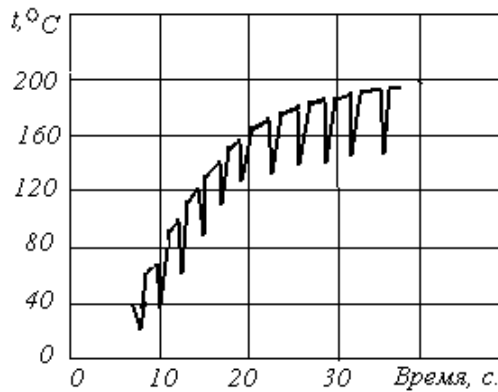


Рис. 13.1. Изменение температуры пуансона при холодном прессовании

Таким образом, штамповые стали для холодного деформирования должны обладать:

- теплостойкостью не ниже 400–450 °С;
- способностью противостоять воздействию удельных давлений до 2000–2200 МПа в течение длительного времени;
- высокой износостойкостью (в частности, для вырубных штампов).

Штамповые стали для горячего и холодного деформирования должны также обладать удовлетворительными технологическими свойствами: шлифуемостью, обрабатываемостью резанием, хорошей прокаливаемостью, малой деформируемостью при термической обработке.

Режущие инструменты работают при очень напряженных термомеханических нагрузках, их поверхности находятся в контакте с чистыми, только что образовавшимися поверхностями стружки и детали. Зачастую контакт инструмента со стружкой и обрабатываемой деталью осуществляется в течение достаточно длительного периода, поэтому режущее лезвие инструмента в окрестности режущей кромки и участков контакта инструмента со стружкой и обрабатываемой деталью прогревается достаточно равномерно до высоких температур.

Из-за очень больших скоростей деформации в процессе резания прочностные характеристики и твердость стружки существенно возрастают в сравнении с исходными свойствами обрабатываемого материала, измеренными в статических условиях нагружения. Прочность и твердость инструментального материала под влиянием температуры резко уменьшаются. При резании, например, чистое железо, мягкое в условиях статического нагружения, способно вызвать напряжения, достаточные для деформации и срезания быстрорежущей стали, имеющей в аналогичных условиях нагружения значительно более высокие механические характеристики. В связи с этим к режущим инструментальным материалам предъявляется целый ряд повышенных требований.

Для того, чтобы иметь возможность резать обрабатываемый материал и противостоять абразивному изнашиванию, режущий инструментальный

материал должен иметь высокую твердость. Чтобы противостоять пластическим деформациям и разрушению, режущий инструментальный материал должен обладать высокими пределами прочности на сжатие и на изгиб.

Режущий инструментальный материал должен сопротивляться разрушению при знакопеременном нагружении, т. е. иметь высокий предел выносливости. Он должен выдерживать ударные нагрузки, т. е. иметь высокую ударную вязкость. Он также должен сопротивляться возникновению и росту трещин, удалению собственных частиц при контактном взаимодействии с обрабатываемым материалом, т. е. быть износостойким. Опыт показывает, что для повышения износостойкости кристаллохимические свойства инструментального материала должны отличаться от соответствующих свойств обрабатываемого материала.

Твердость и прочностные характеристики режущих инструментальных материалов должны сохраняться при повышенных температурах. Это свойство инструментального материала обычно называют теплостойкостью. Кроме того, в условиях прерывистого или нестационарного резания режущий инструментальный материал должен быть малочувствительным к циклическим температурным изменениям.

Желательно, чтобы режущий инструментальный материал обладал достаточно высокой теплопроводностью, так как это препятствует возникновению локальных термических напряжений на контактных площадках инструмента и способствует снижению температуры.

13.2. Инструментальные легированные (штамповые) стали

В качестве инструментальных материалов для *горячего деформирования* применяют легированные инструментальные стали (штамповые стали), которые условно можно разделить на три основные группы:

1) стали умеренной теплостойкости и повышенной ударной вязкости (стали типа 5ХНМ, 5Х2МНФ и др.);

2) стали повышенной теплостойкости и ударной вязкости (4Х5МФС и др.);

3) стали высокой теплостойкости (5Х3В3МФС, 3Х2В8Ф, 5Х4В18Ф1 и др.).

Общим характерным признаком штамповых сталей для горячего деформирования является более низкое по сравнению со сталями для холодного деформирования содержание углерода (0,3–0,6%). Это необходимо для обеспечения повышенной ударной вязкости.

Стали умеренной теплостойкости (типа 5ХНМ, 5Х2МНФ и др.) используются для изготовления молотовых штампов, работающих в условиях относительно невысоких (до 400–450 °С) температур поверхностей гравюры в процессе штамповки, крупных прессовых штампов, контейнеров и блоков

матриц для ГKM. Содержание небольшого количества карбидообразующих элементов (до 2% хрома; 0,7–1,0% молибдена или вольфрама; 0,3–0,5% ванадия) позволяет сохранять повышенную ударную вязкость в крупных сечениях (до 700–800 мм) и задерживать распад мартенсита при нагреве. Однако этого количества карбидообразующих элементов недостаточно для вторичного твердения. Легирование никелем или марганцем в пределах 1,5–2,5% увеличивает прокаливаемость.

Эти стали после закалки от температур 820–870 °C и отпуска при 420–600 °C приобретают твердость 42–44 HRC и сохраняют предел текучести 1000 МПа до 350–400 °C. Механические свойства штамповых сталей умеренной теплостойкости при комнатной температуре: $\sigma_B = 1200\text{--}1300$ МПа, $\delta = 10\text{--}13\%$, $\psi = 40\text{--}45\%$, КСТ = 400–500 кДж/м². При температуре 600 °C: $\sigma_B = 350$ МПа, $\psi = 65\%$, КСТ = 800 кДж/м².

Стали повышенной теплостойкости (4X5MФC и др.) применяют для изготовления крупных молотовых и прессовых штампов, прессовых вставок, инструмента для высадки и выдавливания, разогревающихся в процессе работы до температуры 620–650 °C. Характерной особенностью сталей второй группы является комплексное легирование (до 2,5–5,5% Cr; 2–3% W и Mo; 1% V), позволяющее повысить температуры закалки до 1000–1100 °C при охлаждении в масле и обеспечивающее склонность к дисперсионному твердению при отпуске в интервале температур 540–560 °C. При этом достигается твердость около 45–50 HRC. Благодаря меньшему содержанию углерода (0,3–0,4%) эти стали, обладая повышенной теплостойкостью, сохраняют достаточно высокую ударную вязкость.

Стали высокой теплостойкости (до 660–680 °C) отличаются повышенным содержанием вольфрама и молибдена (от 3 до 18%). Штамповые стали с содержанием вольфрама и молибдена до 12–8% являются практически полными аналогами быстрорежущих сталей типа P6M5, P9, P12 и P18 с содержанием углерода 0,5–0,6%. Эти стали очень дорогие, их применяют для некоторых наиболее ответственных операций, при деформировании трудно деформируемых и жаропрочных сплавов, а также для изготовления некоторых видов прессовых и холодновысадочных инструментов.

Стали для холодного деформирования также можно разделить на три группы:

- 1) износостойкие стали типа X12 (X12M, X12Ф1) и типа X6BФ;
- 2) вторичнотвердеющие стали с высоким сопротивлением смятию (например, 8X4B2C2MФ);
- 3) высокопрочные стали с повышенной ударной вязкостью (типа 7XГ2BM или типа 6X6B3MФC).

Стали первой группы, содержащие 1,3–2,2% C и 11–13% Cr, могут быть дополнительно легированы в небольших количествах молибденом,

ванадием и вольфрамом. Повышению износостойкости способствует легирование ванадием (до 4–5%). Основное назначение этих сталей – инструменты для вырубки и пробивки высокопрочных материалов, накатки, объемного прессования, вставки вытяжных и формовочных штампов и др. при удельных давлениях до 1700 МПа. Пониженные теплостойкость и предел текучести при сжатии ограничивают применение этих сталей для тяжелых условий работы. Стали типа Х6ВФ с небольшим содержанием вольфрама, молибдена и ванадия и с меньшим содержанием углерода (0,8–1,1%) характеризуются меньшим количеством и более благоприятным распределением избыточных карбидов, что способствует повышению прочности и ударной вязкости при некотором снижении теплостойкости и износостойкости.

Стали второй группы (типа 8Х4В2С2МФ) содержат хром, вольфрам, молибден и ванадий при содержании углерода 0,8–1,2%. Они склонны к вторичному твердению при отпуске от температуры 520–560 °С, что обеспечивает повышенную теплостойкость и износостойкость. После окончательной термической обработки эти стали обладают также высокой прочностью и ударной вязкостью. Эти стали соответствуют требованиям к материалу для тяжело нагруженных инструментов (операций объемного прессования, резки, высадки и калибровки).

Высокопрочные стали с повышенной ударной вязкостью, выделенные в третью группу, могут быть разделены на две подгруппы. К первой относятся стали типа 7ХГ2ВМ, содержащие около 2% марганца и небольшие количества хрома, молибдена, вольфрама, ванадия. Высокомарганцовистые стали способны закаливаться на воздухе, обладают высокой прокаливаемостью, приобретают высокую прочность и ударную вязкость. После отпуска от 170–200 °С приобретают твердость 57–59 НRC. Инструменты из этих сталей применяют для прецизионной вырубки, пробивки, вытяжки и формовки изделий из низкоуглеродистых сталей и цветных сплавов.

Стали второй подгруппы (типа 6Х6В3МФС), благодаря вторичному твердению, имеют не только повышенное сопротивление смятию, но и повышенную теплостойкость. Это расширяет область их рационального применения для изготовления инструментов ударного выдавливания, высадки и т. п.

Наряду с рассмотренными сталями в качестве материала для тяжело нагруженных штампов холодного и горячего деформирования используют быстрорежущие стали (Р6М5К5, Р6М5, Р12, Р12Ф4К5, Р18, Р18К5Ф2), которые более подробно будут рассмотрены ниже. Применение быстрорежущих сталей позволяет повысить стойкость штампов при высоких до 2200–2400 МПа удельных давлениях. Недостатком применения быстрорежущих сталей в качестве штамповых является их высокая стоимость, а также повышенная склонность к охрупчиванию из-за наличия большого количества крупных избыточных карбидов.

13.3. Классификация режущих инструментальных материалов

В современной производственной практике подавляющее большинство применяющихся режущих инструментов изготовлено из инструментальных материалов, относящихся к двум группам: быстрорежущим сталям и твердым сплавам. Другими основными группами инструментальных материалов, применяемых на практике реже, чем быстрорежущие стали и твердые сплавы, являются: углеродистые и легированные инструментальные стали, режущая керамика и сверхтвердые поликристаллические синтетические материалы.

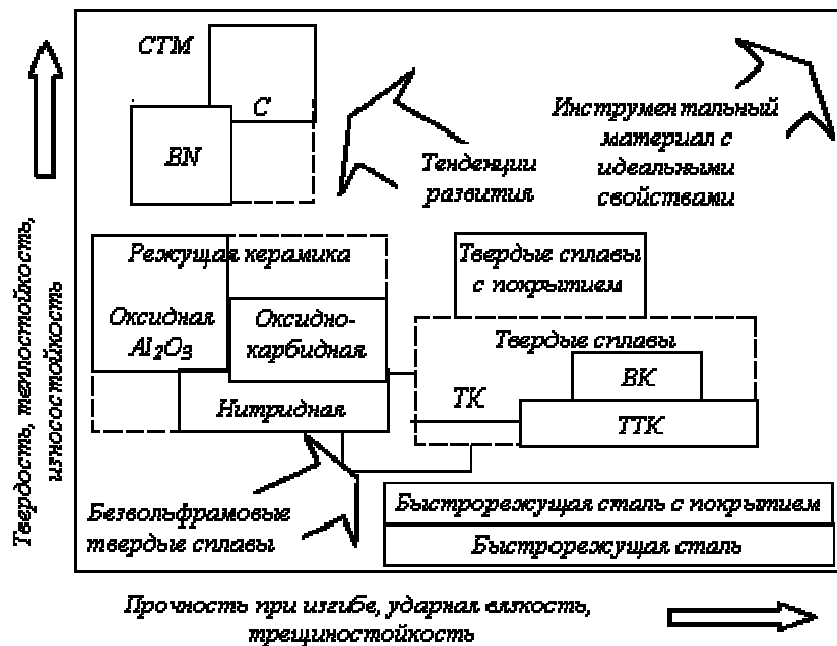


Рис. 13.2. Классификация режущих инструментальных материалов по их свойствам

На рисунке 13.2. эти группы инструментальных материалов изображены с качественным учетом изменения их основных режущих свойств: твердости, теплостойкости и износостойкости по одной оси и прочности при изгибе, ударной вязкости и трещиностойкости – по другой оси. Для реальных инструментальных материалов повышение твердости, теплостойкости и износостойкости сопровождается снижением прочности при изгибе, ударной вязкости и трещиностойкости.

Совершенствование свойств режущего инструментального материала может быть связано с разработкой композиционного материала, у которого высокие значения поверхностной твердости, теплостойкости, физико-химической инертности сочетались бы с достаточными значениями прочности при изгибе, ударной вязкости, предела выносливости. Это может быть достигнуто с помощью методов упрочнения и нанесения износостойких покрытий.

13.4. Режущие инструментальные и быстрорежущие стали

Для режущих инструментов применяются высоколегированные быстрорежущие стали, а также, в небольших количествах, заэвтектоидные углеродистые стали с содержанием углерода 1,0–1,2 % и суммарным содержанием легирующих элементов (кремния, марганца, хрома и вольфрама) от 1,0 до 3,0%.

Углеродистые инструментальные стали с содержанием углерода 1,0–1,3 % во второй половине XIX века были практически единственным инструментальным материалом, пригодным для обработки металлов давлением и резанием. Углеродистые заэвтектоидные стали закаливают при температуре 750–835 °С (вишнево–красное каление) с охлаждением в воде и последующим отпуском при температуре от 200–350 °С.

Как известно из теории термической обработки при охлаждении углеродистой заэвтектоидной стали в воде от температуры выше 730 °С возникает неравновесная мартенситная структура с характерной для нее высокой твердостью (примерно 65–67 HRC). При комнатной температуре мартенситная структура и высокая твердость сохраняются в течение длительного времени. Однако нагрев сплава и выдержка его при повышенных температурах приводят к переходу структуры в равновесное состояние и, следовательно, к снижению твердости. Низкотемпературный отпуск от температуры около 200–350 °С несколько снижает твердость, которая остается все же достаточно высокой – 63–65 HRC. При этом увеличивается пластичность, что также необходимо для нормальной работы режущего инструмента.

В связи с резким уменьшением твердости углеродистой стали при повышенных температурах их «теплостойкость» характеризуется невысокими температурами, ограничивающими применение углеродистых сталей в качестве штамповых и режущих инструментальных материалов.

Углеродистые инструментальные стали (У10–У13, У10А–У13А) производятся по ГОСТ 1435–73 и применяются для изготовления мелкогабаритных режущих (слесарных) инструментов (метчиков, напильников, разверток и др.), работающих при температурах до 180 °С.

До начала XX века единственным нововведением явилась сталь, легированная вольфрамом и марганцем. Эта сталь нагревалась под закалку примерно до тех же температур, что и углеродистая инструментальная, но для получения мартенситной структуры достаточно было охлаждения на воздухе. Благодаря несколько более высокой теплостойкости (примерно до 250 °С), «самозакаливающиеся» стали позволили увеличить производительность резания примерно в 1,5 раза по сравнению с углеродистыми инструментальными сталями. Было установлено, что способность инструментальных легированных сталей к закалке при охлаждении на воздухе улучшается при легировании хромом (11Х, 9ХС, ХВГ, ХВСГ и др.).

Режущие инструментальные легированные стали применяют для изготовления длинномерного инструмента сложной формы с размерами сечения более 20 мм (протяжек, метчиков, плашек и др.).

Для изготовления резбонакатного инструмента, а также штампов применяют стали с более высоким содержанием хрома, легированные вольфрамом, ванадием, молибденом: Х6ВФ, Х12Ф1, Х12М, теплостойкость которых примерно вдвое выше, чем у низколегированных сталей.

К 1906 г Ф. Тейлором и М. Уайтом на основании стойкостных испытаний режущих инструментов и экспериментальных плавок был определен оптимальный состав легированной инструментальной стали, получившей название *быстрорежущей*: С – 0,67%; W – 18,91%; Cr – 5,47%; V – 0,29%; Fe – остальное.

Термическая обработка состояла в нагреве до 1250–1290 °С, охлаждении в ванне с расплавленным свинцом до температуры 620 °С и последующем остывании на воздухе до комнатной температуры. Затем следовал отпуск с охлаждением от температуры 600 °С. Прошедшие такую термическую обработку инструменты были способны обрабатывать сталь примерно в шесть раз быстрее, чем инструменты из углеродистых инструментальных сталей.

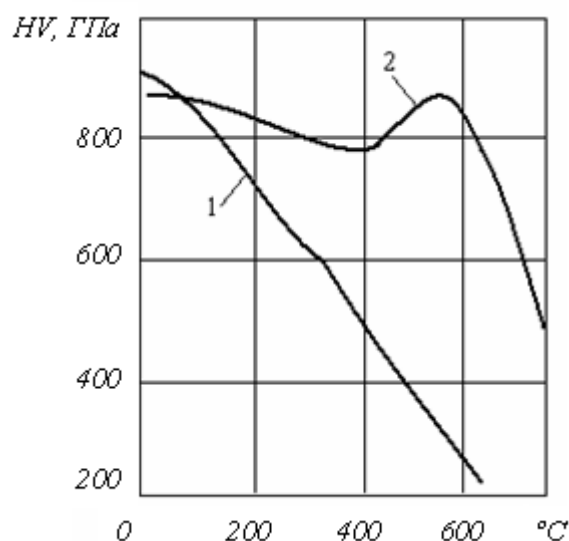


Рис.13.3. Изменение твердости HV с увеличением температуры отпуска, °С: 1 – углеродистая сталь, 2 – быстрорежущая сталь.

Значительное улучшение режущих свойств быстрорежущей стали связано с двумя обстоятельствами. Первое заключается в том, что легирующие элементы – вольфрам W и ванадий V образуют очень твердые карбиды Fe_3W_3C ($HV = 11,5$ ГПа) и V_4C_3 ($HV = 20$ ГПа). Они представляют собой округлые частицы размером несколько микрометров в поперечнике.

С повышением температуры часть карбидов растворяется в железе, но некоторые из них остаются нерастворенными. Присутствие этих частиц при высоких температурах препятствует росту зерен и позволяет нагреть

сталь до 1290 °С без образования крупных зерен и появления хрупкости. Поэтому быстрорежущая сталь с повышением температуры менее разупрочняется, чем углеродистая (рис. 13.3).

Второе обстоятельство заключается в том, что при отпуске от температуры 500–600 °С в мартенсите образуется большое число чрезвычайно малых частиц карбидов размерами около 0,01 мкм. Эти частицы настолько малы, что не видны в оптический микроскоп и были обнаружены только с помощью электронного микроскопа. Благодаря образованию большого количества микрочастиц карбидов, в области температуры около 560–600 °С твердость с повышением температуры не только не уменьшается, но напротив – возрастает (рис. 15.3). И только при более высокой температуре, превышающей 650 °С, частицы карбидов снова растут и теряют способность повышать твердость стальной матрицы.

Таким образом, эффект высокотемпературного повышения твердости первых марок быстрорежущих сталей был получен, благодаря легированию вольфрамом. Однако несколько позже было установлено, что этот эффект достигается и при легировании стали молибденом. Поскольку атомный вес молибдена (95,94) примерно вдвое меньше атомного веса вольфрама (183,85), процентное содержание молибдена в вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталях должно быть вдвое меньше содержания замещаемого вольфрама. Стали, легированные молибденом, получили большее распространение, в первую очередь, благодаря их меньшей стоимости (например, Р6М5 вместо Р18).

Быстрорежущие стали обозначаются первой буквой Р (от слова «*ра-тид*» – скорость), следующая цифра указывает на содержание вольфрама, причем буква «В» пропускается (Р18). Содержание молибдена, ванадия, кобальта указывается, соответственно, после букв М, Ф и К: Р6М5, Р6М5Ф3, Р6М5К8, Р12М3Ф2К5.

Эффект высокотемпературного повышения твердости усиливается при легировании быстрорежущей стали ванадием до 1%. Микроскопические частицы V_4C_3 занимают небольшой объем и являются наиболее твердой составной частью сплава. Содержание ванадия до 5% (например, в сталях Р6М5Ф3, Р12М6Ф5 и др.) обеспечивает не менее 8% объема структуры с большим количеством твердых частиц, благодаря чему существенно возрастает сопротивление изнашиванию инструмента.

Обеспечение равномерной закаливаемости по всему сечению инструмента достигалось с помощью легирования хромом. Большинство марок быстрорежущих сталей содержат хром в количестве 4–5%.

Кобальт в количестве от 5 до 12% способствует повышению температуры, при которой начинает падать твердость. Хотя сам кобальт карбидов не образует, его действие проявляется в сдерживании роста карбидов, в увеличении температуры $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращений, в образовании увеличенного

количества дисперсных частиц, играющих роль фазовых упрочнителей при отпуске. Введение кобальта в состав быстрорежущих сталей значительно повышает их твердость и теплостойкость до 640–650 °С (Р18К10, Р6М5К8 и др.). Кроме того, кобальт является единственным легирующим элементом, повышающим теплопроводность стали.

Углерод необходим для соединения с карбидообразующими элементами (ванадием, вольфрамом и молибденом), а также для растворения в железе и создания неравновесной мартенситной структуры, обеспечивающей высокую твердость стали.

Перед термической обработкой быстрорежущая сталь должна быть хорошо отожжена. Обычно проводят изотермический отжиг: сталь нагревают до температуры 860–900 °С и после выдержки охлаждают до 700–750 °С. При этой температуре сталь выдерживают в течение полутора – двух часов для завершения превращения аустенита. После отжига твердость НВ быстрорежущей стали должна находиться в пределах 2070–2550 МПа. Структура представляет собой сорбит с включениями карбидов. Плохо отожженная сталь приобретает повышенную хрупкость.

С увеличением температуры закалки в твердый раствор переходит все большее количество легирующих элементов, что благоприятно сказывается на повышении теплостойкости стали. Однако слишком высокий нагрев приводит к росту зерна и снижению механических свойств. Таким образом, повышение температуры закалки ограничивается температурой начала ускоренного роста зерна. Для стали Р18 оптимальная температура закалки – 1280 °С, для стали Р6М5 – 1220 °С.

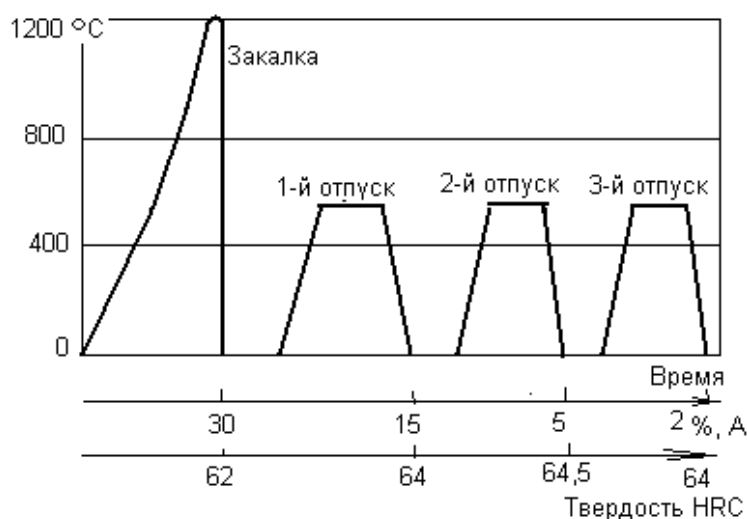


Рис. 13.4. Схема режима термической обработки быстрорежущей стали

Из-за высокой легированности твердого раствора точка мартенситного превращения лежит ниже комнатной температуры. В связи с этим после закалки в структуре стали сохраняется большое количество остаточного аустенита (до 25–30%), снижающего твердость стали и уменьшающего ее

теплопроводность. Для уменьшения содержания остаточного аустенита применяют обработку холодом и многократный отпуск (рис. 13.4). При обработке холодом для превращения аустенита в мартенсит быстрорежущую сталь охлаждают до низких температур (например, до $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$). Допустимо и более глубокое охлаждение, вплоть до температуры жидкого азота ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Путем корректировки содержания углерода и легирующих элементов была создана группа кобальтосодержащих сталей, обладающих повышенной теплостойкостью и называемых "*сверхбыстрорежущими*" (P12M3Ф2K5, P12M3Ф2K8, P12M3Ф3K10, P9M3K6C, 10P6M5K5 и др.).

Отмеченные достоинства кобальтовых сталей, несмотря на высокую стоимость, определили область их рационального применения для обработки резанием коррозионно-стойких и жаропрочных сталей и сплавов. Легирование кобальтом, наряду с отмеченными достоинствами, может привести к снижению пластичности и прочности при изгибе, повышению склонности к обезуглероживанию в процессе нагрева под горячее деформирование и закалку.

Экономнолегированные быстрорежущие стали. В связи с дефицитностью и высокой стоимостью вольфрама все большее применение находят стали с низким содержанием вольфрама или не содержащие вольфрам. Примерами являются стали P2M5, 11P3M3Ф2, а также сталь 11M5Ф (содержит 1,06% C; 5,5% Mo; 4,0% Cr; 1,5% V), разработанная в МГТУ "СТАНКИН" Л. С. Кремневым и его учениками. Режущие свойства инструментов из этих сталей близки к свойствам инструментов из стали P6M5.

Порошковые быстрорежущие стали. Повышение свойств и качества быстрорежущих сталей может быть достигнуто с помощью производства этих сталей методами порошковой металлургии. Порошковая быстрорежущая сталь характеризуется более однородной и мелкозернистой структурой, более равномерным распределением карбидной фазы, меньшей деформируемостью при термической обработке, лучшей шлифуемостью, более высокими технологическими и механическими свойствами, чем стали аналогичных марок, полученных по традиционной технологии.

Карбидостали характеризуются высоким содержанием карбидной фазы (в основном, карбидов титана), что достигается путем смешивания порошка быстрорежущей стали и мелкодисперсных частиц карбида титана. Содержание карбидной фазы в карбидостали колеблется от 30 до 70%. В отожженном состоянии твердость карбидостали составляет 40–44 HRC (HV = 3,7–4,2 ГПа), а после закалки и отпуска 68–70 HRC (HV = 9,0–9,5 ГПа). При использовании в качестве материала режущего инструмента карбидосталь обеспечивает повышение стойкости в полтора–два раза по сравнению с аналогичными марками обычной технологии производства.

14. ТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ

14.1. Классификация твердых сплавов и общая характеристика их свойств

Применение методов порошковой металлургии в начале 1920–х годов в Германии привело к созданию новых материалов, обладающих уникальным сочетанием свойств, – твердых сплавов. Внимание исследователей привлекли соединения некоторых металлов с углеродом: карбиды вольфрама, титана, тантала, ниобия, обладающие высокими твердостью и температурой плавления (табл.14.1).

Таблица 14.1

Температуры плавления и твердости карбидов

Карбиды	Температура плавления, °С	Твердость HV, ГПа
WC	2750	21
TiC	3200	32
TaC	3900	18
NbC	3500	24

Карбид вольфрама WC имеет гексагональную решетку и по свойствам значительно ближе к металлам, чем к керамике: обладает хорошей электро- и теплопроводностью, имеет металлический вид. Другие карбиды, представленные в таблице 14.1, имеют кубическую кристаллическую решетку.

Карбид вольфрама смешивался с тонко размельченным порошком металла из подгруппы железа (железом, никелем или кобальтом). Смесь порошков спрессовывалась в компактную массу, которая спекалась в водороде при температуре 1300 °С. В результате был получен материал, состоящий из высокодисперсных зерен WC, связанных или «цементированных» более вязким металлом. Позже было установлено, что наиболее эффективным металлом для связки является кобальт. Полученные материалы обладают уникальным сочетанием свойств, что и привело к выделению их во вторую основную группу инструментальных материалов – группу твердых сплавов.

Современные порошковые (спеченные) твердые сплавы – это композиции, состоящие из твердых, тугоплавких соединений (карбиды и карбонитриды титана, вольфрама, тантала и др.) в сочетании с цементирующей (связующей) составляющей (кобальт, никель, молибден и др.). Твердые сплавы, применяемые для оснащения режущего инструмента, по составу и областям применения можно разделить на четыре группы: вольфрамокобальтовые ВК (WC–Co), титановольфрамовые ТК (WC–TiC–Co), титано-

танталовольфрамовые ТТК (WC–TiC–TaC–Co), безвольфрамовые БВТС (на основе TiC, TiCN с различными связками).

Общее количество твердосплавного инструмента, применяемого в механообрабатывающем производстве, составляет до 28–30%, но этим инструментом снимается до 65% стружки, т. к. производительность обработки твердосплавными инструментами в три–пять раз выше, чем быстрорежущими.

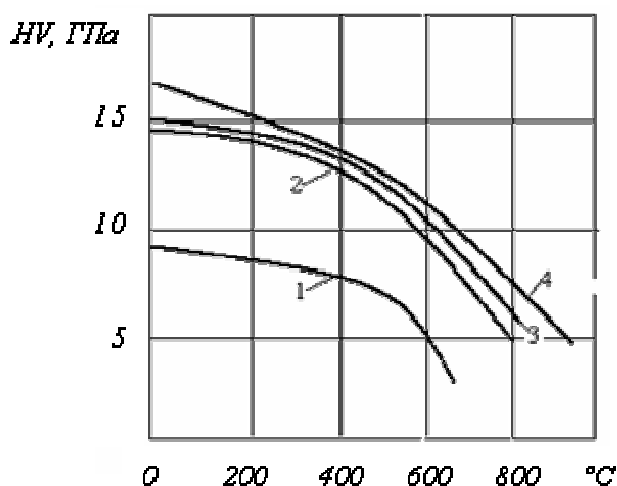


Рис. 14.1. Влияние температуры на твердость твердых сплавов и быстрорежущей стали: 1 – быстрорежущая сталь; 2 – WC+9% Co; 3 – WC+6% Co; 4 – WC–TiC–TaC–Co

Твердые сплавы имеют высокую твердость при комнатной температуре. При повышении температуры твердость твердых сплавов снижается, но остается все же значительно выше, чем у быстрорежущей стали (рис. 14.1). Твердые сплавы характеризуются высокими значениями модуля упругости ($E = 500–700$ ГПа) и предела прочности при сжатии ($\sigma_{-B} = 6$ ГПа). Вместе с тем они имеют относительно невысокую прочность при изгибе ($\sigma_{II} = 1–2,5$ ГПа) и меньшую, чем у быстрорежущих сталей, ударную вязкость.

Указанные физико-механические свойства обеспечивают твердосплавному инструменту высокий предел пластической прочности, повышенную сопротивляемость адгезионно-усталостному, химико-окислительному, диффузионному и абразивному изнашиванию. Такие свойства позволили существенно повысить производительность обработки сталей, чугунов, цветных сплавов и труднообрабатываемых материалов по сравнению с обработкой быстрорежущим инструментом.

Для оснащения режущего инструмента применяются *вольфрамокобальтовые твердые сплавы* с содержанием кобальта от 3 до 10% (BK3, BK6, BK6–M, BK8, BK10–ХОМ и др.).

Вольфрамокобальтовые сплавы наиболее эффективны преимущественно при обработке чугунов, цветных металлов, стеклопластиков, фарфора, труднообрабатываемых материалов (коррозионно-стойких, высокопрочных сталей, жаропрочных сплавов на основе никеля и титана и т. д.),

т. е. материалов, дающих, как правило, дискретные типы стружек (элементная, стружка надлома).

Сплав ВКЗ с минимальным содержанием кобальта, как наиболее износостойкий, но наименее прочный, рекомендуют для чистовой обработки с повышенной скоростью резания и уменьшенной толщиной срезаемого слоя, а сплав ВК8 – для черновой обработки с пониженной скоростью резания и увеличенным сечением среза в условиях ударных нагрузок.

При одинаковом содержании кобальта физико-механические и режущие свойства в значительной мере определяются зернистостью карбидной фазы, главным образом, средним размером зерен карбида вольфрама. Разработанные технологические приемы позволяют получить твердые сплавы, в которых средний размер зерен карбидной составляющей может изменяться от долей микрона до 10–15 мкм. Особомелкозернистый сплав ВК10–ХОМ с успехом применяется при чистовой обработке жаропрочных никелевых сплавов, поскольку в этом случае инструмент должен хорошо противостоять пластическим деформациям при высоких напряжениях и температурах.

Еще одно направление совершенствования сплавов для резания конструкционных сталей, чугунов и труднообрабатываемых материалов связано с совершенствованием связки. Примером такого совершенствования сплава является разработка сплава ВРК15 с жаропрочной кобальторениевой связующей фазой для черновой и получистовой обработки. Сплав отличается высокой прочностью при повышенных температурах, низкой адгезией с обрабатываемым материалом и относительно высокой износостойкостью. Применение инструментов, оснащенных сплавом ВРК15, позволяет повысить производительность обработки резанием примерно в полтора раза даже в сравнении со сплавом ВК10–ХОМ.

Режущие инструменты из вольфрамовых твердых сплавов, показавшие высокую эффективность при обработке чугуна и цветных металлов, оказались недостаточно износостойкими и эффективными при обработке сталей. Эту проблему удалось решить путем добавки при спекании твердого сплава карбидов титана (TiC) и тантала (TaC). Наиболее перспективным оказался карбид титана, поскольку TiC намного дешевле, чем TaC: титан имеется в достаточном количестве, а тантал является редким металлом.

Титановольфрамовые сплавы (ТК) по сравнению со сплавами ВК обладают большей стойкостью против окисления, твердостью и теплостойкостью, но в то же время имеют меньшую теплопроводность и электропроводность, а также меньший модуль упругости.

Сплавы группы ТК стандартных марок имеют различный состав в зависимости от условий из применения. Содержание карбида титана колеблется в пределах 5–30%, кобальта от 4 до 10% (ТЗОК4, Т15К6, Т14К8, Т5К10).

Микроскопические исследования показали, что в структуре титано-вольфрамокобальтовых твердых сплавов, содержащих до 25% TiC, присутствуют две карбидные фазы: угловатые голубовато-серые зерна карбидов WC, имеющих гексагональную решетку, и круглые зерна желто-коричневых кубических карбидов. При этом относительное количество кубических карбидов TiC много больше, чем следовало ожидать в соответствии с их небольшим процентным содержанием по весу. Это объясняется тем, что карбиды WC могут находиться в твердом растворе в TiC в большом количестве (вплоть до 70% по весу). Карбиды TiC и TaC имеют одинаковую кубическую структуру и полностью растворяются один в другом, но не полностью растворяются в WC. Поэтому видимые в структуре твердых сплавов округлые зерна представляют собой зерна карбидов с кубической кристаллической структурой, в которой имеются атомы металлов Ti, Ta и W и один атом углерода на каждый атом металла. Установлено, что кубические зерна «смешанных кристаллов» изнашиваются медленнее, чем зерна WC.

Так же, как и у сплавов WC–Co, предел прочности при изгибе и сжатии, а также ударная вязкость у сплавов ТК увеличивается с ростом содержания кобальта. У сплавов с одинаковым содержанием кобальта и одинаковым размером карбидных фаз предел прочности при изгибе и сжатии, ударная вязкость, пластическая деформация и модуль упругости уменьшаются при увеличении содержания карбида титана.

В соответствии с этим меняются и режущие свойства сплавов: увеличение содержания кобальта приводит к снижению износостойкости сплавов при резании, а с ростом содержания карбида титана (при постоянном объемном содержании кобальта) повышается износостойкость, но одновременно снижается эксплуатационная прочность. Поэтому такие марки сплавов, как ТЗОК4 и Т15К6, обладающие максимальным запасом пластической прочности, применяют в условиях чистовой и получистовой обработки стали с высокой скоростью резания, малыми и умеренными нагрузками на инструмент. Сплавы Т5К10, Т5К12 с наибольшим содержанием кобальта и запасом хрупкой прочности предназначены для работы в тяжелых условиях ударных нагрузок с пониженной скоростью резания.

Введение в сплавы карбида тантала улучшает их физико-механические и эксплуатационные свойства, что выражается в увеличении прочности при изгибе и твердости при комнатной и повышенной температурах, увеличении работы деформации при повышенных температурах. Карбид тантала в сплавах снижает ползучесть, существенно повышает предел усталости трехфазных сплавов при циклическом нагружении, а также повышает термостойкость и стойкость против окисления на воздухе.

Отечественный стандарт (ГОСТ 3882–74) включает пять марок сплавов этой группы – ТТ8К6, ТТ10К8Б, ТТ7К12, ТТ20К9 и Т8К7, в которых содержание карбида тантала колеблется от 2 до 12%.

Исследование режущих свойств сплавов ТТК показало, что увеличение в сплаве содержания карбида тантала повышает его износостойкость при резании. С учетом отмеченных свойств, сплавы ТТК рекомендуют для тяжелой обработки, резания труднообрабатываемых материалов при значительном термомеханическом нагружении инструмента, а также операций прерывистого резания, особенно фрезерования, отличающихся переменным сечением среза и циклическими термомеханическими нагрузками на режущую часть инструмента.

К группе танталосодержащих сплавов следует отнести и так называемые *сплавы МС*, выпуск которых освоен по лицензии, закупленной у фирмы "Sandvik Coromant" (Швеция).

Исследования режущих свойств сплавов МС показали их высокую надежность по сравнению со стандартными сплавами, что связано с повышенной стабильностью их физико-механических характеристик. Поэтому более высокая (на 40–60%) стоимость сплавов МС по сравнению со стандартными сплавами вполне оправдана высокой стабильностью режущих свойств и эксплуатационной надежностью инструмента, оснащенного пластинами МС.

В связи с высокой дефицитностью основных компонентных составляющих твердого сплава и, прежде всего, W и Co, в развитых странах мира и СНГ развернуты широкие изыскания по разработке экономно-легированных твердых сплавов обычно не содержащих или содержащих в небольших количествах вольфрам, такие твердые сплавы получили наименование безвольфрамовых. Перспективным направлением оказалось создание сплавов на основе карбидов или карбидонитридов титана с никель-молибденовой связкой (например, ТН20, КНТ16). Сплав ТН20 содержит 15% Ni и 6% Mo, остальное – TiC, а КНТ16 – 19,5% Ni и 6,5% Mo, остальное – TiCN.

Сплавы отличаются высокой твердостью, окалиностойкостью, имеют низкий коэффициент трения по стали и пониженную склонность к адгезионному взаимодействию, что уменьшает износ инструмента, особенно по передней поверхности, позволяет получить при обработке сталей низкую шероховатость обработанной поверхности и высокую размерную точность. Вместе с тем, безвольфрамовые твердые сплавы по сравнению со стандартными вольфрамосодержащими сплавами имеют более низкий модуль упругости, меньшую теплопроводность и ударную вязкость, поэтому хуже сопротивляются ударным и тепловым нагрузкам, упругим и пластическим деформациям, имеют пониженную жаропрочность, более интенсивно разупрочняются при повышенных температурах.

Указанные свойства определяют и области рационального применения безвольфрамовых твердых сплавов при обработке материалов резанием. В настоящее время их рекомендуется использовать, главным образом, для

чистой и получистой обработки (точение, фрезерование) углеродистых и легированных сталей с высокой скоростью резания и относительно небольшим сечением среза взамен титановольфрамовых сплавов.

Эффективно применение безвольфрамовых твердых сплавов в виде сменных многогранных пластин, так как при напайке и заточке из-за низкой теплопроводности возможно появление внутренних напряжений и, как следствие, трещин на пластинах, а также снижение их эксплуатационной стойкости.

14.2. Режущая керамика

Среди исследовавшихся материалов, которые были бы пригодны для изготовления режущих инструментов, была окись алюминия Al_2O_3 – корунд. Корунд по своей природе – неметаллический материал, скорее с ионной, чем с металлической связью. Фактически – это керамика с низкой теплопроводностью и электропроводностью. Чистый корунд является белым полупрозрачным материалом, напоминающим фарфор. Он имеет низкую ударную вязкость и предел прочности на изгиб ($\sigma_{II} \approx 0,39$ ГПа), что втрое меньше, чем у твердого сплава.

На основе мелкозернистого корунда (менее 5 мкм) путем прессования и спекания за счет процесса, аналогичного изготовлению пластинок из твердого сплава, была получена белая режущая керамика (ЦМ332). Для увеличения плотности и предотвращения роста кристаллов корунда применяются присадки (1% MgO).

Корунд, как исходное сырье, является дешевым и имеющимся в изобилии материалом, однако технологический процесс изготовления пластинок режущей керамики оказался дорогостоящим и поэтому такие пластинки не дешевле твердосплавных. Область применения – чистовая обработка твердого серого чугуна, закаленных сталей, высокохромистых алюминиевых сплавов, керамики. Однако из-за низкой прочности оксидная (белая) керамика практически в настоящее время не применяется в связи с появлением более совершенных разновидностей режущей керамики, в частности – оксидно-нитридной керамики (*кортинита*), имеющей более высокий предел прочности на изгиб.

Промышленность страны выпускает несколько групп режущей керамики: оксидную (белая керамика) на основе Al_2O_3 , оксидно-карбидную (черная керамика) на основе композиции Al_2O_3-TiC , оксидно-нитридную (кортинит) на основе $Al_2O_3 - TiN$ и нитридную керамику на основе Si_3N_4 .

Основной особенностью режущей керамики является отсутствие связующей фазы, что значительно снижает степень ее разупрочнения при нагреве в процессе изнашивания, повышает пластическую прочность и предопределяет возможность применения высоких скоростей резания, namно-

го превосходящих скорости резания инструментом из твердого сплава.

Отсутствие связующей фазы оказывает и отрицательное влияние на эксплуатационные свойства керамического инструмента. В частности, снижаются хрупкая прочность, ударная вязкость, трещиностойкость. Это оказывает сильное влияние на характер изнашивания керамического инструмента. Например, низкая трещиностойкость сплава является причиной формирования фронта трещин, которые из-за отсутствия пластической связующей фазы не встречают барьеров, способных затормозить или остановить их развитие.

Указанное является главной причиной микро- или макровыкрашиваний контактных площадок инструмента уже на стадиях приработки или начального этапа установившегося изнашивания, приводящего к отказам из-за хрупкого разрушения инструмента. Этим объясняется сравнительно низкий объем используемого в промышленности страны керамического инструмента – до 0,5% от общего объема режущего инструмента.

Керамические инструменты рекомендуют для чистовой обработки серых, ковких, высокопрочных и отбеленных чугунов, низко- и высоколегированных сталей, в том числе улучшенных, термообработанных (55–60 HRC или $HV = 5,8–6,5$ ГПа), цветных сплавов, конструкционных полимерных материалов. В указанных условиях инструмент, оснащенный пластинами из режущей керамики, заметно превосходит по работоспособности твердосплавный инструмент.

Оксидно-карбидная (*черная*) керамика ВЗ, ВОК60, ВОК71 содержит 60 % корунда Al_2O_3 и 40 % карбидов TiC. Предел прочности на изгиб оксидно-карбидной керамики находится в пределах 0,65–0,75 ГПа, а твердость не менее 94 HRA.

Введение нитевидных кристаллов SiC в оксидную керамику повышает ее твердость с HV 20 ГПа до HV 24 ГПа, прочность при изгибе с 0,35 до 0,8 ГПа, увеличивает коэффициент трещиностойкости с 4,5 до 8 МПа·м^{1/2} и, таким образом, снижает хрупкость керамики и расширяет области ее эффективного применения. Установлено, что вокруг нитевидных кристаллов SiC формируются обширные сжимающие напряжения, которые являются эффективным барьером развивающихся микротрещин, формирующихся в процессе эксплуатации керамики.

Еще одним направлением совершенствования керамики на основе $Al_2O_3 - TiC$ является введение в ее состав карбидов вольфрама и тантала, которые сдерживают рост зерен карбида титана и повышают прочность материала. Другим дополнительным компонентом, заметно улучшающим свойства черной керамики, является диборид титана TiB_2 .

Для повышения прочностных свойств керамик на основе оксида алюминия в их состав добавляют 5–10 % оксида циркония. Охлаждение оксида циркония сопровождается увеличением объема зерен Zr на 3–5 % и по-

явлением вокруг них полей сжимающих напряжений. Это приводит к тому, что формируемые в объеме материала микротрещины при попадании в эту зону тормозятся или вообще прекращают свое развитие.

Оксидно-карбидная керамика оказалась весьма эффективной при чистовой обработке чугунов, сталей повышенной твердости и, в частности, закаленных сталей.

Оксидно-нитридная режущая керамика (*кортинит*) содержит около 70% корунда Al_2O_3 и около 30% нитрида титана TiN (ОНТ20).

Параллельно с совершенствованием керамических материалов на основе оксида алюминия созданы новые марки режущей керамики на основе нитрида кремния. Такой керамический материал имеет высокую прочность на изгиб и низкий коэффициент термического расширения, что выгодно отличает его от ранее рассмотренных керамических материалов. Это позволяет с успехом использовать нитридокремниевый инструмент при черновом точении, получистовом фрезеровании чугуна, а также чистовом точении сложнолегированных и термообработанных (до 60 HRC) сталей и сплавов.

Нитридокремниевая керамика, применяемая для изготовления режущих инструментов, во всех случаях является многокомпонентным материалом. По химическому составу такую керамику можно разделить на две группы.

Материалы первой группы основаны на применении нитрида кремния, содержание которого составляет до 90–95%. Для обеспечения теоретической плотности такой керамики на окончательном этапе ее изготовления применяют специальные добавки – активаторы в количестве до 5–10%. В качестве активаторов используют окислы магния (MgO), иттрия (Y_2O_3), алюминия (Al_2O_3) и т. п., которые сильно влияют на свойства нитридокремниевой керамики. Например, рост содержания оксида магния увеличивает теплопроводность керамики.

Вторая группа нитридокремниевой керамики помимо указанных выше компонентов, дополнительно содержит карбид титана в количестве до 30 % (например, РК30). Существенные отличия в химическом составе различных марок режущей керамики на основе нитрида кремния необходимо учитывать при использовании такого инструмента. Например, инструмент из керамики первой группы предпочтителен при обработке чугунов, а второй – при чистовом точении сложнолегированных термообработанных сталей.

Одним из методов улучшения свойств режущей керамики является нанесение на рабочие поверхности керамического инструмента износостойких покрытий.

Анализ тенденций развития режущей керамики свидетельствует о хороших перспективах этого материала в ближайшем будущем.

14.3. Сверхтвердые инструментальные материалы

Сверхтвердыми принято считать инструментальные материалы, имеющие твердость при комнатной температуре HV свыше 35 ГПа.

Самый твердый материал на Земле, который издавна применяется в качестве режущего инструмента, – природный алмаз. Алмаз – минерал, разновидность самородного углерода. Как инструментальный материал используется непрозрачный алмаз. Твердость алмаза ($HV \approx 60\text{--}100$ ГПа) при комнатной температуре гораздо выше твердости карбидов или окислов, и в условиях абразивного износа он незаменим. Плотность $3500\text{--}3600$ кг/м³. Теплопроводность поликристаллов алмаза превышает теплопроводность меди.

Природный алмаз является монокристаллом и позволяет получать практически идеальные острые и прямолинейные режущие кромки. С развитием электроники, прецизионного машино- и приборостроения возрастает применение резцов из природных алмазов для точения зеркально чистых поверхностей оптических деталей, дисков памяти, барабанов копировальной техники и т. п.

Алмаз может быть эффективно применен для обработки медных коллекторов – съема небольшого слоя меди при тонкой подаче и очень высокой скорости резания. При этом обеспечивается низкая шероховатость и высокая точность обработанной поверхности. Алмазным инструментом эффективно производится чистовая обработка поршней из алюминиевых сплавов с большим содержанием кремния, в то время как при обработке таких поршней твердосплавными резцами большие кристаллы кремния вызывают быстрый износ инструмента. Алмазом хорошо обрабатывается керамика и частично спеченные карбиды. Алмаз может быть применен для правки шлифовальных кругов и т. п.

Алмаз изнашивается при взаимодействии с железом при высокой температуре, и поэтому не рекомендуется применять алмазные инструменты для обработки сталей. Теплостойкость алмаза относительно небольшая – $700\text{--}750$ °С. Алмазы имеют недостаточную ударную вязкость, острые кромки алмазного инструмента легко выкрашиваются и разрушаются. Высокая стоимость и дефицитность природных алмазов ограничивает их применение в качестве инструментального материала.

Потребность в менее дорогих и дефицитных сверхтвердых материалах привела к тому, что в 1953–1957 годах в США и в 1959 году в СССР методом каталитического синтеза при высоких статических давлениях и температурах из гексагональных фаз графита (С) были получены мелкие частицы кубических фаз синтетического алмаза. Цвет от черного до белого, в зависимости от технологии изготовления синтетический алмаз может быть полупрозрачным или непрозрачным.

Размеры кристаллов обычно от нескольких десятых долей до одного–двух мм. Более крупные плотные шаровидные поликристаллические образования синтетических алмазов, предназначенные для лезвийных инструментов, были получены в промышленных условиях в начале 1970-х годов. Синтетические поликристаллические алмазы имеют высокий модуль упругости $E = 700\text{--}800$ ГПа, высокий предел прочности на сжатие $\sigma_{-B} \approx 7\text{--}8$ ГПа, но низкий предел прочности на изгиб $\sigma_{II} \approx 0,8\text{--}1,1$ ГПа.

По аналогичной технологии из бора и азота получена модификация нитрида бора BN, по структуре и свойствам напоминающая синтетический алмаз. Кристаллическая решетка – кубическая, твердость несколько ниже, чем у алмаза, но все же очень велика: 40–45 ГПа, т. е. более, чем вдвое выше, чем у твердых сплавов, и почти вдвое выше твердости режущей керамики. Поликристаллический кубический нитрид бора (ПКНБ) иногда называют «боразон», «кубанит», «эльбор». Модуль упругости у нитрид бора $E = 700\text{--}800$ ГПа, предел прочности на сжатие примерно такой же, как у твердых сплавов: $\sigma_{-B} \approx 2,5\text{--}5$ ГПа, а более низкий, чем у твердых сплавов и у поликристаллических алмазов, предел прочности на изгиб: $\sigma_{II} \approx 0,6\text{--}0,8$ ГПа.

Теплостойкость кубического нитрида бора значительно выше, чем у синтетических и природных алмазов: около 1000–1100 °С. По этой причине, а также в связи с меньшим химическим родством с углеродом, кубический нитрид бора более эффективен, чем алмаз и твердые сплавы при чистой обработке сталей резанием, особенно при резании закаленных сталей высокой твердости с небольшими сечениями срезаемого слоя.

В основе технологии изготовления поликристаллов лежат два различных процесса: фазовый переход вещества из одного состояния в другое (собственно синтез) или спекание мелких частиц заранее синтезированного порошка ПСТМ. В нашей стране первым способом получают поликристаллический кубический нитрид бора (ПКНБ) марок: композит 01 (эльбор РМ) и композит 02 (бельбор), а также поликристаллический алмаз (ПКА) марок АСПК (карбонадо) и АСЕ (баллас).

Поликристаллические сверхтвердые материалы (ПСТМ) систематизируются по таким определяющим признакам, как состав основы поликристаллов, способы получения, характеристика исходного материала. Вся гамма поликристаллов разделяется на пять основных групп: ПСТМ на основе алмаза (СПА), ПСТМ на основе плотных модификаций нитрида бора (СПНБ), композиционные сверхтвердые материалы (КСТМ), двухслойные сверхтвердые композиционные материалы (ДСКМ).

Поликристаллы на основе синтетического алмаза можно разделить на четыре разновидности:

- 1) Поликристаллы, получаемые спеканием мелких алмазных порошков в чистом виде или после специальной предварительной обработки для активации процесса спекания. Изготовленные по такой схеме поликри-

сталлы представляют собой, как правило, однофазный продукт. Примером могут служить мегаймонд, карбонит.

2) Поликристаллы алмаза типа СВ. Они представляют собой гетерогенный композит, состоящий из частиц алмаза, скрепленных связкой – второй фазой, которая располагается в виде тонких прослоек между кристаллами алмаза.

3) Синтетические карбонады типа АСПК путем воздействия на углеродосодержащее вещество со значительным количеством катализатора одновременно высокого давления и высокой температуры. АСПК обладают меньшей твердостью и прочностью, чем поликристаллы первых двух разновидностей.

4) Поликристаллы алмаза, получаемые пропиткой алмазного порошка металлическим связующим при высоких давлениях и температурах. В качестве связки используются никель, кобальт, железо, хром.

Существует несколько разновидностей ПСТМ на основе нитрида бора.

1) Поликристаллы, синтезируемые из гексагонального нитрида бора (ГНБ) в присутствии растворителя BM_rBM_{cf} (типичным представителем является композит 01);

2) Поликристаллы, получаемые в результате прямого перехода гексагональной модификации в кубическую BN_rBN (композит 02);

3) Поликристаллы, получаемые в результате превращения вюрцитоподобной модификации в кубическую $BN_g \rightarrow BM_{df}$. Поскольку полнота перехода регулируется параметрами спекания, то к этой группе относятся материалы с заметно отличающимися свойствами (композит 10, композит 09);

4) Поликристаллы, получаемые спеканием порошков кубического нитрида бора (КНБ) с активирующими добавками (композит 05-ИТ, киборит и др.).

ПСТМ на основе нитрида бора, незначительно уступая алмазу по твердости, отличаются высокой термостойкостью, стойкостью к циклическому воздействию высоких температур и, что особенно важно, более слабым химическим взаимодействием с железом, являющимся основным компонентом большинства материалов, подвергаемых в настоящее время обработке резанием.

Однородные по объему *композиционные сверхтвердые материалы* получают спеканием смеси порошков синтетического алмаза и кубического нитрида бора. Сюда относят материалы типа ПКНБ – АС, СВ, СВАБ. К классу композиционных относят также алмазосодержащие материалы на основе твердых сплавов. Из материалов этой группы, хорошо зарекомендовавших себя в эксплуатации, следует отметить «Славутич» (из природных алмазов) и «Твесал» (из синтетических алмазов).

Принципиальной особенностью *двухслойных композиционных поликристаллических материалов* является то, что спекание порошков сверхтвердых материалов производится при высоких температурах и давлениях на подложке из твердых сплавов на основе карбидов вольфрама, титана, тантала, в результате чего образуется слой ПСТМ толщиной 0,5–1 мм, прочно связанный с материалом подложки. Алмазоносный слой может содержать компоненты подложки.

14.4. Абразивные материалы

При абразивной обработке применяются инструменты на жесткой основе (круги, сегменты, бруски), на гибкой основе (эластичные круги, шкурки, ленты), а также пасты и абразивные зерна. Абразивные круги изготавливают из пористого композиционного материала, состоящего из абразивных зерен, связки и пор. Абразивные материалы могут быть природными (кварцевый песок, корунд, наждак, алмаз и др.) и искусственными (электрокорунд, карбид кремния, карбид бора, синтетический алмаз, КНБ).

Из искусственных абразивных материалов наиболее широкое применение получили: электрокорунд (Al_2O_3), карбид кремния (SiC), карбид бора (B_4C), синтетический алмаз и кубический нитрид бора (BN).

Электрокорунд представляет собой кристаллическую окись алюминия Al_2O_3 , являющуюся очищенным продуктом плавки глинозема (бокситов). Различают несколько видов электрокорунда: нормальный, белый, хромистый, титанистый и монокорунд, каждый из которых имеет свою предпочтительную область применения.

Наибольшее применение получил электрокорунд нормальный, имеющий следующие разновидности: 16А, 15А, 14А, 13А, 12А. Наибольшую эффективность шлифовальные круги с электрокорундовыми зёрнами имеют при черновом, получистовом и черновом шлифовании сталей и чугунов, а также при заточке инструмента из быстрорежущих сталей.

Электрокорунд белый (25А, 24А, 23А, 22А) превосходит по режущим свойствам электрокорунд нормальный, так как в нем содержится меньше примесей. Круги с зёрнами из электрокорунда белого применяют для более ответственных операций шлифования сталей повышенной прочности и вязкости (незакаленных и закаленных), ковкого чугуна, заточки инструмента из быстрорежущей стали.

Электрокорунд хромистый (34А, 33А, 32А) получают при плавке в электропечах глинозема с добавками хромистой руды. Зёрна имеют розовую окраску, обусловленную химическим составом (97% Al_2O_3 , до 2% CrO).

При плавке в электропечах глинозема с добавлением соединений титана получают электрокорунд титанистый 37А, который после дробления и сепарации зёрен различного размера имеет следующий состав: 97%

Al_2O_3 и до 2% Ti.

Шлифовальные круги с зёрнами хромистого и титанистого электрокорунда используют для напряжённых операций шлифования углеродистых и конструкционных сталей, а также высокоточных и доводочных операций.

Монокорунд (97–98% Al_2O_3) 45А, 44А, 43А отличается высокой прочностью и повышенными режущими свойствами, поэтому круги с монокорундовыми зёрнами используют главным образом для шлифования заготовок из очень прочных сталей, ковких чугунов, быстрорежущих сталей.

Карбид кремния (карборунд) является химическим соединением кремния и углерода SiC, получаемый спеканием в электропечах кварцевого песка с углеродом в виде кокса, и выпускается двух видов: карбид кремния чёрный (КЧ) 55С, 54С, 53С, 52С и карбид кремния зелёный (КЗ) 64С, 63С, 62С. В зёрнах КЗ содержится до 98–99 % SiC, в зёрнах КЧ95 – 98 % SiC.

Более качественные круги с зёрном КЗ применяют для заточки твердосплавного инструмента, круги с зёрнами КЧ – для шлифования заготовок из низко прочных чугунов, бронз, а также мягких материалов типа мягкой латуни, алюминия, меди.

Карбид бора B_4C является очень твёрдым материалом, лишь вдвое уступающим по твёрдости натуральному алмазу, однако имеет чрезвычайно низкую прочность, поэтому используется для приготовления притирочных порошков и паст. Используют для доводки твердосплавного инструмента с получением радиуса округления ρ в пределах 6 – 10 мкм.

Для изготовления алмазных и эльборовых кругов используют синтетические алмазные и эльборовые зёрна различной зернистости и прочности.

В настоящее время при производстве алмазных шлифовальных кругов используют следующие марки зёрен: АС2 (АСО) – алмаз синтетический обычной прочности, предназначенный для изготовления алмазных кругов на органической связке, а также паст и порошков; АС4 (АСР) – алмаз синтетический повышенной прочности, предназначенный для изготовления алмазных кругов на керамической и металлической связках; АС6 (АСВ) – алмаз синтетический высокой прочности, предназначенный для изготовления алмазных кругов на металлической связке, работающих при больших удельных нагрузках, характерных для черновых операций шлифования; АС15 (АСК) – алмаз синтетический кристаллический с прочностью, близкой к прочности природных алмазов.

Выпускаются также поликристаллические алмазные зёрна марок АР и алмазные микропорошки марок АСМ, АМ, АСН, АН, которые применяют для изготовления притирочных и доводочных паст и порошков.

Для изготовления эльборовых шлифовальных кругов выпускается две марки зёрен на основе КНБ: ЛО – КНБ обычной прочности, с обычным содержанием основной фракции; ЛП – КНБ повышенной прочности, с по-

вышенным содержанием основной фракции.

Наиболее широкое применение для изготовления шлифовальных кругов нашли электрокорундовые зерна (до 80%), производство кругов на основе зерен КЧ и КЗ занимает второе место (до 15–20 %). Алмазные и эльборовые шлифовальные круги используют только для особо ответственных операций шлифования, так как такие круги имеют высокую стоимость. Например, алмазные и эльборовые круги достаточно широко применяют при производстве режущих инструментов для операций чистовой заточки и доводки. В частности, чистовую заточку твердосплавных инструментов производят алмазными кругами на органической (напайные твердосплавные инструменты) и металлической (многогранные твердосплавные пластины) связках, а чистовую заточку и доводку быстрорежущего инструмента – эльборовыми кругами.

Абразивные зерна классифицируют (ГОСТ 3647–80): на шлифзерна (2000–160 мкм), шлифпорошки (125–40 мкм), микрошлифпорошки (63–14 мкм) и тонкие микрошлифпорошки (10–3 мкм). Зернистость шлифзерна и шлифпорошка, в микрометрах, обозначают числом, равным 0,1 размера стороны сита, на котором задерживаются зерна основной фракции, а зернистость микрошлифпорошков обозначают буквой М, за которой следует число, равное верхнему пределу размеров зерен основной фракции, в микрометрах.

При выборе размера зерна *следуют следующему правилу*: для чистовых операций предпочтение отдают шлифовальным кругам с мелкими зернами, что способствует повышению чистоты обработанной поверхности, для черновых операций выбирают шлифовальные круги с крупным зерном, что способствует повышению интенсивности съема металла.

Тесты для контроля текущих знаний.

1. *Какая из сталей относится к автоматным:*

- 1) 40А;
- 2) А12;
- 3) 08пс;
- 4) 18ХГТ.

2. *Какая из сталей относится к подшипниковым:*

- 1) 40Х;
- 2) АС4;
- 3) ШХ15;
- 4) 18ХГТ.

3. *Какая из сталей относится к износостойким:*

- 1) 40Х;

- 2) АС4;
- 3) 110Г13Л;
- 4) 18ХГТ.

4. Какая из сталей относится к коррозионно-стойким:

- 1) 40Х;
- 2) 40Х13;
- 3) 40;
- 4) 40ХГ.

5. Металлические материалы, способные сопротивляться разрушению в агрессивных средах, называются:

- 1) жаростойкими;
- 2) жаропрочными;
- 3) коррозионно-стойкими;
- 4) износостойкими.

6. Металлические материалы, способные сопротивляться ползучести и разрушению при высоких температурах при длительном действии нагрузки, называются:

- 1) жаростойкими;
- 2) жаропрочными;
- 3) коррозионно-стойкими;
- 4) износостойкими.

7. Металлические материалы, обладающие повышенным сопротивлением химическому взаимодействию с газами при высоких температурах, называются:

- 1) жаростойкими;
- 2) жаропрочными;
- 3) коррозионно-стойкими;
- 4) износостойкими.

8. Напряжение, которое вызывается за установленное время испытания при заданной температуре, заданное удлинение образца или заданную скорость деформации, называется:

- 1) пределом ползучести;
- 2) пределом прочности;
- 3) пределом текучести;
- 4) пределом длительной прочности.

9. Какая из перечисленных ниже структур имеет более высокие жаропрочные свойства:

- 1) ферритная;
- 2) перлитная;
- 3) мартенситная;
- 4) аустенитная.

10. Удовлетворительной пластической прочностью после термической обработки на твердость 45–50 HRC; высокими значениями предела текучести и твердости при повышенных температурах; длительной эксплуатацией инструментов при температурах 600–700 °С, устойчивым сопротивлением отпуску должны обладать:

- 1) быстрорежущие стали;
- 2) штамповые стали для горячего деформирования;
- 3) штамповые стали для холодного деформирования;
- 4) твердые сплавы.

11. Теплостойкостью не ниже 400–450 °С, способностью противостоять воздействию удельных давлений до 2000–2200 МПа в течение длительного времени и высокой износостойкостью должны обладать:

- 1) быстрорежущие стали;
- 2) штамповые стали для горячего деформирования;
- 3) штамповые стали для холодного деформирования;
- 4) твердые сплавы.

12. Какая из сталей относится к штамповым сталям для горячего деформирования умеренной теплостойкости и повышенной ударной вязкости:

- 1) X12;
- 2) 5XHM;
- 3) P18;
- 4) 9XC.

13. Какая из сталей относится к износостойким штамповым сталям для холодного деформирования:

- 1) X12;
- 2) 5XHM;
- 3) P18;
- 4) 9XC.

14. Содержание углерода в штамповых сталях для холодного деформирования находится в пределах:

- 1) 0,3 – 0,6%;
- 2) 0,8 – 2,2%;
- 3) 0,1–0,3%;

4) свыше 4,3%.

15. *Содержание углерода в штамповых сталях для горячего деформирования находится в пределах:*

- 1) 0,3 – 0,6%;
- 2) 0,8 – 2,2%;
- 3) 0,1–0,3%;
- 4) свыше 4,3%.

16. *Повышенное содержание (до 11–13%) хрома характерно для:*

- 1) штамповых сталей горячего деформирования умеренной теплоустойчивости и повышенной ударной вязкости
- 2) износостойких штамповых сталей для холодного деформирования
- 3) штамповых сталей высокой теплоустойчивости для горячего деформирования
- 4) высокопрочных штамповых сталей для холодного деформирования с повышенной ударной вязкостью

17. *Расположите следующие группы режущих инструментальных материалов в порядке возрастания их теплоустойчивости: 1 – твердые сплавы, 2 – быстрорежущие стали, 3 – режущая керамика, 4 – природный алмаз:*

- 1) 1, 2, 3, 4;
- 2) 4, 2, 3, 1;
- 3) 2, 4, 1, 3;
- 4) 4, 3, 2, 1.

18. *Расположите следующие группы режущих инструментальных материалов в порядке возрастания их твердости: 1 – твердые сплавы, 2 – быстрорежущие стали, 3 – режущая керамика, 4 – природный алмаз:*

- 1) 1, 2, 3, 4;
- 2) 2, 1, 3, 4;
- 3) 3, 2, 1, 4;
- 4) 4, 3, 2, 1.

19. *Оптимальные температуры закалки 750–835 °С и отпуска 200–300 °С характерны для сталей:*

- 1) быстрорежущих (Р18);
- 2) углеродистых инструментальных (У10–У13);
- 3) штамповых сталей горячего деформирования умеренной теплоустойчивости и повышенной ударной вязкости (5ХНМ);
- 4) штамповых сталей горячего деформирования повышенной теплоустойчивости и ударной вязкости (4Х5МФС).

20. *Оптимальные температуры закалки 820–870 °С и отпуска 420–600 °С характерны для сталей:*

- 1) быстрорежущих (P18);
- 2) углеродистых инструментальных (У10–У13);
- 3) штамповых сталей горячего деформирования умеренной теплоустойчивости и повышенной ударной вязкости (5ХНМ);
- 4) штамповых сталей горячего деформирования повышенной теплоустойчивости и ударной вязкости (4Х5МФС).

21. *Оптимальные температуры закалки 1000–1100 °С и отпуска 540–560 °С характерны для сталей:*

- 1) быстрорежущих (P18);
- 2) углеродистых инструментальных (У10–У13);
- 3) штамповых сталей горячего деформирования умеренной теплоустойчивости и повышенной ударной вязкости (5ХНМ);
- 4) штамповых сталей горячего деформирования повышенной теплоустойчивости и ударной вязкости (4Х5МФС).

22. *Оптимальные температуры закалки 1220–1280 °С и отпуска 500–600 °С характерны для сталей:*

- 1) быстрорежущих (P18);
- 2) углеродистых инструментальных (У10–У13);
- 3) штамповых сталей горячего деформирования умеренной теплоустойчивости и повышенной ударной вязкости (5ХНМ);
- 4) штамповых сталей горячего деформирования повышенной теплоустойчивости и ударной вязкости (4Х5МФС).

23. *Какие из инструментальных материалов работоспособны при температурах 800–1000 °С?*

- 1) У10–У13;
- 2) P18;
- 3) BK8;
- 4) T15K6.

24. *Какие из инструментальных материалов работоспособны при температурах 500–600 °С?*

- 1) У10–У13;
- 2) P18;
- 3) BK8;
- 4) T15K6.

25. *Цель легирования:*

- 1) создание сталей с особыми свойствами (жаропрочность, коррозионная стойкость и т. д.);
- 2) получение гладкой поверхности;
- 3) повышение пластических свойств;
- 4) уменьшения поверхностных дефектов.

26. *К карбидообразующим элементам относятся:*

- 1) никель;
- 2) молибден;
- 3) алюминий;
- 4) вольфрам.

27. *Какое содержание вредных примесей серы и фосфора содержится в высококачественных сталях:*

- 1) до 0,04% серы и до 0,035% фосфора;
- 2) до 0,025% серы и до 0,025% фосфора;
- 3) до 0,015% серы и до 0,025% фосфора;
- 4) сера и фосфор отсутствуют.

28. *Какой легирующий элемент обозначается буквой С при маркировке сталей?*

- 1) Селен;
- 2) углерод;
- 3) кремний;
- 4) свинец.

29. *Буква А при маркировке стали (например, 39ХМЮА, У12А) обозначает:*

- 1) азот;
- 2) высококачественную сталь;
- 3) автоматную сталь;
- 4) сталь ферритного класса.

30. *В сталях, используемых для изготовления строительных конструкций, содержание углерода должно быть:*

- 1) не более 0,25%;
- 2) от 0,35 до 0,45%;
- 3) до 0,8%;
- 4) до 1,2%.

31. *К группе цементуемых сталей с неупрочняемой сердцевиной относится:*

- 1) сталь 20ХГНР;
- 2) сталь 15ХФ;
- 3) сталь 15;
- 4) сталь 45.

32. К штамповым сталям для горячего деформирования относятся:

- 1) Сталь 60;
- 2) 5ХНМ, 5Х2МНФ;
- 3) Х12;
- 4) У7, У8А

33. Для изготовления мелкогазмерных режущих (слесарных) инструментов (метчиков, напильников, развёрток и др.) применяются:

- 1) У10А – У13А;
- 2) 18ХГТ, 20ХГМ;
- 3) 110Г13Л;
- 4) 03Х18Н10, 17Х18Н9.

34. Основным легирующим элементом быстрорежущей стали является вольфрам. Каким легирующим элементом можно заменить часть дорогостоящего вольфрама?

- 1) Хромом;
- 2) кобальтом;
- 3) кремнием;
- 4) молибденом.

35. Для получения высоких режущих свойств быстрорежущие стали подвергаются закалке при температуре 1220–1280 °С и трёхкратному отпуску при температуре 550–570 °С. Какая структура соответствует этой термообработке?

- 1) Троосто-мартенсит;
- 2) троосто-сорбит;
- 3) мартенсит отпуска;
- 4) ледебурит.

36. Какой сплав получен методом порошковой металлургии?

- 1) ВК8.
- 2) Р18.
- 3) У12А.
- 4) 5ХНМ.

37. Какие карбиды составляют основу твёрдого сплава Т5К10?

- 1) Карбид вольфрама + карбид титана;

- 2) карбид хрома + карбид молибдена;
- 3) карбид марганца + карбид хрома;
- 4) карбид молибдена + карбид вольфрама.

38. *Какое химическое соединение лежит в основе нитридной керамики?*

- 1) Al_2O_3 ;
- 2) $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$;
- 3) $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$;
- 4) Si_3N_4 .

39. *Основной особенностью режущей керамики является отсутствие связующей фазы. На какое свойство это отрицательно влияет?*

- 1) Ударную вязкость;
- 2) возможность применения высоких скоростей резания;
- 3) разупрочнение при нагреве;
- 3) пластическую прочность.

15. ТИТАНОВЫЕ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ

15.1. Титан и его сплавы

Важнейшее преимущество титана и титановых сплавов перед другими конструкционными материалами – это высокая удельная прочность и жаропрочность в сочетании с хорошей коррозионной стойкостью, практическое отсутствие хладноломкости наряду с высокой удельной прочностью. Кроме того, титан и его сплавы, несмотря на плохую обрабатываемость резанием, хорошо свариваются, обрабатываются давлением в холодном и горячем состоянии, термически упрочняются, что имеет важное значение для их применения в ряде отраслей техники. Это относится в первую очередь к авиа-, ракето- и судостроению, химическому, пищевому и транспортному машиностроению.

Титан – металл серебристо-белого цвета с плотностью $\rho = 4,505 \text{ г/см}^3$ и температурой плавления $1672 \text{ }^\circ\text{C}$. Титан может находиться в двух полиморфических модификациях: Ti_α до $882 \text{ }^\circ\text{C}$ с гексагональной плотноупакованной решеткой и высокотемпературной Ti_β выше этой температуры с объёмноцентрированной кубической решеткой до температуры плавления. Имеет высокие механические свойства $\sigma_B = 300 \text{ МПа}$, $\delta = 40\%$, не имеет температурного порога хладноломкости, парамагнитен. Титан легкий, прочный, тугоплавкий, коррозионно-стойкий за счет возникновения оксидной пленки TiO_2 .

Механические свойства титана определяются составом: чем в нем меньше примесей, тем ниже прочность и выше пластичность (рис. 15.1). Характерная особенность титана – необычайно высокая чувствительность к примесям атмосферных газов – кислороду, азоту, водороду и углероду, которые образуют с титаном твердые растворы внедрения и промежуточные фазы: оксиды, нитриды, гидриды, карбиды, повышая его характеристики прочности и снижая пластичность.

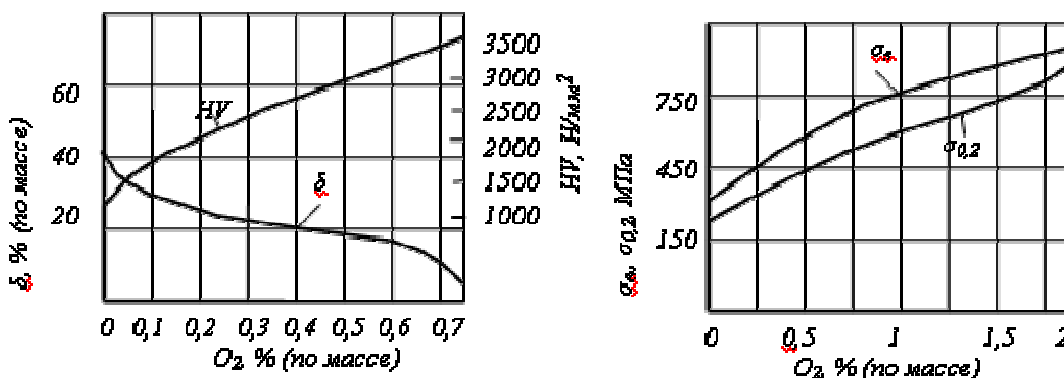


Рис. 15.1. Влияние примеси кислорода на механические свойства титана

Кроме того, ухудшается обработка давлением, свариваемость и коррозионная стойкость. Поэтому содержание этих примесей ограничивается сотыми и тысячными долями процента.

Полиморфизм титана, хорошая сплавление с другими металлами дает широкие возможности получения сплавов на основе титана с самыми разными механическими свойствами благодаря легированию, термической обработке, деформационному упрочнению.

Элементы, легирующие титан, подразделяются на:

- повышающие температуру полиморфного превращения и расширяющие область существования α -модификации: Al, Ga, La, C, O, N;
- понижающие температуру полиморфного превращения и расширяющие область существования β -модификации: Mo, V, Nb, Ta, Hf, W, Cr, Mn, Fe, Co и другие.

Алюминий является основным легирующим элементом для титана и содержится почти во всех промышленных сплавах. Он повышает удельную прочность сплава, жаропрочность, модуль упругости, уменьшает склонность к водородной хрупкости. Из-за уменьшения технологической пластичности содержание Al ограничивается 7%.

Для повышения рабочих характеристик жаропрочных сплавов с высоким содержанием алюминия главным образом используют добавки *ванадия, молибдена и вольфрама*.

Цирконий повышает термическую стабильность, увеличивает предел ползучести, прочность при низких и средних температурах, уменьшает склонность к хладноломкости и улучшает свариваемость.

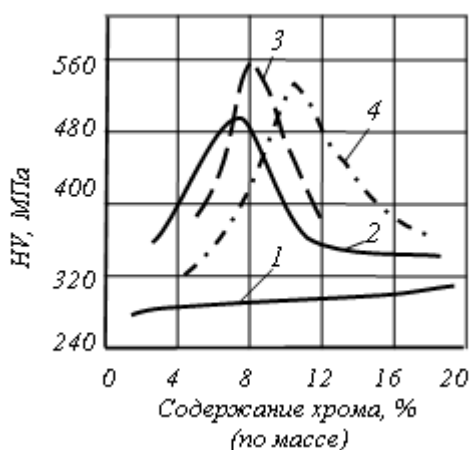


Рис. 15.2. Твердость сплавов титана с различным содержанием хрома после отжига при температуре 600 °С (1) и охлаждения из β -области с различными скоростями: резкая закалка в растворе щелочи (2), закалка в воде (3), охлаждение на воздухе (4)

Хром считается одной из наиболее перспективных легирующих добавок к титану наряду с молибденом. Сплавы титана с хромом отличаются превосходным сочетанием прочности и пластичности (рис. 15.2).

Ниобий – повышает стабильность поверхности, увеличивает жаростойкость при высоких температурах.

В связи с определенным характером действия на титан различных легирующих элементов промышленные сплавы по типу структуры могут быть подразделены на три группы: титановые сплавы на основе Ti_{α} , сплавы на основе Ti_{β} и двухфазные $(\alpha+\beta)$ -титановые сплавы.

Промышленные титановые сплавы с $(\alpha+\beta)$ -структурой целесообразно подразделить на три группы: псевдо- α -сплавы с небольшим количеством β -фазы (Ti_{β}) со свойствами, близкими к α -сплавам (Ti_{α}), типичные $(\alpha+\beta)$ -сплавы и псевдо- β -сплавы. Псевдо- β -сплавы представляют собой сплавы на основе Ti_{β} . В отожженном состоянии их физико-механические и технологические свойства типичны для β -сплавов, однако β -фаза у этих сплавов термически нестабильна.

По уровню характеристик прочности титановые сплавы классифицируют на *высокопластичные* и *малопрочные*, *среднепрочные* и *высокопрочные*, *жаропрочные*, *коррозионно-стойкие*.

По способности упрочняться с помощью термической обработки – на *упрочняемые* и *не упрочняемые*. По технологии производства – на *деформируемые* и *литейные*.

Деформируемые титановые сплавы с α -структурой характеризуются невысокой прочностью и не упрочняются при термической обработке. Они хорошо свариваются и имеют высокие механические свойства при криогенных температурах (BT5–1, OT4–0, OT4, BT20, BT18, BT–6, BT14, BT3–1, BT25 и др.).

Двухфазные $(\alpha+\beta)$ -сплавы характеризуются хорошим сочетанием механических и технологических свойств. По структуре после закалки в них образуется структура мартенситного типа. Увеличение количества β -фазы в сплавах переходного класса до 50% обеспечивает им самую высокую прочность как в отожженном, так и в закалённом состояниях.

Однофазные β -сплавы имеют наиболее высокую коррозионную стойкость. Сплавы с β -структурой реже применяются в промышленности и их легируют ванадием, молибденом и ниобием.

Литейные титановые сплавы (BTЛ1, BT14Л, BT5Л и др.) имеют небольшой температурный интервал кристаллизации, высокую жидкотекучесть и хорошую плотность отливки. Титановые сплавы этой категории склонны к поглощению газов, поэтому разливку надо проводить в вакууме или в среде нейтральных газов. Для получения отливок используют чугунные или стальные формы, а также оболочковые и керамические формы.

Для фасонного литья применяют сплавы, близкие по химическому составу некоторым деформируемым сплавам (BT5Л, BT14Л), а также специальные литейные сплавы.

Деление конструктивных титановых сплавов по типу структуры и характеристик прочности, их химический состав приведены в таблице 15.1.

Таблица 15.1.

Классификация промышленных титановых сплавов
и их механические свойства.

Тип сплава	Марка сплава	Средний химический состав, %	Уровень прочности	Механич. свойства		Технология получения
				σ_B , МПа	δ , %	
α-сплавы	BT1-0	99,28% Ti	М.п.*	350-500	30	деформируемый
	BT5	5% Al	С.п.	750-900	10	
	BT5-1	5% Al; 2,5% Sn	С.п.	750-900	12	
	BT5Л	5% Al	М.п.	700-900	9	литейный
псевдо-α-сплавы	OT4-1	1,5% Al; 1% Mn	М.п.	600-750	20	деформируемый
	AT-2	2% Zr; 1% Mo	М.п.	600-750	20	
	BT20	6% Al; 1% Mo; 1% V	С.п.	950-1150	8	
	TC5	5% Al; 2% Zr; 3% Sn; 2% V	В.п.	950-110	8	
	BT20Л	6% Al; 2% Zr; 1% Mo	С.п.	≥1000	≤4	литейный
(α+β)-сплавы	BT6C	5% Al; 4% V	С.п.	850-1000	12	деформируемый
	BT3-1	6% Al; 2,5% Mo; 2% Cr; 0,3% Si; 0,5% Fe	В.п.	1000-1200	10	
	BT14	4,5% Al; 3% Mo; 1% V	В.п.	900-1070	8	
	BT22	5% Al; 5% Mo; 5% V; 1% (Fe, Cr)	В.п.	1100-1250	8	
	BT14Л	5% Al; 3% Mo; 1% V; 0,5% (Cr, Fe)	В.п.	900	5	литейный
Псевдо β-сплавы	BT-15	3% Al; 7% Mo; 11% Cr	В.п.	1350-1500	4	деформируемый
	TC6	3% Al; 5% Mo; 6% V-11% Cr	В.п.	1400-1500	4	
β-сплавы	4201	33% Mo	С.п.	800-850	10	деформируемый, коррозионност.

* – М.п. – малопрочные (высокопластичные), С.п. – среднепрочные, В.п. – высокопрочные

Титановые сплавы подвергаются следующим видам термической обработки: отжигу для снятия напряжений, рекристаллизационному отжигу, упрочняющей термической и химико-термической обработке.

Упрочняющая термическая обработка ($\alpha+\beta$)-сплавов состоит из закалки с температур нагрева до β - или ($\alpha+\beta$)-области с последующим искусственным старением. После закалке образуется α' -фаза (мартенситная фаза) игольчатого строения, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -фазе. При старении из α' -фазы выделяется β -фаза, понижающая твердость сплава, или интерметаллидная фаза, вызывающая охрупчивание.

При закалке из β -области структура сплавов состоит из переохлажденного β' -твердого раствора. При старении из такого раствора выделяется мелкодисперсная α -фаза, повышающая прочность и твердость сплава.

Для повышения жаростойкости детали из титановых сплавов подвергают различным видам диффузионной металлизации, а для повышения износостойкости – азотированию.

15.2. Медь и её сплавы.

Медь действительно цветной металл: в зависимости от чистоты и состояния поверхности цвет изменяется от розового до красного. Её порядковый номер 29, имеет кристаллическую решетку ГЦК с периодом решетки 0,3608 нм. Медь плавится при температуре 1083 °С, не имеет полиморфных превращений, её удельный вес составляет 8,94 г/см³. Медь обладает высокой электропроводностью и теплопроводностью, имеет высокие технологические свойства: хорошо паяется, сваривается, легко обрабатывается давлением. В отожженном состоянии предел прочности меди составляет 200–250 МПа при относительном удлинении 40–50%. По ГОСТ 859–78 производится 11 марок меди в зависимости от содержания примесей, например: М00 содержит 99,99% Cu, М0 – 99,97% Cu, М2 – 99,7% Cu и т. д. Благодаря высокой электропроводности медь нашла широкое применение в электротехнике. Из меди изготавливают шины, ленты, кабели, обмотки электродвигателей и др. Примеси изменяют свойства меди. Понижают электропроводность примеси, которые образуют с медью твердые растворы: фосфор (P), мышьяк (As), алюминий (Al), олово (Sn).

Высокая теплопроводность меди делает её пригодной для водоохлаждаемых тиглей, кристаллизаторов, поддонов и изложниц для отливки титана (Ti) и др.

На механические свойства меди примеси влияют незначительно, в большей мере они зависят от состояния (литое или деформированное). Для повышения прочности медь легируют цинком (Zn), алюминием (Al), оловом (Sn), никелем (Ni), железом (Fe) или подвергают холодной пластиче-

ской деформации. В результате холодной пластической деформации медь наклёпывается и её временное сопротивление разрыву может достигать 400–450 МПа, при одновременном снижении пластичности и электропроводности на 2–4%.

Восстановить пластичность меди можно рекристаллизационным отжигом при температуре 500–600 °С.

Медные сплавы по технологическим свойствам подразделяются на *деформируемые* (при получении листов, полос, профилей, проволоки) и *литейные* (при получении отливок в песчаные или металлические формы). По способности упрочняться в результате нагрева медные сплавы делятся на упрочняемые и *не упрочняемые* термической обработкой. По химическому составу более широко известно деление медных сплавов на *латуни* и *бронзы*.

В *латунях* главным легирующим элементом является цинк (Zn). Латуни получили широкое распространение благодаря сочетанию высоких механических и технологических свойств. Структура и свойства латуней определяется диаграммой состояния «Cu – Zn» (рис. 15.3).

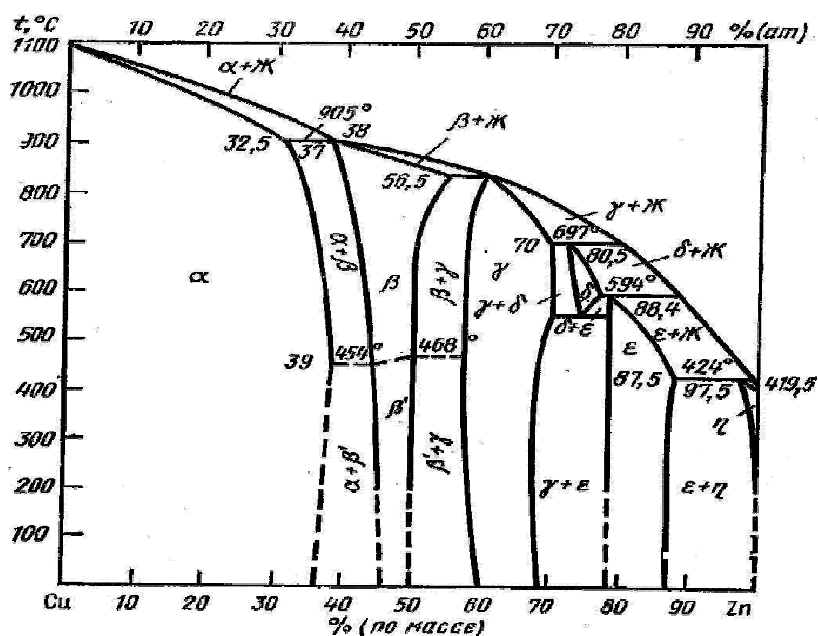


Рис.15.3. Диаграмма состояния системы «Cu – Zn»

Содержание цинка в кристаллической решетке может достигать 39%. Латуни, состоящие из меди и цинка, называют *простыми*. Они могут быть однородными (до 39% цинка) и двухфазными (более 39% цинка). Однофазные латуни имеют высокую пластичность, т. к. состоят из однофазного α -твёрдого раствора. Двухфазные латуни при наличии β -фазы имеют более высокую прочность, но пластичность при этом снижается (рис.15.4).

Простые латуни маркируются буквой «Л» и цифрой, показывающей процентное содержание меди. Латунь Л80 содержит 80% меди и 20% цин-

ка. Простые латуни поставляются в виде листов, ленты, прутков, проволоки и согласно ГОСТ 15527–70 имеют обозначение Л96, Л90, ..., Л59.

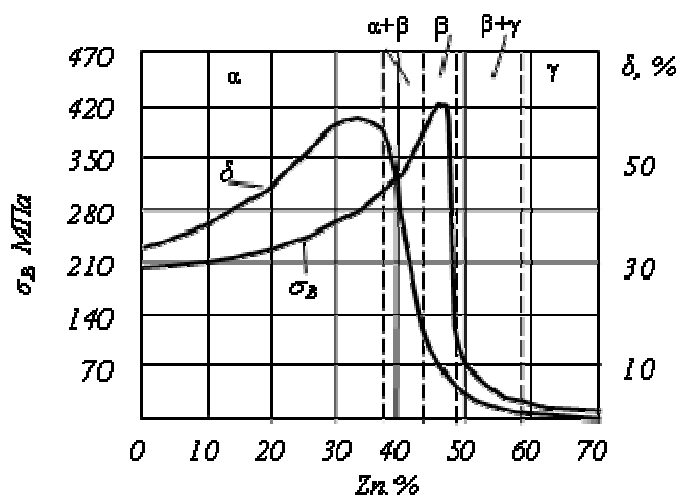


Рис. 15.4. Влияние содержания цинка на свойства латуней

Специальные (многокомпонентные) латуни содержат и другие легирующие элементы: алюминий (Al), никель (Ni), Марганец (Mn), олово (Sn) и др. Алюминий, кремний, марганец и никель повышают механические свойства латуни и сопротивление коррозии, а свинец улучшает обрабатываемость резанием. В специальных латунях после буквы «Л» следуют буквы русского алфавита, обозначающие легирующий элемент: А – Al, Н – Ni, К – Si, С – Pb, О – Sn, Ж – Fe, Мц – Mn, Ф – P, В – Be, Ц – Zn. Цифры после букв показывают среднее содержание меди и легирующих элементов в %. Например: ЛК 80–3 содержит 80% меди, 3% кремния, 17% цинка.

Простые и специальные латуни относятся к деформируемым сплавам и используются как конструкционный материал там, где требуются высокая прочность и коррозионная стойкость: в трубопроводной арматуре, в химическом машиностроении и особенно в судостроении. Изготавливают из латуней листы, ленту, проволоку, а затем из этого проката – радиаторные трубки, снарядные гильзы, трубопроводы, шайбы, гайки, втулки, уплотнительные кольца, токопроводящие детали электрооборудования.

Кроме деформируемых латуней, применяются и литейные латуни, которые содержат большое количество добавок для улучшения литейных свойств. Их обозначение отличается от деформируемых латуней. В них содержание компонента указывается после буквы обозначения: ЛЦ40Мц3Ж – содержит 40% Zn, 3% Mn, 1% Fe, остальное медь.

Механические свойства литейных латуней существенно зависят от способа получения отливок – песчано-глинистые формы, керамические или кокиль. Из литейных латуней изготавливают паровые и воздушные клапаны, корпуса кранов, пробки топливной и воздушной аппаратуры.

Бронзы – это сплавы меди со всеми другими элементами: оловом, алюминием, кремнием, бериллием и др. Бронзы различают по химическому со-

ставу и состоянию обработки. В некоторых случаях прочность таким способом может быть повышена до 750 МПа, по сравнению с обычной прочностью двухкомпонентных бронз – 400–500 МПа.

Бронзы называют по наличию легирующего элемента в её составе: *алюминиевые, оловянистые, кремнистые, бериллиевые* и т. д. Бронзы маркируют буквами «Бр» (бронза), за которыми следуют буквы и цифры, указывающие на состав и содержание в % легирующих элементов. Например: Бр ОЦС 4–4–2,5 содержит 4% олова, 4% цинка, 2,5% свинца, остальное медь; Бр КМц 3–1 содержит 3% кремния, 1% марганца, остальное медь.

Оловянистые бронзы известны с бронзового века. Они, как и другие сплавы, делятся на деформируемые (<10% Sn) и литейные (>10% Sn). В прошлом бронзы получили название в зависимости от их назначения: *колокольная* (20–30% олова), *зеркальная* (30–35% олова), *монетная* (4–10% олова), *пушечная* (8–18% олова). Оловянистые бронзы отличаются хорошими литейными свойствами – высокой жидкотекучестью и малой усадкой. С целью экономии олова в бронзы добавляют цинк в таком количестве, чтобы он полностью растворялся в меди, образуя твёрдый раствор, тем самым повышая механические свойства. Для улучшения обрабатываемости резанием в оловянистые бронзы добавляют свинец (например, БрО6Ц4С17: 6% Sn, 4% Zn, 17% Pb, остальное Cu). Литейные оловянистые бронзы, обладая высокой коррозионной стойкостью в воде и на воздухе, применяются для пароводяной арматуры.

Деформируемые оловянистые бронзы характеризуются более низким содержанием олова (например: Бр ОЦ4–3 содержит 4% Sn, 3% Zn, остальное медь) и имеют однофазную структуру твёрдого раствора. После холодной обработки давлением бронзы подвергаются отжигу при 600–700 °С. Они пластичны и более прочны, чем литейные. Кроме того, деформируемые оловянистые бронзы обладают высокими упругими свойствами, поэтому их используют для получения пружин, мембран и др.

Алюминиевые бронзы обычно содержат от 5 до 10% алюминия. Механические и коррозионные свойства этих бронз выше, чем у оловянистых. Алюминиевые бронзы можно подвергать закалке и старению. Однофазные алюминиевые бронзы (Бр А7) более пластичны, чем двухфазные, и относятся к деформируемым. Они обладают высокой прочностью и пластичностью ($\sigma_B = 400\text{--}450$ МПа, $\delta = 60\%$).

Легируют алюминиевые бронзы железом, никелем, марганцем и др. для устранения литейных недостатков и увеличения механических свойств после упрочняющей термической обработки (закалки с последующим старением). Например, у бронзы Бр АЖН10–4–4 (10% Al, 4% Fe, 4% Ni, остальное медь) твёрдость увеличивается от 1500 до 4000 НВ; из неё изготавливают седла клапанов, направляющие втулки, шестерни и др.

Кремнистые бронзы содержат до 3% кремния и являются заменителями оловянистых бронз, для улучшения механических свойств их дополнительно легируют никелем и марганцем. Обладая высокой упругостью и антикоррозионными свойствами, эти бронзы применяются для изготовления упругих элементов различных механизмов. Из бронзы Бр КМцЗ–1 (3% Si, 1% Mn, остальное медь) изготавливают стопорные и упорные кольца насосов, мембраны датчиков давления.

Свинцовые бронзы обладают высокими антифрикционными свойствами, хорошей теплопроводностью (например, Бр С30), поэтому из этих бронз изготавливают вкладыши подшипников, работающих при больших давлениях и скоростях.

Бериллиевые бронзы содержат не более 2,5% бериллия (например, Бр Б2: 2% Be, остальное медь). Бериллий образует с медью твёрдый раствор переменной растворимости и, следовательно, такие бронзы можно подвергать упрочняющей термической обработке (закалке от 780 °С с последующим старением от 320 °С). После термической обработки повышаются как прочностные, так и упругие свойства: $\sigma_B = 1500$ МПа, $\tau_{УПР} = 600$ – 740 МПа. Бериллиевую бронзу применяют в виде пружин в часовых механизмах, электроаппаратуре, в качестве упругих контактов.

16. АЛЮМИНИЕВЫЕ И МАГНИВЫЕ СПЛАВЫ

16.1. Алюминий и его сплавы

Алюминий – металл серебристо-белого цвета, имеет кристаллическую ГЦК решетку, температура плавления 660 °С, удельный вес 2,7 г/см³. Обладает высокой электропроводностью и теплопроводностью, коррозионно-стойк за счет образования на поверхности защитной оксидной плёнки. Имеет малую прочность ($\sigma_B = 60\text{--}80$ МПа) и твёрдость (250 НВ), пластичен ($\delta = 35\text{--}50\%$). При пластической деформации значительно наклёпывается ($\sigma_B = 150\text{--}180$ МПа, $\delta = 1,5\%$, 450 НВ).

Технический алюминий выпускается в виде деформируемого полуфабриката (листы, профили, прутки и др.).

Механические свойства алюминия зависят от его чистоты и состояния. Увеличение содержания примесей и пластическая деформация повышают прочность и твёрдость алюминия (табл. 16.1). Ввиду низкой прочности применяют для ненагруженных деталей и элементов конструкций, когда от материала требуется лёгкость, свариваемость, пластичность. Изготавливают рамы, трубопроводы, фольгу, цистерны для перевозки нефти и нефтепродуктов, посуду и др.

Свойство высокой теплопроводности используют для изготовления теплообменников в промышленных и бытовых холодильных установках. Свойство высокой электрической проводимости используют при изготовлении конденсаторов, проводов, кабелей, шин и т. п.

Таблица 16.1.

Механические свойства алюминия

Марка	Сумма примесей, %	Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ, МПа
A995	0,005	Литье	50	–	45	150
A5	0,5		75	–	29	200
			90	–	25	250
A0	1	Деформированное и отожженное	90	30	30	250
		Деформированное	140	100	12	320

Алюминий имеет высокую отражательную способность. Это позволяет использовать его в прожекторах, рефлекторах, экранах телевизоров.

Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью к морской воде, органическим кислотам, устойчив в нейтральных растворах солей маг-

ния, натрия. Химическая стойкость алюминия различной чистоты обуславливается образованием на его поверхности тончайшей, но плотной беспористой плёнки окиси алюминия Al_2O_3 .

В машиностроении чистый алюминий практически не используется. Основное применение алюминия – это производство сплавов, достоинство которых в их малом удельном весе.

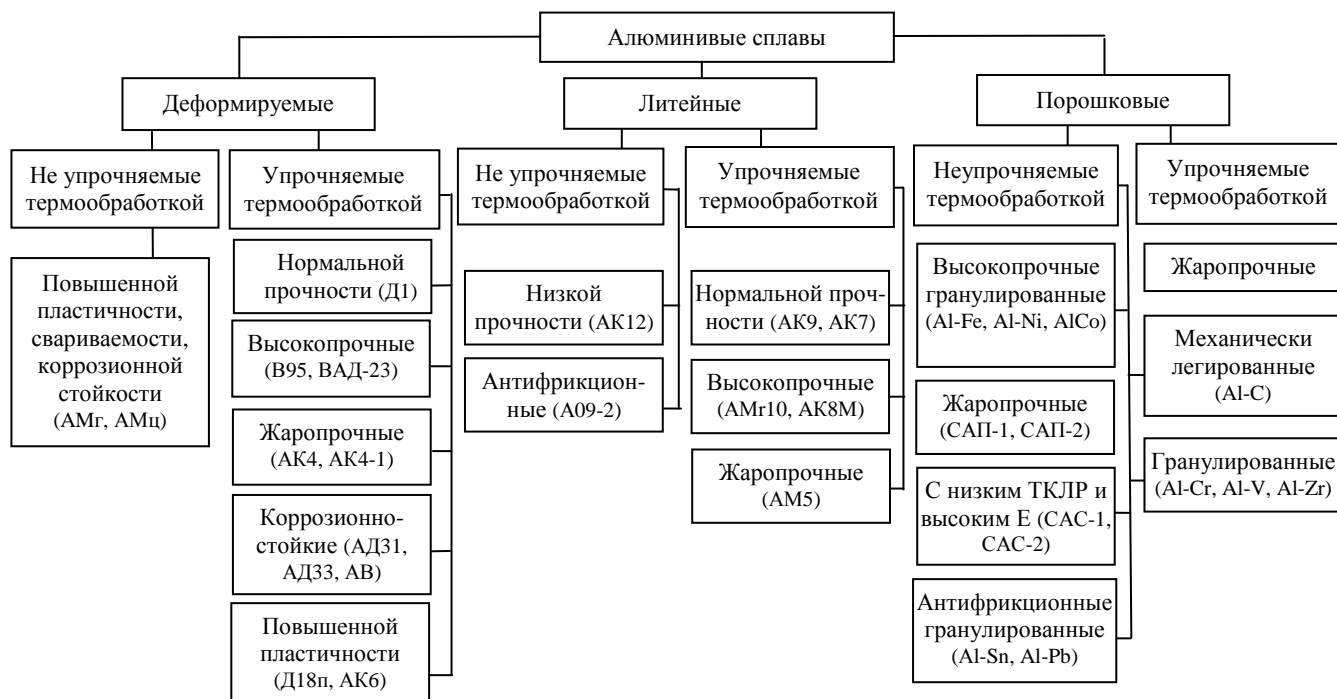


Рис. 16.1. Классификация алюминиевых сплавов

Алюминиевые сплавы классифицируют по технологии изготовления, способности к упрочнению термической обработкой и свойствам (рис. 16.1). Технические алюминиевые сплавы подразделяют на две группы: применяемые в деформированном виде (прессованном, катаном, кованным) и в литом (*деформированные* и *литейные* сплавы). Границу между сплавами этих групп определяет предел насыщения твёрдого раствора при эвтектической температуре (рис. 16.2). Деформируемые и литейные алюминиевые сплавы подразделяются на *не упрочняемые* и *упрочняемые* в результате термической обработки.

Основными легирующими элементами алюминиевых сплавов являются медь, магний, кремний, марганец, цинк, реже литий, никель, титан. Легирующие элементы повышают температуру рекристаллизации алюминия (рис. 16.3). Многие легирующие элементы образуют с алюминием твёрдые растворы ограниченной переменной растворимости и промежуточные фазы $CuAl_2$, Mg_2Si и др. Это даёт возможность подвергать сплавы упрочняющей термической обработке, состоящей из закалки на пересыщенный твёрдый раствор и естественного или искусственного старения.

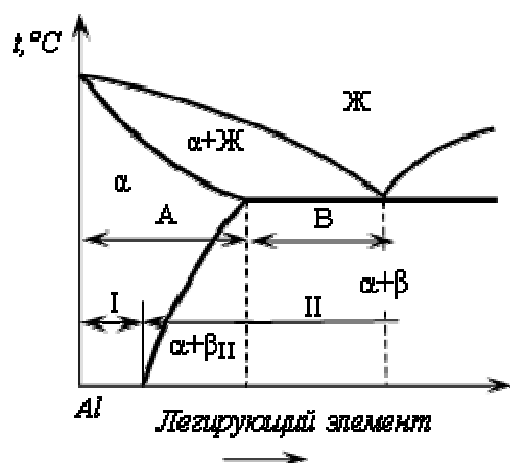


Рис. 16.2. Диаграмма состояния «Алюминий – легирующий элемент»

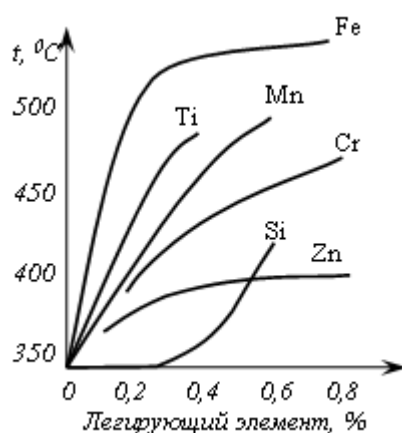


Рис. 16.3. Влияние легирующих элементов на температуру рекристаллизации алюминия

К деформируемым сплавам *неупрочняемым* термической обработкой относятся сплавы *АМц* и *АМг*.

Сплавы типа АМц (АМц1) относятся к системе «Al – Mn»; структура состоит из α -твёрдого раствора и вторичных выделений фазы $MnAl_6$, переходящих в твёрдый раствор при повышении температуры. При легировании железом вместо $MnAl_6$ образуется сложная тройная фаза $(Mn, Fe)Al_6$, которая не растворяется в алюминии, поэтому эти сплавы не упрочняются термической обработкой. В отожженном состоянии обладают высокой пластичностью ($\delta = 18\text{--}22\%$) и низкой прочностью ($\sigma_B = 130$ МПа).

Сплавы типа АМг (АМг1, АМг5) относятся к системе «Al – Mg». Магний образует с алюминием α -твёрдый раствор, концентрация которого при повышении температуры увеличивается от 1,4 до 17,4% в результате растворения фазы Mg_2Al_3 . Сплав АМг в отожженном состоянии имеет $\sigma_B = 190$ МПа, $\delta = 23\%$

Сплавы типа АМц и АМг упрочняют с помощью пластической деформации и используют в нагартованном (80% наклёпа) и полунагартованном (40% наклёпа) состояниях. Применение наклёпа ограничено из-за

резкого снижения пластичности, поэтому в большинстве случаев их используют в отожженном состоянии. Температура отжига: 350–420 °С.

Сплавы типа АМц и АМг применяют для изделий, получаемых глубокой вытяжкой или сваркой, от которых требуется высокая коррозионная стойкость (трубопроводы для бензина и масла, сварные баки и т. п.).

К *деформируемым* сплавам, *упрочняемым* термической обработкой, относятся сплавы системы «Al – Cu». Они характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности. Наиболее характерными представителями этих сплавов являются дуралюмины, широко применяемые в авиа-, судо- и ракетостроении. Согласно диаграмме «Al – Cu» (рис. 16.4), медь с алюминием образуют твёрдый раствор, максимальная концентрация меди в котором 5,65% при эвтектической температуре. С понижением температуры растворимость меди уменьшается, достигая 0,1% при 20 °С. Из твёрдого раствора выделяется θ -фаза – CuAl_2 , содержащая 54,1% Cu. Она имеет объёмноцентрированную тетрагональную кристаллическую решетку и обладает сравнительно высокой твёрдостью. В сплавах дополнительно легированных магнием образуется ещё ζ -фаза (Al_2CuMg) с ромбической кристаллической решеткой.

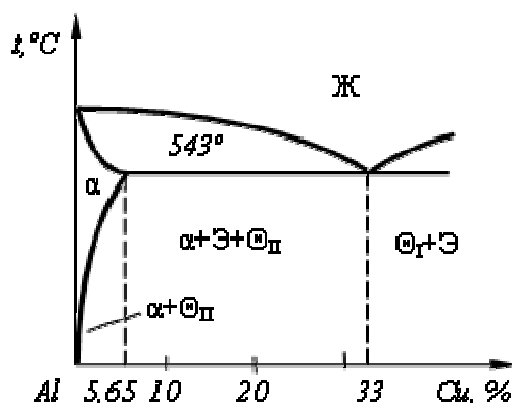


Рис. 16.4 Диаграмма состояния «Al – Cu»

Маркируются дуралюмины буквой «Д» и цифрой, означающей номер сплава, например: Д1, Д16, Д20 и т. д. Поставляются в виде сортового проката в отожженном и термически упрочненном состоянии. Упрочняющая термическая обработка состоит из закалки и естественного старения. При закалке дуралюмины охлаждают в воде при 40 °С. После закалки структура состоит из пересыщенного раствора и нерастворимых фаз, образуемых примесями. При естественном старении образуются зоны Гинье-Престона, богатые медью и магнием.

Зоны Гинье-Престона – это скопление атомов меди, неразрывно связанных с α -твёрдым раствором. Они значительно тормозят перемещение дислокаций, что и является причиной возрастания прочности при старении. Старение продолжается пять–семь суток. Длительность старения значительно сокращается при увеличении температуры до 40 °С и особенно

до 100 °С. После закалки и искусственного старения сплавы обладают лучшей пластичностью и менее чувствительны к концентраторам напряжений. Искусственному старению (при 190 °С, в течение 10 часов) подвергаются детали, используемые для работы при повышенных температурах (до 200 °С).

Кроме дуралюминов к термически упрочняемым деформируемым сплавам относятся следующие алюминиевые сплавы: *ковочные* (АК4-1, АК6, АК8 и т. д.), маркируемые буквами АК, и высокопрочные (В95, В96 и т. д.), маркируемые буквой В.

По химическому составу ковочные сплавы близки к дуралюминам, отличаясь от них более высоким содержанием кремния. Детали из ковочных сплавов подвергают закалке от 500–575 °С и старению при 150–165 °С в течение 6–15 часов. Дополнительное легирование Ni, Fe, Ti повышает температуру рекристаллизации и жаропрочность этих сплавов до 300 °С, что позволяет использовать их при изготовлении поршней, лопаток, дисков осевых компрессоров турбореактивных двигателей и т. п.

Высокопрочные алюминиевые сплавы принадлежат к системе «Al – Zn – Mg – Cu» и содержат добавки марганца, хрома, циркония. Эти элементы увеличивают неустойчивость твердого расплава, ускоряют его распад и усиливают старение сплава. Наибольшее упрочнение вызывают закалка с температур 465–475 °С и старение при 140 °С, в течение 16 часов. После такой обработки сплав В95 имеет $\sigma_B = 569\text{--}600$ МПа, $\delta = 9\text{--}12\%$, 1500 НВ. Сплавы применяют для высоконагруженных деталей, конструкций, работающих в условиях напряжения сжатия.

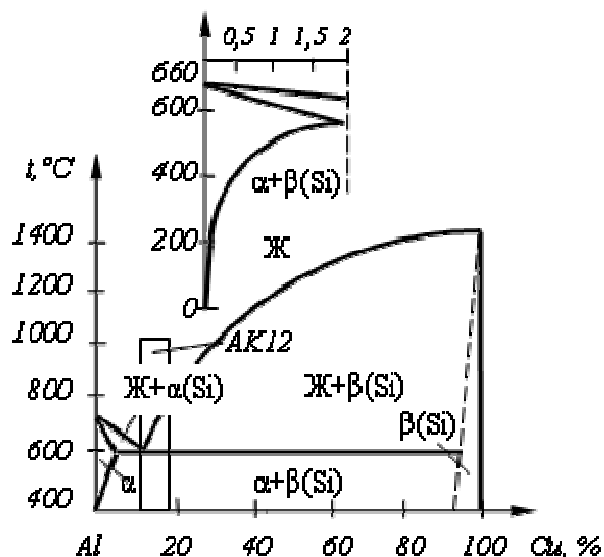


Рис. 16.5. Диаграмма состояния системы «Al–Si».

Основные требования к *литейным* алюминиевым сплавам – сочетание хороших литейных свойств (высокой жидкотекучести, небольшой усадки, малой склонности к образованию горячих трещин и пористости) с опти-

мальными механическими и химическими (сопротивление коррозии) свойствами. К литейным относятся сплавы эвтектического состава на основе систем «Al – Si», «Al – Cu», «Al – Mg».

Лучшими литейными свойствами обладают эвтектические сплавы на основе «Al – Si» (силумины) (рис. 16.5), например: АЛ2, АЛ4, АЛ9. Наиболее распространён сплав, содержащий 10–13% Si (АЛ2), обладающий высокой коррозионной стойкостью, большой плотностью отливок. В структуре содержит эвтектику, состоящую из α -твёрдого раствора кремния в алюминии и кристаллов практически чистого кремния. Кремний при затвердевании эвтектики выделяется в виде грубых кристаллов игольчатой формы, которые играют роль внутренних надрезов в пластичном α -твёрдом растворе. Такая структура обладает низкими механическими свойствами.

Силумины обычно модифицируют натрием, который в виде хлористых и фтористых солей вводят в жидкий сплав в количестве 2–3% от массы сплава. В этом случае в структуре сплава вместо избыточного кремния появляются кристаллы α -твёрдого раствора. Это приводит к увеличению пластичности и прочности (рис 16.6).

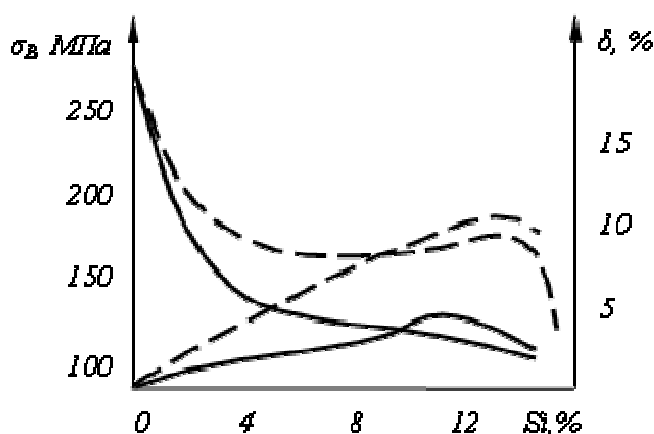


Рис.16.6. Зависимость механических свойств для модифицированного (штриховые линии) и немодифицированного (сплошные линии) силумина от содержания кремния

Для легирования силуминов используют магний, медь, марганец, титан. Растворяясь в алюминии, они повышают прочность, твёрдость. Медь улучшает обрабатываемость резанием, титан оказывает модифицирующее действие. Медь и магний, обладая переменной растворимостью в алюминии, способствует упрочнению силуминов при термической обработке, состоящей из закалки и искусственного старения. Температура закалки различных силуминов находится в пределах 515–535 °С, температура старения – 150–180 °С.

Из легированных силуминов наибольшее применение имеют сплавы с добавками магния АК7ч, (ч – содержание примесей 0,1–0,3%), магния и марганца (АК9ч). Наибольшее упрочнение вызывает метастабильная β' -фаза (Mg_2Si). Легированные силумины применяют для средних и круп-

ных литых деталей ответственного назначения: корпусов компрессора, картеров, головок цилиндров.

Сплавы системы «Al – Cu» характеризуются высокой прочностью при обычных и повышенных температурах, хорошо обрабатываются резанием и свариваются, но (из-за отсутствия эвтектики) обладают плохими литейными свойствами. Сплавы склонны к хрупкому разрушению вследствие выделения по границам зерен грубых частиц θ -фазы: CuAl_2 и $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, поэтому их применяют в закалённом состоянии, когда эти соединения переведены в твёрдый раствор. Во время нагрева сплава под закалку наряду с растворением θ -фазы из твёрдого раствора выпадают мелкодисперсные частицы фазы $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$, увеличивающие прочность при обычных и повышенных температурах. После закалки: $\sigma_B = 320$ МПа, $\sigma_{0,2} = 180$ МПа, 800 НВ.

Сплавы системы «Al – Cu» используют для деталей, работающих при температурах до 300 °С. Так как эти сплавы малоустойчивы против коррозии, то отливки подвергают анодированию, химическому оксидированию и окраске.

Сплавы системы «Al – Mg» обладают высокой коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах, обрабатываются резанием и свариваются. Дополнительное легирование бериллием, титаном и цирконием вызывает измельчение зерна и затормаживание процесса естественного старения, приводящего к снижению пластичности и коррозионной стойкости. Термообработка состоит из закалки с охлаждением в масле (40–50 °С). Выдержка при температуре закалки составляет 12–20 часов, что обеспечивает растворение частиц Al_3Mg_2 в α -твёрдом растворе и получение однородного раствора. Добавление до 1,5% Si улучшает литейные свойства.

Сплавы системы «Al – Mg» применяют для изготовления деталей, работающих в условиях высокой влажности, в судо-, самолето- и ракетостроении.

16.2. Магний и его сплавы

Магний – металл светло-серого цвета, обладающий наименьшим удельным весом среди металлов – 1,74 г/см³. Имеет гексагональную кристаллическую решетку. Температура плавления – 651°С. Несмотря на образование на поверхности тонкой пленки окиси магния (MgO), металл легко окисляется во влажной атмосфере, быстро разрушается под действием морской воды и большинства минеральных кислот, при повышении температуры интенсивно окисляется и может самовоспламениться.

Механические свойства магния невысоки: он обладает небольшой прочностью и малой пластичностью: $\sigma_B = 190$ МПа, $\sigma_{0,2} = 90$ МПа, $\delta = 18\%$. Такие свойства магния ограничивают его применение как конструкционного материала. Технический магний выпускается трех марок: МГ90

(99,9% Mg), МГ95 (99,95% Mg), МГ96 (99,96% Mg). Используется технический магний как пиротехнический материал, в химических производствах, как раскислитель и модификатор в металлургии и для получения сплавов на его основе.

Основными легирующими элементами в магниевых сплавах являются марганец, алюминий и цинк. Алюминий и цинк оказывают большое влияние на прочность и пластичность магниевых сплавов: максимальные значения механических характеристик достигаются при введении в сплав 6–7% алюминия или 4–6% цинка. Эти элементы образуют с магнием упрочняющие фазы Mg_4Al_3 и $MgZn_2$, выделяющиеся в мелкодисперсном виде после закалки со старением. Цирконий, титан, кальций, церий, лантан измельчают зерно, раскисляют сплав, повышают его жаропрочность.

Магниевые сплавы хорошо обрабатываются резанием и свариваются различными видами сварки, удовлетворительно работают при низких температурах. Для повышения механических свойств сплавы на основе магния могут подвергаться различным видам термической обработки:

- диффузионному отжигу при температуре 400–490 °С в течение 10–24 часов для устранения ликвации в литых сплавах (выравнивания химического состава по объему зерен);
- рекристаллизационному отжигу при температуре 250–350 °С для снятия наклепа; при этом отжиге уменьшается анизотропия механических свойств, возникшая при пластической деформации;
- закалке со старением при температуре 150–200 °С;
- гомогенизации (закалке) при 380–540 °С.

По технологии изготовления изделий магниевые сплавы разделяются на *литейные* МЛ и *деформируемые* МА.

В литых магниевых сплавах повышения механических свойств добиваются измельчением зерна модифицированием добавками мела или магнетита. При литье в песчаные формы в смесь вводят специальные добавки (фториды алюминия) для уменьшения окисления магния.

Среди *литейных* магниевых сплавов широкое применение имеют сплавы МЛ5, МЛ6, МЛ10, МЛ12 и др. Химический состав и свойства приведены в таблице 16.2.

Сплавы системы «Mg – Al – Zn» (МЛ4, МЛ5, МЛ6) – отличаются наилучшими литейными свойствами: малой линейной усадкой, хорошей жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рыхлот. Из этих сплавов изготавливают сложные ответственные отливки. Структура этих сплавов состоит из δ -твердого раствора алюминия и цинка в магнии с включениями по границам зерен соединения $Mg_{17}Al_{12}$ (в виде мелких частиц голубоватого цвета). После литья сплавы подвергают гомогенизационному отжигу.

Химический состав и механические свойства магнитных сплавов

Сплав	Содержание элементов (средние значения), %				Режим термической обработки	σ_B , МПа	δ , %
	Al	Zn	Mn	Другие элементы			
Литейные сплавы							
МЛ1	8,25	05	0,35	–	закалка и есте- ственное ста- рение	226	5
МЛ6	9,6	0,9	0,12	–	закалка и ис- кусственное старение в те- чение 3–5 ч.	216	1
МЛ10	–	0,4	–	0,7 Zr; 2,5 Nd		230	3
МЛ12	–	4,5	–	0,85 Zr	условное ста- рение	225	5
Деформируемые сплавы							
МА1	–	–	1,9	–	–	205	7,5
МА2–1	4,4	1,15	0,5	–	–	300	14
МА14	–	5,5	–	0,55	закалка и ис- кусственное старение в те- чение 2–3 ч.	330	10

Жаропрочные магниевые сплавы (МЛ9 – МЛ11, МЛ14, ВМЛ–1 и ВМЛ–2) разработаны на основе системы «Mg – Zn – Zr» и используются для длительной эксплуатации при температурах 250–350 °С и кратковременной – до 400 °С. Жаропрочные свойства определяются присутствием интерметаллидных фаз. Эти сплавы упрочняются с помощью закалки и старения. Температура закалки от 540–545 °С, охлаждение в воде при температуре 80 °С, старение при 205 °С.

Жаропрочные магниевые сплавы часто применяются для деталей, подвергающихся одновременному воздействию статических и усталостных нагрузок. На рисунке 16.7 приведена зависимость пределов ползучести и выносливости сплава МЛ10 от температуры.

Коррозионная стойкость магниевых жаропрочных сплавов зависит от их состава, структуры и содержания примесей. Эти сплавы обладают хорошими технологическими литейными свойствами, высокой герметичностью (до 450 атм.), способностью сохранять высокую стабильность размеров. Отличаются малой склонностью к образованию микрорыхлот, горячих трещин в отливках.

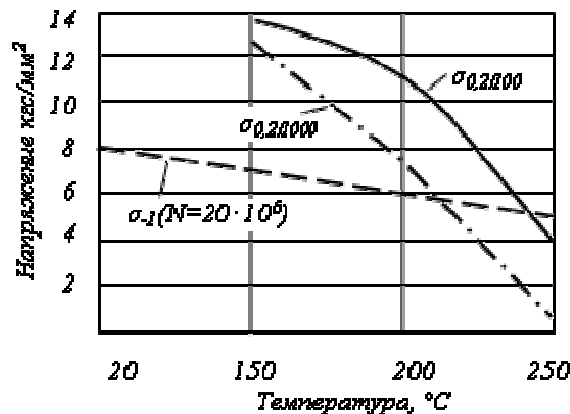


Рис.16.7. Изменение пределов ползучести и выносливости сплава МЛ10, в зависимости от температуры

Дополнительное легирование сплавов на основе «Mg – Zn – Zr» редкоземельными элементами, например в сплавах: МЛ12, МЛ15, МЛ18, уменьшает склонность к трещинообразованию, чувствительность к толщине сечения литой детали и повышает прочностные характеристики.

Деформируемые магниевые сплавы обозначаются МА1, МА2, МА8 и др. Среди деформируемых сплавов наибольшей прочностью обладают сплавы систем «Mg – Al», «Mg – Mn», «Mg – Zn», легированные цирконием, кадмием, серебром, редкоземельными металлами.

Алюминий и цинк обладают высокой растворимостью в магнии. В промышленные сплавы вводят до 10% алюминия и до 6% цинка. Прочность увеличивается сначала за счет возрастания концентрации твердого раствора, затем за счет появления вторичных фаз Mg_4Al_3 и $Mg_3Zn_3Al_2$.

Цинк и алюминий придают сплавам хорошую технологическую пластичность, что позволяет изготовить из них кованные и штампованные детали сложной формы. Для устранения вредного влияния железа и повышения коррозионной стойкости вводят марганец. Максимальная коррозионная стойкость достигается при добавке около 1,3% Mn.

Кадмий неограниченно растворяется в магнии и не образует собственных фаз. Легируя твердый раствор, кадмий повышает прочность и технологическую пластичность сплавов.

Серебро обладает значительной (до 15,5%) растворимостью в магнии. Высокая прочность сплавов системы «Mg – Al», легированных кадмием и серебром объясняется наличием высоколегированного твердого раствора и большого количества упрочняющей фазы Mg_4Al_3 .

Магниевые сплавы системы «Mg – Zn» дополнительно легируют цирконием, редкоземельными металлами. Содержание цинка ограничивается 5–6%, при больших значениях в структуре сплава появляется интерметаллидная фаза $MgZn_2$, которая ведет к упрочнению, но снижению пластичности.

Цирконий оказывает рафинирующее и модифицирующее действие. Вступая в соединение с водородом, он уменьшает пористость, измельчает структуру, повышает временное сопротивление и пластичность.

Деформируемые сплавы производят в виде поковок, штамповых заготовок, горячекатаных полос, прутков и профилей. Температурные интервалы технологических процессов обработки давлением магниевых сплавов находятся в пределах: прессование при 300–480 °С, прокатка при 440–225 °С, штамповка в закрытых штампах при 480–280 °С.

Большинство магниевых сплавов термической обработкой не упрочняется. Они применяются в отожженном состоянии или в состоянии после горячей деформации.

17. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

17.1. Полимеры и пластмассы

Полимеры (от греческого *polymeres* – состоящий из многих частей, многообразный, от *poly* – много и *meros* – доля, часть) – соединения с высокой молекулярной массой, молекулы которых состоят из большого числа регулярно или нерегулярно повторяющихся групп атомов – звеньев.

Молекулы, состоящие из многочисленных элементарных звеньев (мономеров) одинакового химического состава и структуры, называются *макромолекулами*. Свойства вещества определяются не только химическим составом этих макромолекул, но и их взаимным расположением и строением. Поперечное сечение макромолекулы составляет, как правило, несколько нанометров, а длина достигает нескольких тысяч нанометров или нескольких микрометров, поэтому макромолекулы обладают хорошей гибкостью.

По форме макромолекул полимеры делят на линейные (цеповидные), разветвленные, плоские, ленточные (лестничные), пространственные или сетчатые (рис. 17.1). Полимеры с линейной структурой эластичны, при нагревании размягчаются, растворимы в органических растворителях. Полимеры с сетчатой структурой обладают наибольшей прочностью и теплоустойкостью.

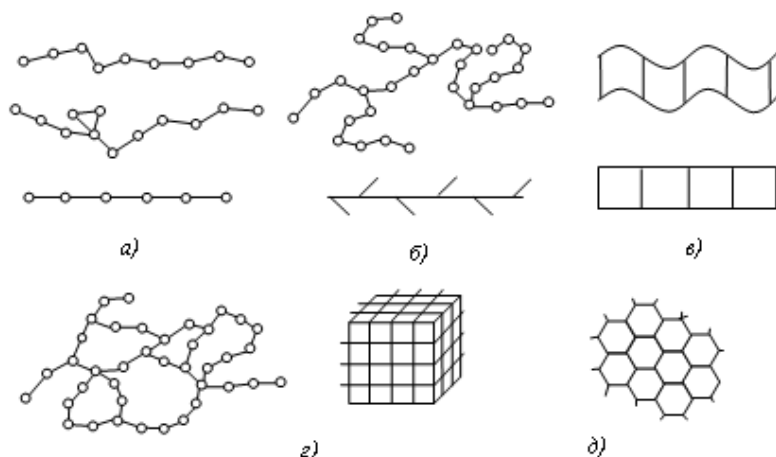


Рис. 17.1. Форма макромолекулы полимеров: а – линейная; б – разветвленная; в – ленточная; г – пространственная, сетчатая, д – паркетная

По фазовому состоянию полимеры подразделяют на аморфные и кристаллические. Аморфные полимеры однофазны и построены из цепных молекул, собранных в пачки (рис. 17.2). Пачка состоит из многих рядов макро молекул, расположенных последовательно друг за другом. Пачки способны перемещаться относительно соседних элементов, так как они являются структурными элементами.

В случае образования кристаллической структуры атомы соседних цепей расположены в правильном трехмерном порядке, образуя определенную пространственную решетку. Кристаллические участки полимера чередуются с аморфными, поэтому степень кристалличности в полимерах никогда не достигает 100%, в отличие от металлов. Кристалличность сообщает полимеру большую жесткость и твердость, а также теплостойкость. При длительном хранении, эксплуатации и переработке надмолекулярные структуры могут претерпевать изменения.

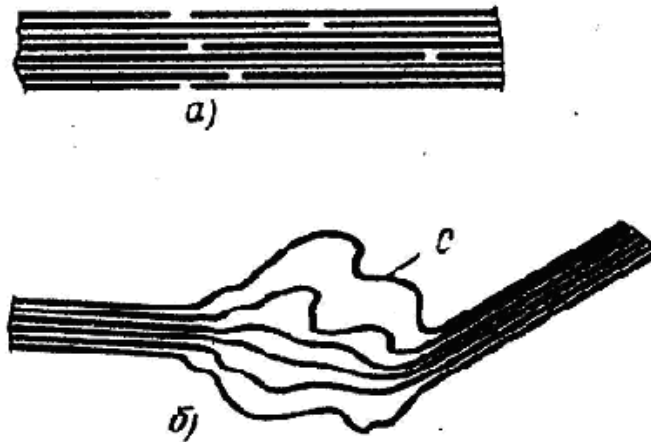


Рис.17.2. Схематичное строение пачки:

а – объединение макромолекул в пачки; б – пачка с аморфным участком

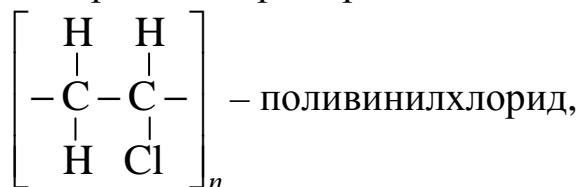
По полярности полимеры подразделяют на *полярные* и *неполярные*. Полярность определяется наличием в их составе диполей – разобщенных центров распределения положительных и отрицательных зарядов.

Неполярные полимеры, например:



являются высококачественными диэлектриками, обладают хорошей морозостойкостью, но имеют небольшую прочность ($\sigma_B = 20\text{--}45$ МПа).

Полярные, например:



полимеры жесткие, теплостойкие, прочные ($\sigma_B = 100\text{--}200$ МПа), но в отличие от неполярных неморозоустойчивые.

Все полимеры по отношению к нагреву подразделяют на *термопластичные* и *терморективные*.

Термопластичные полимеры при нагреве размягчаются, даже плавятся, при охлаждении затвердевают; этот процесс обратим. Структура макромолекул таких полимеров линейная или разветвленная.

Термореактивные полимеры на первой стадии образования имеют линейную структуру и при нагреве размягчаются, затем вследствие протекания химических реакций затвердевают (образуется пространственная структура) и в дальнейшем остаются твердыми.

Для удобства изучения связи, состава, структуры со свойствами полимеров их можно классифицировать по различным признакам (составу, форме макромолекул, фазовому состоянию, полярности, отношению к нагреву). По составу все полимеры подразделяют на *органические, элементоорганические, неорганические*.

Органическими полимерами являются смолы и каучуки. Элементоорганические соединения содержат в составе основной цепи неорганические атомы (Si, Ti, Al), сочетающиеся с органическими радикалами (CH₃, C₆H₅, CH₂). Эти радикалы придают материалу прочность и эластичность, а неорганические атомы сообщают повышенную теплостойкость.

К неорганическим полимерам относятся силикатные стекла, керамика, слюда, асбест. В составе этих соединений углеродного скелета нет. Основу неорганических материалов составляют оксиды кремния, алюминия, магния, кальция и др.

Пластические массы (пластмассы, пластики) – материалы на основе природных или синтетических полимеров, способные под влиянием нагревания и давления формоваться в изделия сложной конфигурации и затем устойчиво сохранять приданную форму.

Свойства пластмасс зависят от состава отдельных компонентов, их сочетания и количественного соотношения, что позволяет изменять характеристики пластиков в достаточно широких пределах.

По характеру связующего вещества пластмассы подразделяют на термопластичные (*термопласты*), получаемые на основе термопластичных полимеров, и термореактивные (*реактопласты*), получаемые на основе термореактивных смол.

Термопласты удобны для переработки в изделия, имеют незначительную (1–3%) усадку при формовании. Материал отличается большой упругостью и малой хрупкостью. Обычно термопласты изготавливают без наполнителя. Но в последние годы стали применять термопласты с наполнителями в виде минеральных и синтетических волокон (*органопласты*). *Реактопласты* после отверждения и перехода связующего вещества в термостабильное состояние хрупки, часто дают большую усадку (до 10–15 %) при их переработке.

Особенностями пластмасс являются малая плотность, низкая теплопроводность, значительное тепловое расширение (в десять–тридцать раз

больше, чем у стали), хорошие электроизоляционные свойства, высокая химическая стойкость, высокие фрикционные и антифрикционные свойства, меньшее количество отходов.

Недостатками пластмасс являются невысокая теплостойкость (максимальная температура эксплуатации термопластов – до 250 °С, терморезистивных пластмасс – до 400 °С), низкие модуль упругости и ударная вязкость по сравнению с металлами и сплавами, склонность к старению, т. е. к изменению свойств с течением времени.

17.2. Резиновые и клеящие материалы

Резиной (от латинского *resina* – смола) называется продукт специальной обработки (вулканизации) смеси каучука и серы с различными добавками (наполнители, пластификаторы, активаторы вулканизации, антиоксиданты и др.).

Резина как технический материал отличается от других материалов высокими эластическими свойствами, которые присущи каучуку. Она способна к очень большим деформациям (относительное удлинение достигает 1000 %), которые почти полностью обратимы.

Кроме отмеченных особенностей, для резиновых материалов характерны высокая стойкость к истиранию, газо- и водонепроницаемость, химическая стойкость, электроизолирующие свойства и небольшая плотность.

Основой всякой резины служит натуральный каучук (НК) или синтетический (СК), который и определяет основные свойства резинового материала. Для улучшения физико-механических свойств каучуков вводятся различные добавки (ингредиенты).

Механические свойства резины (прочность при растяжении, напряжение при заданном относительном удлинении, твердость, износостойкость, усталостная выносливость и др.) в значительной степени зависят от состава резиновой смеси.

Резину подразделяют на две группы:

- резины общего назначения, применяемые в производстве шин, конвейерных лент, ремней, рукавов, изделий бытового назначения;
- резины специального назначения, используемые для получения разнообразных изделий, которые должны обладать одним или несколькими специальными свойствами (маслобензостойкость, морозостойкость, износостойкость и др.)

Резиновые клеи – это растворы каучуков или резиновых смесей в органических растворителях. В зависимости от типа каучука, на основе которого готовят клей, различают резиновые клеи специального и общего назначения. По температуре вулканизации (отверждения) резиновые клеи

делят на клеи горячего (больше 100 °С) и холодного отверждения. Резиновые клеи применяют при сборке резиновых и резинотканевых изделий, в производстве резиновых тканей и т. д.

Герметики, герметизирующие составы – полимерные композиции, применяемые для обеспечения непроницаемости болтовых или заклепочных соединений металлических конструкций, стыков между панелями наружных стен зданий и т. д. Герметики широко применяют в авиации, автомобилестроении, судостроении, строительстве. Они используются также в областях, не связанных с их основным назначением, например для изготовления точных слепков и отливок в технике зубопротезирования и криминалистике.

17.3. Стекло, ситаллы, графит

Стекло неорганическое – прозрачный (бесцветный или окрашенный) хрупкий материал, получаемый при остывании расплава, содержащего стеклообразующие компоненты (оксиды кремния, бора, алюминия, фосфора, титана, циркония и др.) и оксиды металлов (лития, калия, свинца, кальция, магния и др.). По типу стеклообразующего компонента различают стекло неорганическое силикатное (на основе SiO_2), боратное (B_2O_3), боросиликатное, алюмосиликатное и др. (рис. 17.3).

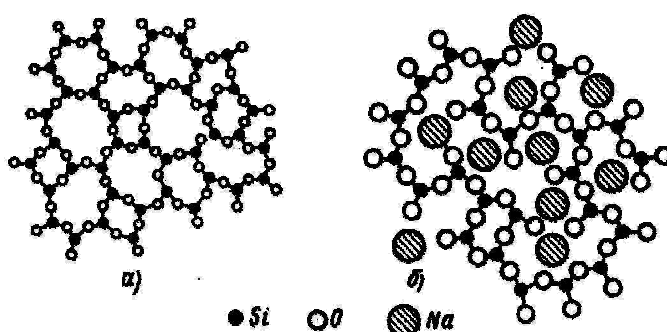


Рис. 17.3. Схема непрерывной структурной сетки стекла:
а – кварцевого, б – натриево-силикатного

Благодаря возможности придавать неорганическому стеклу разнообразные свойства, оно широко распространено в различных отраслях техники, строительстве, декоративном искусстве и быту.

Стекло органическое – техническое название прозрачных пластмасс на основе полистирола, поливинилхлоридов, поликарбонатов и др. По сравнению с неорганическим стеклом органическое отличается относительно небольшой плотностью и повышенной прочностью. Органическое стекло малочувствительно к ударам, толчкам и не дает опасных осколков. Применяется для изготовления трехслойного стекла для остекления самолетов, автомобилей и др. Из него изготавливают детали приборов, линзы, светофильтры и бытовые изделия.

Термин «ситаллы» образован от слов: стекло и кристаллы. За рубежом их называют стеклокерамикой, пирокерамами. Ситаллы получают на основе неорганических стекол путем их полной или частичной управляемой кристаллизации. По структуре и технологии получения ситаллы занимают промежуточное положение между обычным стеклом и керамикой. От неорганических стекол они отличаются кристаллическим строением, а от керамических материалов — более мелкозернистой и однородной микрокристаллической структурой (рис.17.4).



Рис. 17.4. Схема кристаллизации стекла при образовании ситаллов с помощью катализаторов

Ситаллы получают путем плавления стекольной шихты специального состава с добавкой катализаторов, охлаждения расплава до пластичного состояния и формования из него изделий методами стекольной технологии и последующей кристаллизации. Ситалловые изделия получают также порошковым методом спекания.

В отличие от обычного стекла, свойства которого определяются в основном его химическим составом, для ситаллов решающее значение имеют структура и фазовый состав. Причина ценных свойств ситаллов заключается в их исключительной мелкозернистости, почти идеальной поликристаллической структуре. В них совершенно отсутствует всякая пористость и усадка материала при его переработке незначительна. Свойства ситаллов изотропны. Большая абразивная стойкость делает их малочувствительными к поверхностным дефектам. Материалы обладают высокой химической устойчивостью к кислотам и щелочам, высокой жаростойкостью, газонепроницаемостью и нулевым водопоглощением, являются хорошими диэлектриками.

Жаропрочность ситаллов под нагрузкой составляет 800–1200 °С. Ударная вязкость ситаллов выше, чем ударная вязкость стекла (4,5–10,5 кДж/м²), однако они являются хрупкими материалами. Обладают высокой твердостью (микротвердость 7000–10500 МПа) и износостойкостью.

Применение ситаллов определяется их свойствами. Из ситаллов изготавливают подшипники, детали для двигателей внутреннего сгорания, трубы для химической промышленности, оболочки вакуумных электронных приборов, детали радиоэлектроники. Ситаллы используют в качестве жаростойких покрытий.

Графит – минерал, наиболее устойчивая кристаллическая модификация чистого углерода. Это полимерный материал кристаллического пластинчатого строения, образованный параллельными слоями гексагональных сеток (плоскостей) (рис. 17.5).

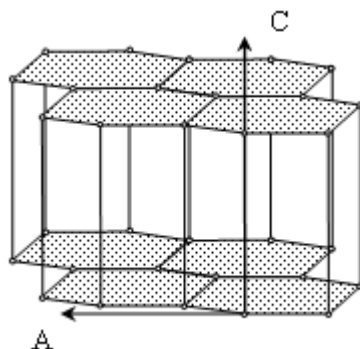


Рис. 17.5. Кристаллическая решетка графита.

Графит встречается в природе, а также его получают искусственным путем. Физико-механические свойства искусственного графита зависят от природы исходного сырья, технологии получения, плотности, степени ориентации кристаллов и др.

В качестве исходных материалов для производства технического графита применяют твердое сырье – нефтяной кокс и каменноугольный пек в качестве связующего вещества. Заготовки формуруются в процессе прессования или выдавливания. Процесс графитизации осуществляется путем нагрева заготовок (обоженных при 1200 °С) до 3000 °С.

Графит используется в производстве плавильных тиглей, электродов, карандашей, в атомных реакторах, а также для получения синтетических алмазов.

17.4. Композиционные материалы.

Композиционными материалами, или композитами, называют материалы, состоящие из сильно различающихся по свойствам друг от друга, взаимно нерастворимых компонентов.

Традиционно применяемые сплавы в известной мере достигли своего предела конструктивной прочности. Развитие современной техники требует создания материалов, надежно работающих в сложной комбинации силовых и температурных полей, при воздействии агрессивных сред, излучений, глубокого вакуума и высоких давлений. Эту задачу можно осуществить путем создания композиционных материалов.

Создание сложных композиционных материалов относится к древним временам, к началу развития человеческой цивилизации. Общеизвестно, что техническое развитие древнего мира определялось двумя жизненно важными условиями: наличием необходимых материалов и возможностью

обмена информацией. Отсутствие одного из этих условий приводило практически к прекращению развития общества.

Первые, высушенные на солнце кирпичи и гончарные изделия, появившиеся за 5000 лет до н. э., уже были сложными композиционными материалами. Для их изготовления в глину часто добавляли измельченные камни или материалы органического происхождения, чтобы уменьшить усадку и растрескивание при обжиге. Первые армированные материалы на полимерной основе использовались вавилонянами в период от 4000 до 2000 лет до н. э. Это были строительные материалы на основе армированной битумной смолы. Имеются сведения, что монгольские луки изготавливались из большого количества различных материалов, в том числе из сухожилий животных, древесины и шелка, соединенных с помощью клея. Стволы дамасских пушек и японские церемониальные мечи также изготавливались из композиционных материалов. Характерным примером могут служить датские телеги последнего столетия до н. э., в которых использовалась довольно сложная комбинация из дерева и бронзы в качестве подшипников скольжения.

Таким образом, начало технологии композиционных материалов уходит в античные времена. Это в первую очередь технология полимерных композиционных материалов, являющихся наиболее древними из всех. Если при этом учесть такие композиционные материалы, как дерево, кость и т. п., то не будет преувеличением сказать, что развитие современной техники и технологии было бы невозможным без композиционных материалов.

Композиционные материалы состоят из сравнительно пластичного матричного материала и более твердых и прочных веществ, являющихся упрочняющими наполнителями. Матрица связывает композицию и придает ей нужную форму. В зависимости от материала матрицы различают композиционные материалы с металлической матрицей или металлические композиционные материалы (МКМ), с полимерной – полимерные композиционные материалы (ПКМ) и с керамической – керамические композиционные материалы (ККМ). По типу упрочняющих наполнителей композиционные материалы подразделяют на дисперсно-упрочненные, армированные (волокнистые) и слоистые (рис. 17.6). В дисперсно-упрочненные композиционные материалы искусственно вводят мельчайшие равномерно распределенные тугоплавкие частицы карбидов, оксидов, нитридов и другие, не взаимодействующие с матрицей и не растворяющиеся в ней вплоть до температуры плавления фаз. Чем мельче частицы наполнителя и меньше расстояния между ними, тем прочнее композиционный материал. В дисперсно-упрочненных композиционных материалах матрица является основным несущим элементом.

Арматурой в армированных композиционных материалах могут быть волокна различной формы (нити, ленты, сетки разного плетения). Прочность таких композиционных материалов определяется прочностью армирующих волокон, которые воспринимают основную нагрузку. Армирование дает большой прирост прочности, но дисперсное упрочнение технологически легче осуществимо.

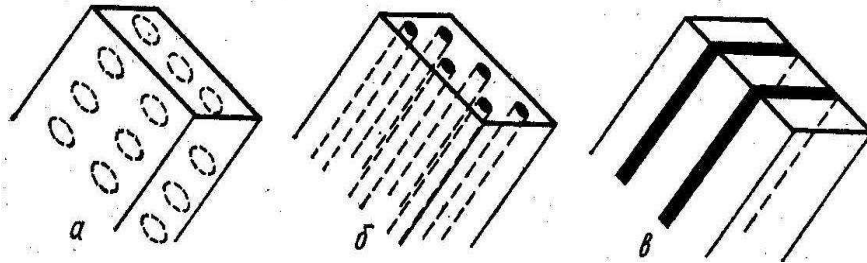


Рис. 17.6. Схема строения композиционных материалов:
а – дисперсно-упрочненные; б – волокнистые; в – слоистые

Слоистые композиционные материалы набираются из чередующихся слоев волокон и листов матричного материала (типа «сэндвич»). Слои волокон в таком композиционном материале могут иметь различную ориентацию. Возможно поочередное использование слоев матрицы из сплавов с различными механическими свойствами.

Из освоенных промышленностью композиционных материалов ведущее место занимают металлические композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов. Использование алюминия в качестве матричного материала обусловлено широким распространением его в технике, низкой плотностью, коррозионной стойкостью, возможностью регулировать механические свойства алюминиевых сплавов термической обработкой и подвергать их различным видам обработки давлением и литья.

17.5. Композиционные материалы с металлической матрицей

К этому виду композиционных материалов относятся материалы типа САП (спеченная алюминиевая пудра), которые представляют собой алюминий, упрочненный дисперсными частицами оксида алюминия. Алюминиевый порошок получают распылением расплавленного металла с последующим измельчением в шаровых мельницах до размера около 1 мкм в присутствии кислорода. С увеличением длительности помола пудра становится мельче и в ней повышается содержание оксида алюминия. Дальнейшая технология производства изделий и полуфабрикатов из САП включает холодное прессование, предварительное спекание, горячее прессование, прокатку или выдавливание спеченной алюминиевой заготовки в форме

готовых изделий, которые можно подвергать дополнительной термической обработке.

Сплавы типа САП применяют в авиационной технике для изготовления деталей с высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью, работающих при температурах до 300–500 °С. Из них изготавливают штоки поршней, лопатки компрессоров, оболочки тепловыделяющих элементов и трубы теплообменников.

Армирование алюминия и его сплавов стальной проволокой повышает их прочность, увеличивает модуль упругости, сопротивление усталости и расширяет температурный интервал службы материала.

Армирование короткими волокнами проводят методами порошковой металлургии, состоящими из прессования с последующей гидроэкструзией или прокаткой заготовок. При армировании непрерывными волокнами композиций типа сэндвич, состоящих из чередующихся слоев алюминиевой фольги и волокон, применяют прокатку, горячее прессование, сварку взрывом, диффузионную сварку.

Весьма перспективным материалом является композиция «алюминий–бериллиевая проволока», в которой реализуются высокие физико-механические свойства бериллиевой арматуры, и в первую очередь, ее низкая плотность и высокая удельная жесткость. Получают композиции с бериллиевой проволокой диффузионной сваркой пакетов из чередующихся слоев бериллиевой проволоки и матричных листов. Из алюминиевых сплавов, армированных стальной и бериллиевой проволоками, изготавливают корпусные детали ракет и топливные баки.

В композиции «алюминий–углеродные волокна» сочетание низкой плотности арматуры и матрицы позволяет создать композиционные материалы с высокой удельной прочностью и жесткостью. Недостатком углеродных волокон является их хрупкость и высокая реакционная способность. Композицию «алюминий–углерод» получают пропиткой углеродных волокон жидким металлом или методами порошковой металлургии. Технологически наиболее просто осуществимо протягивание пучков углеродных волокон через расплав алюминия.

Композит «алюминий–углерод» применяют в конструкциях топливных баков современных истребителей. Благодаря высокой удельной прочности и жесткости материала масса топливных баков уменьшается на 30 %. Этот материал используют также для изготовления лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей.

17.6. Композиционные материалы с неметаллической матрицей

Композиционные материалы с неметаллической матрицей нашли широкое применение в промышленности. В качестве неметаллических мат-

риц используют полимерные, углеродные и керамические материалы. Из полимерных матриц наибольшее распространение получили эпоксидная, фенолоформальдегидная, полиамидная. Углеродные матрицы коксованные или получают из синтетических полимеров, подвергнутых пиролизу (разложение, распад). Матрица связывает композицию, придавая ей форму. Упрочнителями служат волокна: стеклянные, углеродные, борные, органические, на основе нитевидных кристаллов (оксидов, карбидов, боридов, нитридов и др.), а также металлические (проволоки), обладающие высокой прочностью и жесткостью.

Свойства композиционных материалов зависят от состава компонентов, их сочетания, количественного соотношения и прочности связи между ними.

Содержание упрочнителя в ориентированных материалах составляет 60–80 об. %, в неориентированных (с дискретными волокнами и нитевидными кристаллами) – 20–30 об. %. Чем выше прочность и модуль упругости волокон, тем выше прочность и жесткость композиционного материала. Свойства матрицы определяют прочность композиции при сдвиге и сжатии и сопротивление усталостному разрушению.

По виду упрочнителя композиционные материалы классифицируют на *стекловолокниты*, *карбоволокниты* с углеродными волокнами, *боро-волокниты* и *органоволокниты*.

В слоистых материалах волокна, нити, ленты, пропитанные связующим компонентом, укладываются параллельно друг другу в плоскости укладки. Плоскостные слои собираются в пластины. Свойства получаются анизотропными. Для работы материала в изделии важно учитывать направление действующих нагрузок. Можно создавать материалы как с изотропными, так и с анизотропными свойствами. Можно укладывать волокна под разными углами, варьируя свойства композиционных материалов. От порядка укладки слоев по толщине пакета зависят изгибные и крутильные жесткости материала.

Применяется укладка упрочнителей из трех, четырех и более нитей (рис. 17.7). Наибольшее применение имеет структура из трех взаимно перпендикулярных нитей. Упрочнители могут располагаться в осевом, радиальном и окружном направлениях.

Трехмерные материалы могут быть любой толщины в виде блоков, цилиндров. Объемные ткани увеличивают прочность на отрыв и сопротивление сдвигу по сравнению со слоистыми. Система из четырех нитей строится путем расположения упрочнителя по диагоналям куба. Структура из четырех нитей равновесна, имеет повышенную жесткость при сдвиге в главных плоскостях. Однако создание четырех направленных материалов сложнее, чем трех направленных.

Наиболее эффективными с точки зрения использования в самых жест-

ких условиях сухого трения являются антифрикционные материалы на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ).

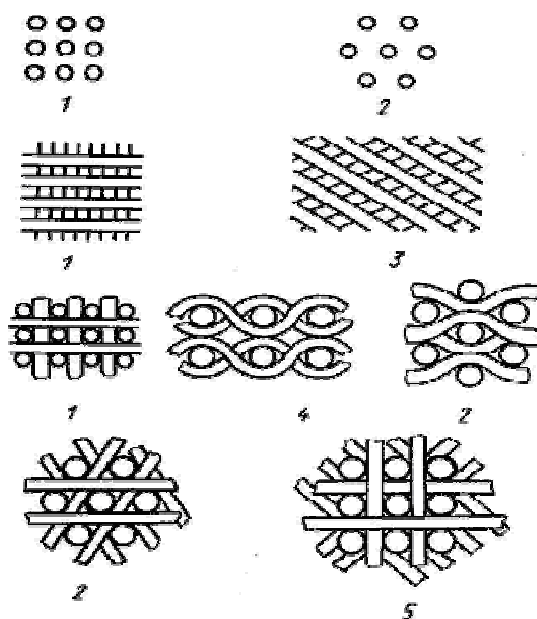


Рис. 17.7. Схема армирования композиционных материалов:
 1 – прямоугольная, 2 – гексагональная, 3 – косоугольная,
 4 – с искривленными волокнами, 5 – система из n нитей

Для ПТФЭ характерен достаточно высокий статический коэффициент трения, однако в процессе трения скольжения на поверхности ПТФЭ образуется очень тонкий слой высокоориентированного полимера, способствующий выравниванию статического и динамического коэффициентов трения и плавному движению при скольжении. При изменении направления скольжения наличие ориентированной поверхностной пленки вызывает временное увеличение коэффициента трения, значение которого снова уменьшается по мере переориентации поверхностного слоя. Такое поведение ПТФЭ при трении обусловило его широкое применение в промышленности, где главным образом используют ненаполненный ПТФЭ для производства подшипников. Во многих случаях несмазываемые подшипники должны работать при более высоких скоростях трения. При этом для не наполненного ПТФЭ характерны высокие значения коэффициента трения и скорости износа. В качестве материалов для несмазываемых подшипников, работающих в таких условиях, широкое применение нашли композиционные материалы, чаще всего на основе ПТФЭ.

Наиболее простым путем уменьшения относительно высокой скорости износа ПТФЭ при сухом трении является введение порошкообразных наполнителей. При этом повышается сопротивление ползучести при сжатии и наблюдается значительное увеличение износостойкости при сухом трении. Введение оптимального количества наполнителя позволяет повысить сопротивление износу до 10^4 раз.

Полимеры и композиционные материалы на их основе обладают уникальным комплексом физико-механических свойств, благодаря которым они успешно конкурируют с традиционными конструкционными сталями и сплавами, а в ряде случаев без применения полимерных материалов невозможно обеспечить требуемые функциональные характеристики и работоспособность специальных изделий и машин. Высокая технологичность и малая энергоёмкость технологий переработки пластмасс в изделия в сочетании с вышеназванными достоинствами ПКМ делают их весьма перспективными материалами для деталей машин различного назначения.

Тесты для контроля текущих знаний

1. Титан имеет две полиморфические модификации. При какой температуре происходит полиморфное превращение?

- 1) 950 °С.
- 2) 882,5 °С.
- 3) 911 °С.
- 4) 768 °С.

2. Латунь и бронзы – это сплавы на основе:

- 1) алюминия;
- 2) меди;
- 3) цинка;
- 4) магния.

3. Латунь Л80. Цифра в маркировке обозначает:

- 1) твёрдость;
- 2) временное сопротивление;
- 3) содержание меди;
- 4) содержание цинка.

4. Из предложенных марок сплавов выберите марку свинцовистой бронзы:

- 1) БрА7;
- 2) ЛК 80–3;
- 3) Бр ОЦС 4–4–2,5;
- 4) Бр С30.

5. Какой из предложенных химических элементов является эффективным измельчителем зерна в магниевых жаропрочных сплавах?

- 1) Марганец;
- 2) кремний;

3) цирконий;

4) молибден.

6. *Какое свойство алюминия используют для изготовления теплообменников в промышленных и бытовых холодильных установках?*

1) Отражательную способность;

2) коррозионную стойкость;

3) теплопроводность;

4) электрическую проводимость.

7. *Высокая коррозионная стойкость алюминиевых сплавов обусловлена:*

1) типом кристаллической решетки;

2) наличием тонкой окисной плёнки Al_2O_3 ;

3) наличием примесей;

4) легированием хромом.

8. *Какой из предложенных деформируемых алюминиевых сплавов подвергается упрочняемой термообработке?*

1) АМц1;

2) АМг5;

3) Д16;

4) АМг2.

9. *Основным легирующим элементом литейных алюминиевых сплавов (силуминов) является:*

1) магний;

2) титан;

3) кремний;

4) медь.

10. *Что не входит в признаки классификации полимеров?*

1) Форма молекул;

2) полярность;

3) отношение к нагреву;

4) количество макромолекул.

11. *Какой из предложенных материалов относится к неорганическим полимерам?*

1) Силикатные стёкла;

2) эпоксидная смола;

3) натуральный каучук;

4) синтетический каучук.

12. Какой из предложенных материалов относится к органическим полимерам?

- 1) Асбест;
- 2) керамика;
- 3) фенолформальдегидная смола;
- 4) слюда.

13. Какое свойство из предложенных является недостатком пластмасс?

- 1) Малая плотность;
- 2) невысокая теплостойкость;
- 3) химическая стойкость;
- 4) электроизоляционные свойства;

14. Резина отличается от других материалов высокими эластическими свойствами. Какой компонент резины влияет на эти свойства?

- 1) Мягчитель;
- 2) противостаритель;
- 3) каучук;
- 4) наполнитель.

15. Стекла подразделяют на неорганические и органические. Какое стекло применяется для остекления самолётов?

- 1) Силикатное;
- 2) органическое;
- 3) боратное;
- 4) боросиликатное.

16. Чем ситталы отличаются от неорганических стёкол?

- 1) Кристаллическим строением;
- 2) мелкозернистой структурой;
- 3) основой пластмассы;
- 4) видом стеклообразующего элемента.

17. Какое свойство ситталов делает их малочувствительными к поверхностным дефектам?

- 1) Отсутствие пористости;
- 2) большая абразивная стойкость;
- 3) небольшая усадка;
- 4) однородная микрокристаллическая структура.

18. Физико-механические свойства искусственного графита зависят от природы исходного сырья. Какие исходные материалы используются при производстве графита?

- 1) Нефтяной кокс и каменноугольный пек;
- 2) глинозём;
- 3) нефтепродукты;
- 4) силумины.

19. Композиционные материалы состоят из матрицы и упрочнителей. Какой из предложенных металлов может служить матрицей?

- 1) Железо;
- 2) вольфрам;
- 3) алюминий;
- 4) ванадий.

20. Композиционные материалы (КМ) типа «сэндвич» относятся:

- 1) к дисперсноупрочняемым КМ;
- 2) к слоистым КМ;
- 3) к армированным КМ;
- 4) к волокнистым.

21. САП – спеченная алюминиевая пудра представляет собой алюминий, упрочнённый окислами:

- 1) SiO_2 ;
- 2) B_2O_3 ;
- 3) Al_2O_3 ;
- 4) MgO .

22. Какие матрицы относятся к угольным?

- 1) Коксованная;
- 2) эпоксидная;
- 3) фенолформальдегидная;
- 4) полиамидная.

Библиографический список

1. Физическое металловедение: справ. Т. 1, 2, 3; под ред. У. Р. Кана и П. Хайзена. – М. : Металлургия, 1987. – с.
2. Металловедение и термическая обработка стали: справ. Т. 1, 2, 3; под ред. М. Л. Бернштейна и Рахштадта. – М. : Металлургия, 1983.– с.
3. Термическая обработка в машиностроении: справ.; под ред. Ю. М. Лахтина и Рахштадта. – М. : Машиностроение, 1980. – 783 с.
4. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение: учеб. для студентов вузов. /Б. Н. Арзамасов и др.– 3-е изд. перераб. и доп. – М. : Изд-во МВТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. – 734 с.
5. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: учеб. для студентов вузов. /Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – 3-е изд. перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1990.– 528 с.
6. Гуляев, А. П. Металловедение: учеб. для вузов. /А. П. Гуляев. – 6-е изд. перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
7. Фетисов, Г. П. Материаловедение и технология металлов: учеб. – М. : Высш. шк., 2001.– 638 с.
8. Куликов, И. Л. Материаловедение: уч. пособие. И. Л. Куликов. – Омск : Изд-во ОТТИ, 2002. – 188 с.
9. Куликов, И. Л. Неметаллические и композиционные материалы: Учеб. пособие. /И. Л.Куликов. – Омск : Изд-во ОТТИ, 2001. – 102 с.
10. Машков, Ю. К. Конструкционные пластмассы и полимерные композиционные материалы: учеб. пособие. /Ю.К. Машков, М.Ю. Байбарацкая, Б.В. Григорьевский. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 2002.– 130 с.
11. Порошковая металлургия: справ.; под ред. И. М. Федорченко и др. – Киев: Наукова Думка, 1985. – 624 с.
12. Каменев, Е. И. Применение пластических масс: справ. /Е. И. Каменев, Г. Д. Мясников, М. Н. Платонов. – Л. : Химия, 1985. – 540 с.
13. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали. /Ю. А. Геллер. – М. : Металлургия, 1975. – 584 с.: с ил.
14. Аверко-Антонович, Ю. О. Технология резиновых изделий: учеб. для студентов вузов. /Ю. О. Аверко-Антонович, Р. Я. Омельченко, Н. А. Охотина, Ю. Р. Эбич. – Л. : Химия, 1991. – 352 с.
15. Солнцев, Ю. П. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учеб. для студентов вузов /Ю. П. Солнцев, В. А. Веселов, В. П. Демянцевич, А. В. Кузин, Д. И. Чашников.– М. : Металлургия, 1988. – 511 с.
16. Полевой, С. Н. Упрочнение машиностроительных материалов: справ.– 2-е изд. – М. : Машиностроение, 1994. – 495 с.
17. Минкевич. А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. /Минкевич А. Н. – М. : Машиностроение, 1985.– 483 с.

18. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов: учеб. пособие /Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов.– М. : Metallurgy, 1986.– 252 с.
19. Калачев, Б. А. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka cvetnykh metallor i splavov: учеб. dlia studentov vuzov. / Б. А. Калачев. – 3-е изд.– М. : Изд-во МИСиС, 1999. – 413 с.
20. Мозберг, Р. К. Materialovedenie: учеб. dlia studentov vuzov /Р. К. Мозберг.– 2-е изд. перераб. и доп.– М. : Vysshaya shkola, 1991.– 448 с.
21. Ричардсон, М. Промышленные композиционные материалы. /М. Ричардсон. – М. : Химия, 1980. – 472 с.
22. Лоладзе, Т. Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. /Т. Н. Лоладзе. – М. : Mashinostroenie, 1982. – с.
23. Трент, Е. М. Резание металлов/Пер. с англ. Г. И. Айзенштока. – М.: Mashinostroenie, 1980. – 263 с.: ил.
24. Гольштейн, М. И. Специальные стали: учеб. dlia vuzov. / М. И. Гольштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер.– М. : Metallurgy, 1985.– 408 с.
25. Бельский, Е. И. Новые материалы в технике. / Е. И. Бельский, А. М. Дмитриевич, Е. Б. Ложечников. – Мн. : Беларусь, 1971.– 272 с.: ил.

