

**620.1 (075.8)**

**П 8-28**

**МИНИСТЕРСТВО ЭНЕРГЕТИКИ  
И УГОЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ УКРАИНЫ**

**СЕВАСТОПОЛЬСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ  
ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГИИ И ПРОМЫШЛЕННОСТИ**

**Институт ядерных и химических технологий  
Кафедра химии и материаловедения**

**С.Б. Простун, Э.Р. Анисимова, А.В. Родькина**

# **ОСНОВЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ**

Учебное пособие по дисциплине МиТМ для студентов специальности:  
«Атомная энергетика» очной и заочной форм обучения в I семестре

*Утверждено  
Ученым советом университета*

Севастополь  
2014

**620.1 (075.8)**

**П 8-28**

**УДК 620.1 (075.8)**

**Простун С.Б., Анисимова Э.Р., Родькина А.В.**

**П 8-28**

**Основы металловедения: Учеб. пособие. – Севастополь: СНУЯЭиП, 2014. – 200 с.: ил.**

Учебное пособие представляет собой расширенный курс лекций по I-му разделу дисциплины Материаловедение и технология материалов (МиТМ), которая изучается в первом семестре. Пособие предназначено для самостоятельной работы студентов очной и заочной формы обучения по специальности 6.050603 (Атомная энергетика) Севастопольского национального университета ядерной энергии и промышленности.

В основу учебного материала пособия положены разработки ведущих авторов науки Гуляева А.П., Лахтина Ю.М., Солнцева Ю.П., Пряхина Е.И., Колачева Б.А., Ливанова В.А., Геллера Ю.А. и многих других.

Пособие состоит из четырнадцати тем, в которых достаточно широко и глубоко рассматриваются все темы учебной программы первой части дисциплины МиТМ. А именно: изложены основы металловедения, процессы кристаллизации и производства металлов и сплавов, их кристаллическое строение и дефекты, их влияние на механические свойства металлов и сплавов. Представлены диаграммы состояния сплавов, их построение, выявление зависимостей между химическим составом, структурой и свойствами сплавов. Рассмотрен широкий круг углеродистых и легированных сталей. Приведены основные эксплуатационные свойства и структуры конструкционных, инструментальных, коррозионностойких, жаропрочных и жаростойких сталей. Особое внимание уделено физической сущности и видам термической, термомеханической, термоциклической и химико-термической обработок сталей. В пособии рассмотрены материалы и сплавы с высокой удельной прочностью, то есть наиболее легкие металлы и сплавы: алюминий, магний, титан и их сплавы.

Учебное пособие вполне может быть использовано для подготовки к контрольным работам и экзамену студентами очной и заочной форм обучения.

**Рецензенты:** Углов А.В.

Толстенко Ю.В.

© Издание СНУЯЭиП, 2014

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Металловедение – наука, изучающая зависимость между химическим составом, строением и свойствами металлов и сплавов, закономерности их изменения под воздействием внешних факторов: тепловых, химических, механических, радиоактивных.

В атомной энергетике повышение качества и долговечности оборудования является одной из наиболее актуальных проблем, так как из-за радиационного излучения затруднены непосредственный контакт персонала с оборудованием, диагностика, профилактическое обслуживание и ремонт. Этот фактор повышает роль правильного выбора материалов, обеспечения длительной надежности и безопасности эксплуатации ядерных энергетических установок.

Для решения этой проблемы инженер должен владеть основами возможности повышения качества, долговечности и надежности оборудования за счет рационального выбора материалов и методов их упрочнения при достижении высокой технико-экономической эффективности.

Металловедение – постоянно развивающаяся наука, непрерывно обогащающаяся за счет разработки новых сталей и сплавов, в свою очередь стимулирующих прогресс во всех областях науки и техники.

Металлы и их сплавы повсеместно используются для конструкций машин, оборудования, инструмента и т.д. Несмотря на широкий круг искусственно созданных материалов, керамики, клеев, металлы служат основным конструкционным материалом и, в обозримом будущем по-прежнему, будут доминировать.

Кроме сталей среди конструкционных материалов, применяемых в ядерных реакторах, используют цветные металлы и сплавы.

Конструкционные материалы современной техники представляют собой сложные, многокомпонентные сплавы различных элементов.

Как наука, металловедение насчитывает немногим более 200 лет, несмотря на то, что человек начал использовать металлы и сплавы еще за несколько тысячелетий до нашей эры. Только в XVIII веке появились отдельные научные результаты, позволяющие говорить о начале осмысленного изучения всего того, что накопило человечество за все время использования металлов.

Наука металловедение все ближе подходит к тому состоянию, когда можно будет с использованием компьютеров прогнозировать и рассчитывать с достаточной точностью свойства новых уникальных сталей и сплавов.

Значение знаний основ материаловедения трудно переоценить, так как природа свойств материалов, пути их управления и взаимосвязи между разными материалами обусловлены их химическим составом, характером химических связей между ними, их фазовым составом, механизмом фазовых превращений, определяемым диаграммой состояния, кинетикой этих процессов рассматривается именно в материаловедении.

Теоретическими основами металловедения являются металлургия, химия, физика, технология металлов, теория прочности, сопротивление материалов.

Основы металловедения как науки заложили русские ученые Аносов П.П. (1799-1851), впервые установивший связь между строением стали и ее свойствами, Чернов Д.К. (1839-1921), открывший полиморфизм железа. Несмотря на многочисленные исследования, только после 1868 г. металловедение получило развитие как самостоятельное научное направление. В 1868 г. Чернов написал статью, которая содержала сведения о наличии полиморфизма у железа, и показал, что существуют критические точки, выше которых должна быть нагрета сталь, чтобы произошли фазовые превращения. Открытие Черновым критических точек послужило предпосылкой для построения диаграммы состояния железо-углерод, а также для определения роли термической обработки в формировании структуры стали. Д.К. Чернов первым начал изучать процесс холодной пластической деформации стали.

К началу XX века металловедение как самостоятельная наука уже сформировалась, что послужило ее интенсивному развитию.

В пособии изложены основы металловедения, а именно процессы кристаллизации и производства металлов и сплавов, кристаллическое строение, его дефекты, их влияние на механические свойства металлов и сплавов. Представлены диаграммы состояния сплавов, их построение, выявление зависимостей между химическим составом, структурой и свойствами сплавов.

Рассмотрен широкий круг углеродистых и легированных сталей. Описаны взаимодействие железа с другими элементами, основные принципы легирования сталей, влияние легирования на их структуру и различные свойства, классификация и маркировка сталей. Приведены основные эксплуатационные свойства и структуры конструкционных, инструментальных, коррозионно-стойких, жаропрочных и жаростойких сталей.

В пособии рассмотрены материалы и сплавы с высокой удельной прочностью, то есть наиболее легкие металлы и сплавы: алюминий, магний, титан и их сплавы.

Повышение качества металла и его механических свойств – основной путь к увеличению долговечности деталей, надежности конструкций и один из главных источников экономии сталей и сплавов. Основой повышения качества и долговечности является рациональный выбор материалов и методы их упрочнения. Поэтому в пособии, особое внимание уделено физической сущности и видам термической, термомеханической, термоциклической и химико-термической обработок сталей.

Авторы благодарны рецензентам рукописи учебного пособия за вдумчивое и внимательное отношение к материалу, изложенному в данной работе.

## Тема 1. ВВЕДЕНИЕ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

### 1.1. Классификация металлических и неметаллических материалов

Приступая к изучению металлических и неметаллических материалов, следует ответить на вопрос: что такое металл? По определению М.В. Ломоносова: «Металлы – суть светлые тела, которые ковать можно». Это определение не потеряло своего значения и в наше время, хотя к этому можно добавить еще и то, что металлы обладают высокими тепло- и электропроводимостью и специфическим для металлов типом связи между элементарными частицами в кристаллической решетке.

За всю историю человечества, начиная с бронзового века, выплавлено на земле более 16 млрд. тонн металлов; из них 11 млрд. за последние 40 лет.

Из 109 открытых элементов, представленных в периодической системе элементов Д.И. Менделеева, 22 являются **неметаллами**. Есть также элементы, промежуточные между металлами и неметаллами, иногда называемые **полуметаллами**. Это такие элементы как кремний, теллур, германий, мышьяк, селен.

Несмотря на широкий круг искусственно созданных материалов, металлы служат основным конструкционным материалом, и в обозримом будущем по-прежнему будут доминировать.

**Металлы** делятся на две большие группы: железо и его сплавы (стали и чугуны), их называют **черными** металлами, а остальные металлы и их сплавы – **цветными**.

Цветные металлы, применяемые в технике, делятся на следующие группы:

- легкие металлы Mg, Be, Al, Ti с плотностью до  $5 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>;
- тяжелые металлы Pb, Mo, Ag, Au, Pt, W, Ta с плотностью выше  $10 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>;
- легкоплавкие металлы Sn, Pb, Zn с температурой плавления соответственно 232°C, 327°C, 410°C;
- тугоплавкие металлы W, Mo, Ta, Nb с температурой плавления существенно выше, чем у железа (1539°C);
- благородные металлы Au, Ag, Pt с высокой коррозионной стойкостью;
- урановые металлы, объединенные в периодической системе элементов под названием актиноидов, используемые в атомной энергетике, например, уран (U), плутоний (Pu), торий (Th) и др.;
- редкоземельные металлы – лантаноиды, применяемые для модифицирования сталей, например, церий (Ce), неодим (Nd), гадолиний (Gd);
- щелочные и щелочноземельные металлы Na, K, Li, Ca в свободном состоянии применяются в качестве жидкометаллических теплоносителей в

атомных реакторах; натрий также используется в качестве катализатора в производстве искусственного каучука, а литий – для легирования легких и прочных алюминиевых сплавов.

По строению электронных оболочек металлы принято делить на нормальные и переходные.

**Нормальные** металлы: натрий, медь, магний, алюминий, свинец и другие имеют внутренние оболочки (уровни) полностью заполненные электронами.

**Переходные** металлы: железо, палладий, платина и другие имеют внутренние оболочки полностью незаполненные электронами.

Свойства металлов разнообразны. Например, ртуть замерзает при температуре  $-38,8\text{ }^{\circ}\text{C}$ , у вольфрама рабочая температура до  $2000^{\circ}\text{C}$ , литий, натрий, калий легче воды, а иридий и осмий в 42 раза тяжелее лития. Электропроводимость серебра в 130 раз выше, чем у марганца.

Вместе с тем *металлы* имеют характерные общие свойства. К ним относятся:

- повышенная пластичность;
- высокие тепло- и электропроводимость;
- положительный температурный коэффициент электрического сопротивления, означающий рост электрического сопротивления с повышением температуры, и сверхпроводимость многих металлов при температурах близких к абсолютному нулю ( $-273\text{ }^{\circ}\text{C}$ );
- хорошая отражательная способность (металлы непрозрачны и имеют характерный металлический блеск);
- термоэлектронная эмиссия, т.е. способность к испусканию электронов при нагреве;
- кристаллическое строение в твердом состоянии;
- межатомная связь – металлическая.

**Неметаллические** материалы отличаются большим разнообразием по химическому составу и свойствам.

Достоинством неметаллических материалов является сочетание требуемого уровня химических, физических и механических свойств с низкой стоимостью и высокой технологичностью при изготовлении изделий сложной формы. Трудоемкость при изготовлении изделий из неметаллических материалов в 5...6 раз ниже, и они в 4...5 раз дешевле по сравнению с металлическими изделиями. В связи с этим непрерывно возрастает использование неметаллических материалов в разных отраслях промышленности.

**Неметаллические материалы.** Классификация:

1. По назначению:
  - а) конструкционные;
  - б) электротехнические;
2. По происхождению:

- а) природные, например, гранит, мрамор, слюда, графит;
- б) искусственные, полученные химической переработкой природного сырья, например, керамика, стекла;
- в) синтетические, полученные методом химического синтеза, например, полиэтилен, полистирол;
- г) композиционные материалы состоят из основы (матрицы) и наполнителя, которые не взаимодействуют или слабо взаимодействуют между собой.

Свойства композиционных материалов зависят от свойств основы, наполнителя и прочности связи между ними.

### 3. По химическому составу:

- а) органические – материалы, которые состоят из атомов углерода, водорода, кислорода, азота, серы и галогенов;
- б) неорганические – материалы, которые не содержат одновременно атомов углерода, водорода, основой их являются оксиды кремния, алюминия, магния и другие;
- в) элементоорганические – материалы, которые содержат кроме атомов органических материалов атомы кремния, титана, алюминия и других элементов.

### 4. По агрегатному состоянию:

- а) твердые;
- б) твердеющие;
- в) жидкие;
- г) газообразные.

По внутреннему строению твердые материалы (сохраняют свою форму) могут быть кристаллическими и аморфными.

### 5. По виду связи в узлах кристаллической решетки кристаллические неметаллические материалы делятся на:

- а) ионная межатомная связь – в узлах кристаллической решетки находятся положительные и отрицательные ионы;
- б) ковалентная межатомная связь – в узлах кристаллической решетки находятся атомы;
- в) ковалентная связь между молекулами – в узлах кристаллической решетки находятся молекулы – внутримолекулярная связь между атомами – силы Ван-дер-Ваальса.

Молекулы в зависимости от симметричности строения могут быть: неполярными (нейтральными) и полярными (диполями).

## 1.2. Классификация материалов ядерной энергетики

Материалы ядерной техники классифицируются:

1. По назначению:

а) **конструкционные** – это низкоуглеродистые низко- и среднелегированные стали, высоколегированные жаропрочные, коррозионно-стойкие, жаростойкие; сплавы на основе легких металлов; циркониевые, никелевые сплавы; сплавы на основе тугоплавких металлов;

б) **теплоносители** – это вода под давлением, тяжелая вода, расплавы легких металлов (Li, Na, K), газы или их смеси, органические смеси;

в) **ядерное горючее** – уран, торий, плутоний.

2. С точки зрения взаимодействия с радиационным излучением конструкционные материалы классифицируются по способности поглощения нейтронов:

а) для внутренних узлов реакторов применяются материалы, имеющие **малое эффективное сечение захвата нейтронов**, (тема 2, изучается во 2-ом семестре);

б) для внешних узлов реакторов, компенсирующих устройств, биологической защиты применяются материалы, имеющие **большое эффективное сечение захвата нейтронов**, (тема 2, изучается во 2-ом семестре).

## 1.3. Критерии оценки выбора материалов

Условия работы материалов для ядерных энергетических установок (ЯЭУ) сложны и разнообразны, поэтому очень сложен выбор материалов.

**Ядерная энергетика** – это отрасль промышленности, в которой из-за радиационного излучения затруднен непосредственный контакт персонала с оборудованием, затруднены диагностика, профилактическое обслуживание и ремонт. Эти факторы повышают роль правильного выбора материалов, для обеспечения длительной надежности и безопасности эксплуатации ЯЭУ. В основе выбора материала лежат его свойства, которые должны соответствовать техническим условиям на изделие. При этом материал должен иметь высокие надежность и долговечность в условиях эксплуатации изделия, в то же время быть экономичным и экологически целесообразным.

К основным **критериям выбора материала** относятся:

1. Условия эксплуатации: высокие или низкие рабочие температуры, скорость изменения рабочей температуры, агрессивность рабочей среды, наличие радиационного облучения, вид механической нагрузки (статическая, динамическая, циклическая).

2. Химический состав, определяющий структуру и основные физико-механические свойства.

3. Технология получения материалов, которая должна быть экономической и мало- или безотходной.

4. Возможность использования термической, химико-термической и термомеханической обработок для повышения эксплуатационных свойств.

5. В случае необходимости учитывается радиационная стойкость материала.

6. Экономическая и экологическая целесообразность использования конкретного материала.

#### **1.4. Методы исследования металлов и сплавов**

Свойства материалов зависят от трех характеристик:

1. Природы химических межатомных связей.
2. Химического и фазового состава.
3. Степени совершенства кристаллической решетки (типа и концентрации структурных дефектов).

Первые две характеристики одинаково значимы для всех свойств, третья характеристика значима для структурно-чувствительных свойств. В зависимости от типа и концентрации структурных дефектов эта характеристика может меняться очень резко.

Исследования свойств материалов могут производиться неразрушающими и разрушающими методами контроля их качества.

**Неразрушающие методы контроля** по назначению подразделяются на следующие группы:

1. Методы, выявляющие дефекты в виде нарушения сплошности материала.
2. Методы, определяющие структуру.
3. Методы, контролирующие геометрические параметры изделий.
4. Методы, оценивающие физические свойства материалов.

Особо важное значение имеют методы, к которым относятся: рентгеноструктурный, спектральный, химический, ультразвуковой и другие анализы, металлографические методы испытаний.

Например, в основе **рентгеноструктурного анализа** лежит взаимодействие рентгеновского излучения с электронами вещества, в результате которого возникает дифракция рентгеновских лучей. Этот метод широко применяется для изучения кристаллической структуры материалов.

**Химический и спектральный анализы** применяются для определения химического состава материала. К этой группе методов относится рентгеноспектральный микроанализ. Он позволяет определять химический состав микрообъема материала.

**Металлографические методы испытаний** используют при изучении строения металла различают макроструктуру – строение металла, видимое невооруженным глазом, и микроструктуру – строение металла, определяе-

мое металлографическими методами, т.е. с использованием различных типов микроскопов (оптических, электронных, ионных).

Путем исследования макроструктуры металла можно определить нарушение сплошности металла: пористость, газовые пузыри и раковины, межкристаллитные трещины, трещины, возникшие при обработке давлением, термической обработке, дефекты сварки и другие.

Исследуют макро- и микроструктуру металлов на специальных образцах, так называемых, прибылях. Образцы вырезают из детали только при определении причины ее разрушения.

**Микроскопическое исследование** позволяет изучать такие структурные особенности, как форма, размер, распределение фаз неметаллических включений, размер зерна, ликвационные области, дислокации и др. С помощью микроскопических исследований можно изучать микроструктуру металлов и сплавов в различных температурных условиях. Можно проводить наблюдения за ростом зерна при нагреве, фазовыми превращениями, процессом спекания, поверхностными явлениями (практически микроструктуры металлов и сплавов будут рассматриваться на лабораторных работах).

**Оптическая микроскопия** использует увеличение от 100 до 2500 раз, что позволяет различать структурные составляющие и фазы размером не менее 0,2 мкм.

**Электронная микроскопия** позволяет изучать объекты размером до 0,2–0,5 нм, увеличение до  $10^6$  раз в ПЭМ (просвечивающие электронные микроскопы). Применение ПЭМ оказало решающее влияние на формирование современных представлений о механизме распада пересыщенных твердых растворов, распределении, движении, размножении и плотности дислокаций, характере образования трещин, строении границ зерен, процессах пластической деформации, разрушения и рекристаллизации.

Основная область применения (увеличение до  $10^5$  раз) растрового электронного микроскопа (РЭМ) – **фрактография**, т.е. изучение характера разрушения материала с получением качественной и количественной информации о поверхности излома. Широкие возможности имеет РЭМ для исследования порошковых и композиционных материалов на разных стадиях их изготовления.

**Автоионная микроскопия** (увеличение более  $10^6$  раз), метод, которым можно различать отдельные атомы, находящиеся на поверхности металла, изучать поверхностную диффузию, обнаружить отдельные вакансии, междоузельные атомы, дислокации, изучать состояние границ зерен.

По принципу работы контрольных средств, все методы неразрушающего контроля делятся на следующие разновидности: оптические, магнитные, акустические, радиационные, капиллярная дефектоскопия, метод вихревых токов, контроль течеискателем. Конкретней эти методы выявления дефектов будут рассматриваться в теме № 7, второго семестра.

Кроме перечисленных существуют методы, определяющие электрические, магнитные, оптические, тепловые свойства материалов.

**Разрушающие методы контроля.** Среди разрушающих методов контроля особое место занимают испытания механических свойств.

Наибольшее распространение имеют следующие виды **механических испытаний**:

- статические кратковременные испытания на сжатие, растяжение, изгиб, кручение, твердость;
- динамические испытания – определение ударной вязкости;
- определение выносливости материала;
- испытание на усталость;
- испытание материалов в условиях сложнапряженного состояния.

### 1.5. Типы связей в твердых телах

Между атомами в веществах существуют химические связи, обусловленные силами взаимодействия между положительными и отрицательными зарядами атомов, подчиняющиеся закону Кулона, формула 1:

$$F = k \frac{q_1 q_2}{\varepsilon_0 r^2}, \quad (1)$$

где в системе СИ:  $F$  – сила взаимодействия, Н,  $q_1$  и  $q_2$  – величины зарядов, К (кулон),  $r$  – расстояние между ними, м,  $k = 1/(4\pi\varepsilon_0)$  – коэффициент,  $\varepsilon_0$  – электрическая постоянная, Ф (фарад) / м.

Конкретный механизм электрического взаимодействия атомов данного вещества зависит от его положения в таблице Д.И. Менделеева, так как определяется строением внешней, не полностью заполненной валентными электронами, оболочки атома. Электроны внутренних полностью заполненных оболочек, прочно связаны с ядром и не участвуют в образовании межатомных связей.

Имеется четыре основных типа связей: металлический, ионный, ковалентный и межмолекулярный.

#### **Металлический тип связи.**

Валентные электроны металлов слабо связаны с положительно заряженным ядром, поэтому они легко покидают валентную оболочку и становятся общими, свободно перемещаются между положительными ионами в узлах кристаллической решетки, образуя так называемый электронный газ.

Таким образом, металлический тип связи – это электростатическое взаимодействие между положительными ионами и электронным газом. В состоянии равновесия (свободная энергия минимальная) результирующая сила сил притяжения между положительными ионами и электронами и сил отталкивания между одноименными зарядами равна нулю.

Металлы являются кристаллическими телами и их можно рассматривать как системы, построенные из расположенных в узлах кристаллической решетки положительных ионов, находящихся в среде свободных

электронов. Наличие электронного газа с высокой концентрацией свободных электронов  $n = (10^{22} \dots 10^{23}) \text{ см}^{-3}$  обуславливает хорошую электро- и теплопроводность металлов. Так как в процессе создания электронного газа участвуют почти все атомы, то концентрация свободных электронов мало зависит от температуры.

#### ***Ионный тип атомной связи.***

Ионная связь характерна для химического соединения, когда осуществляется передача валентного электрона от атома металла к атому металлоида (неметалла), так что кристалл в узлах кристаллической решетки состоит из положительных и отрицательных ионов.

Ионная связь обусловлена силами электростатического взаимодействия противоположных ионов. Расстояния между ионами определяются уравниванием сил притяжения противоположных ионов и сил отталкивания их электронных оболочек.

Примеры веществ с ионной связью:  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{BaTiO}_3$  и другие.

#### ***Ковалентный тип атомной связи.***

Связь осуществляется парами валентных электронов, находящихся на общей для двух соседних атомов связующей орбите, таким образом, каждый атом достраивает свою валентную оболочку до 8 электронов. Например, ковалентная связь у молекул газов  $\text{H}_2$ ,  $\text{O}_2$ ,  $\text{N}_2$ , у молекул многих органических веществ (полиэтилен  $(\text{C}_2\text{H}_4)_n$ ).

Ковалентная связь существует и у твердых неорганических веществ, в узлах кристаллических решеток которых находятся атомы. Например, алмаз, кремний, германий и другие.

#### ***Молекулярный тип атомной связи или связи силами Ван-дер-Ваальса.***

Этот тип связи имеет место у ряда веществ между молекулами с ковалентной внутримолекулярной связью, в узлах кристаллической решетки находятся молекулы. Связь Ван-дер-Ваальса наиболее слабая, энергия ее приблизительно на два порядка ниже энергий ионной или ковалентной связей. Поэтому молекулярные кристаллы имеют низкие температуры плавления, например, парафин, температура плавления которого  $50^\circ\text{C}$ .

Таким образом, можно выделить основные особенности типов связи в веществах:

1. Существенное различие между типами связи в веществах определяется качественным различием в характере распределения электронов в атомах и молекулах.

2. Различие между типами связей обуславливает различие в свойствах веществ.

Веществ с одним типом химических связей практически нет. Часто имеет место наложение нескольких типов связей.

## Тема 2. ОСНОВЫ СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И ИХ ПРОИЗВОДСТВА

### 2.1. Атомно-кристаллическое строение материалов.

#### Типы кристаллических решеток

По агрегатному состоянию материалы подразделяют на *твердые*, *жидкие* и *газообразные*. В технике применяют и четвертое состояние вещества – *плазму*.

*Твердые материалы* (сохраняют свою форму) по внутреннему строению могут быть аморфными или кристаллическими.

У *аморфных* материалов отсутствует строго упорядоченное расположение атомов, имеется лишь так называемый ближний порядок, т.е. в пространстве закономерно расположено небольшое количество атомов. Ближний порядок неустойчив, он, то возникает, то исчезает под действием тепловых колебаний.

Физика твердого тела считает твердым только *кристаллическое* тело, а *аморфные* тела – это затвердевшие жидкости, т.е. жидкости с высоким значением коэффициента вязкости. *Металлы* – это кристаллические тела.

Под *кристаллическим* строением понимается закономерное, периодически повторяющееся в трех измерениях (x, y, z) расположение атомов, молекул или ионов в кристаллическом теле.

Для описания кристаллического строения пользуются понятием кристаллической решетки. Она представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы) образующие твердое тело (рис. 1).

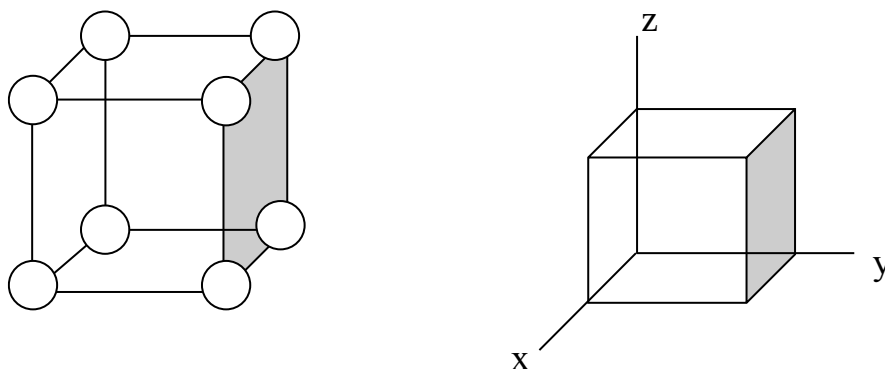


Рис. 1. Элементарная кристаллическая ячейка

Расположение атомов в кристаллической решетке металла изображают в виде пространственных схем, называемых элементарными кристаллическими ячейками. Под ними подразумевают наименьший комплекс атомов, который при многократном повторении в пространстве (в трех из-

мерениях) позволяет воспроизвести кристаллическую решетку всего объема кристаллического тела. Например, пространственная элементарная кубическая кристаллическая решетка (рис. 2).

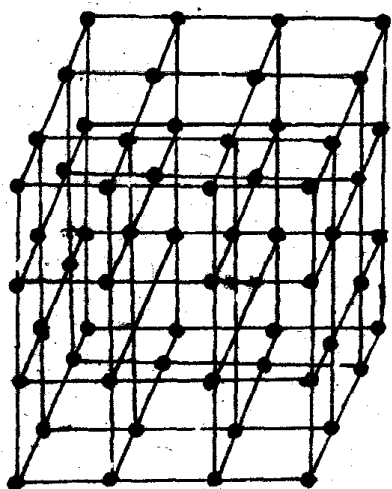


Рис. 2. Пространственная кристаллическая решетка

Образование каким-либо элементом или соединением определённой кристаллической решетки в основном зависит от размеров атомов и электронной конфигурации их внешних оболочек. Такая кристаллическая решётка обладает **минимальной свободной энергией** ( $E_{св}$ ) среди других возможных типов решеток для данного кристаллического тела.  $E_{св}$  – это сумма кинетической и потенциальной энергий атомов кристаллического тела. Именно стремление атомов упаковываться наиболее плотно и приводит к получению минимальной свободной энергии и, следовательно, к созданию различных кри-

сталлических решеток у разных металлов.

Размеры элементарной ячейки характеризуются периодами:  $a$ ,  $b$ ,  $c$ , под которыми понимают расстояние между ближайшими параллельными **атомными плоскостями**, образующими ячейку. **Период решетки** измеряется в нанометрах и у металлов находится в пределах  $0,1 \dots 0,7$  нм.

**Атомная плоскость** – воображаемая плоскость, проходящая через атомы элементарной ячейки.

**Кристаллографические направления** – направления, проходящие через начало координат и узлы кристаллической решетки.

$\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  – углы элементарной кристаллической ячейки между атомными плоскостями (рис. 3).

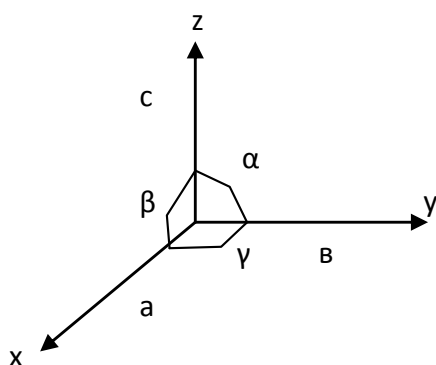


Рис. 3. Взаимосвязь между осями координат, атомными плоскостями и углами кристаллической решетки

Основные типы простых кристаллических решеток: кубическая, тетрагональная, ромбическая, ромбоэдрическая, гексагональная, моноклинная, триклинная (рис. 4). В большинстве случаев у реальных металлов решетки более сложные, так как атомы могут находиться не только в узлах, но и на их гранях и в центре решетки.

Подавляющее число технически важных металлов образуют одну из следующих решеток с плотной упаковкой атомов (рис. 5):

1. **Кубическая объемно-центрированная (ОЦК)** – атомы расположены в вершинах куба и один атом в центре куба (рис. 5,а). Такую решетку имеют, например: К, Na, Fe<sub>α</sub>, Ti<sub>β</sub>, Mo, W, V, Cr, Zr<sub>β</sub>, Al и другие. α, β – символы обозначающие полиморфную форму металла (см. тему № 5).

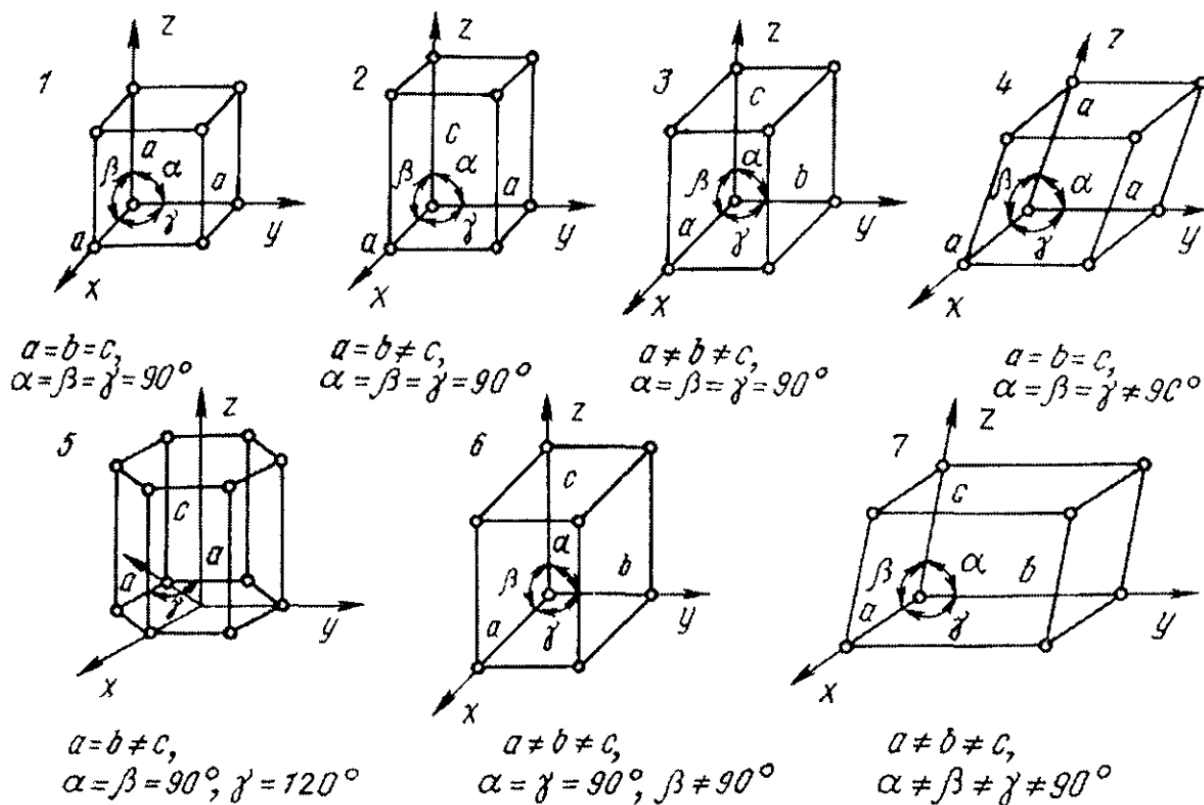


Рис. 4. – Основные типы кристаллических решеток

1 – кубическая, 2 – тетрагональная, 3 – ромбическая, 4 – ромбоэдрическая, 5 – гексагональная, 6 – моноклиная, 7 – триклиная

2. **Кубическая гранецентрированная (ГЦК)** – атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани (рис 5,б). Такую решетку имеют, например: Al, Ca<sub>α</sub>, Ni, Ad, Au, Cu, Fe<sub>γ</sub> и другие.

3. **Гексагональная плотноупакованная (ГПУ)** – атомы расположены в вершинах и в центрах шестиугольных оснований и три атома в средней плоскости призмы (рис. 5,в). Такую решетку имеют, например: Mg, Zn, Be, Ti<sub>α</sub>, Zr<sub>α</sub> и другие.

Для определения положения атомных плоскостей в кристаллической решетке пользуются индексами (*h*, *k*, *l*), представляющими собой три целых числа, заключенных в скобки. Эти числа являются величинами, обратными отрезкам осей, отсекаемым данной плоскостью на осях координат. Рассмотрим примеры обозначения атомных плоскостей решетки ОЦК. Совместим две грани куба с осями декартовой системы координат (декартова система координат – это трехмерная система координат *x* – *y* – *z*). Каждая плоскость (грань куба) пересекает только одну ось, при этом отсе-

каемые отрезки будут равны:  $(1, \infty, \infty)$ ,  $(\infty, 1, \infty)$ ,  $(\infty, \infty, 1)$ . Знак  $\infty$  показывает, что данные атомные плоскости параллельны этим осям координат.

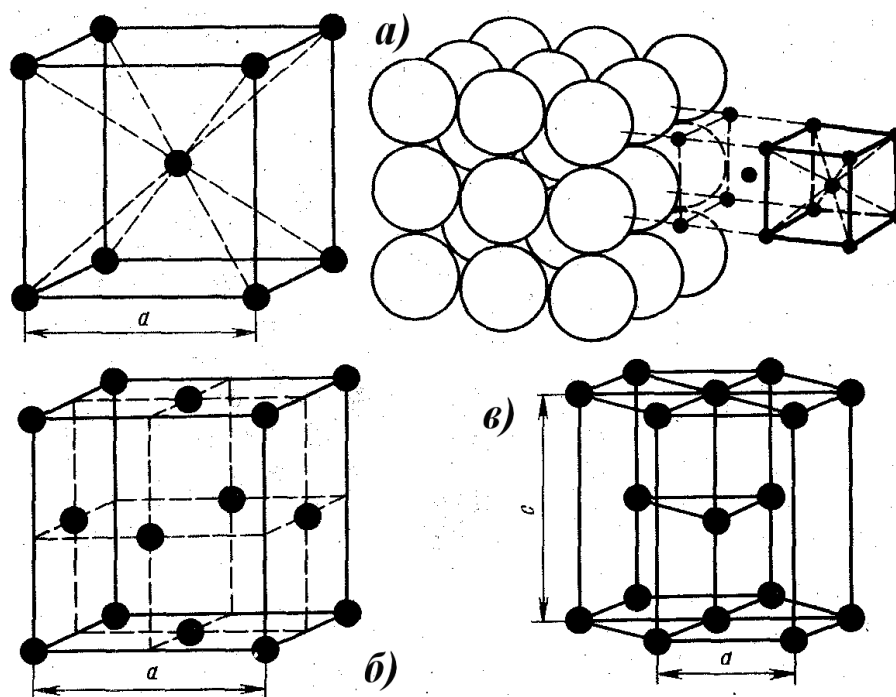


Рис. 5. Типы кристаллических решеток: а) объемно-центрированная кубическая; б) гранецентрированная кубическая; в) гексагональная плотноупакованная

Обратные величины, отсекаемых отрезков будут равны:  $(100)$ ,  $(010)$ ,  $(001)$ . Следовательно, плоскость  $(100)$  пересекает ось  $x$ , а также все параллельные ей плоскости в кубической решетке. Плоскость  $(010)$  пересекает ось  $y$ , а также все параллельные ей плоскости в кубической решетке. Плоскость  $(001)$  пересекает ось  $z$ , а также все параллельные ей плоскости в кубической решетке (рис. 6,а).

Отсюда вытекает, что если плоскость не пересекает какую-нибудь декартову ось, то соответствующий индекс будет 0. Поэтому координаты плоскостей куба будут обозначаться через 0 и 1. За единицу измерения длин вдоль осей решетки выбраны периоды элементарной ячейки  $a$ ,  $b$ ,  $c$ .

Индексы характеризуют не одну какую-либо плоскость, а целую группу параллельных плоскостей.

В решетке ОЦК можно провести атомную плоскость через диагонали оснований. Индексы параллельных плоскостей, в этом случае, будут  $(110)$  (рис. 6,б).

Параллельные атомные плоскости, отсекающие отрезки у осей  $x - y - z$  будут иметь индексы  $(111)$  (рис. 6,в).

На рисунке 6,г показаны обозначения направлений возможных атомных плоскостей, которые могут быть в решетке ОЦК.

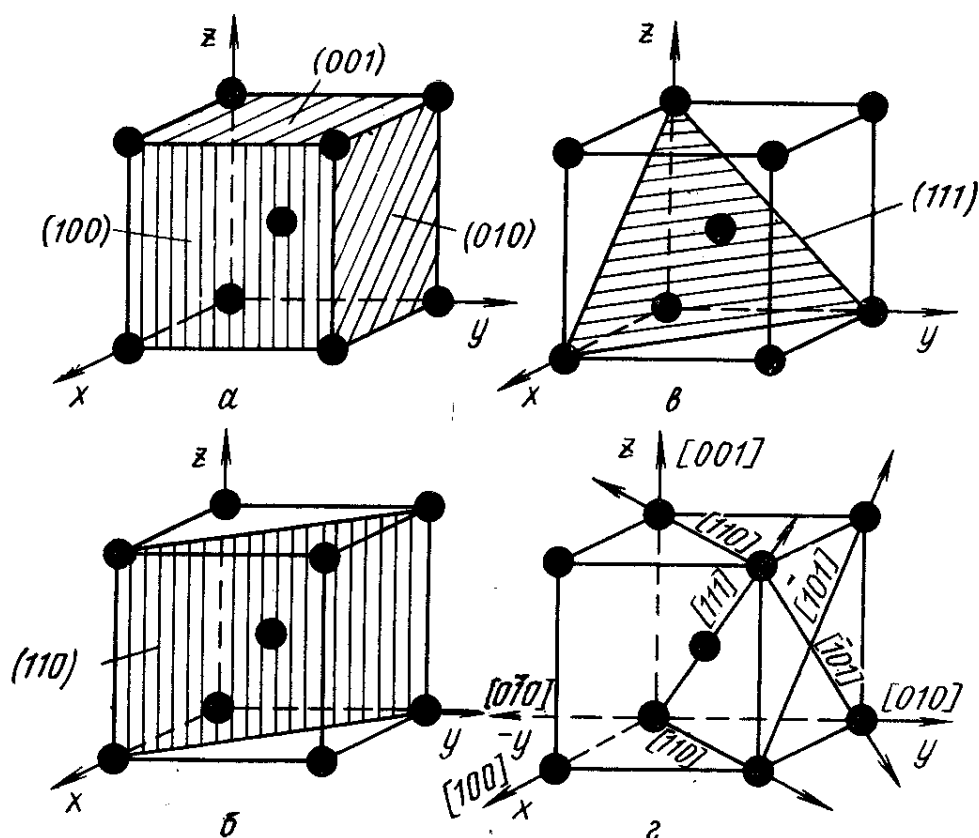


Рис. 6. Индексы кристаллографических плоскостей и направлений в ОЦК решетке

## 2.2. Реальное строение кристаллических материалов. Дефекты кристаллического строения

Если кристаллическое тело состоит из множества раз точных повторений элементарной кристаллической ячейки в трех измерениях, то это кристаллическое тело будет представлять собой **монокристалл** (рис. 7). Монокристалл можно получить при определенных условиях кристаллизации, например, при очень медленном охлаждении.

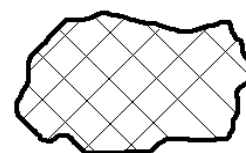


Рис. 7. Схема монокристалла

Реальные кристаллические тела представляют собой **поликристалл**, состоящий из большого числа мелких, произвольно ориентированных относительно друг друга, кристалликов, называемых **зернами**. Поверхности раздела зерен называются **границами зерен** (рис. 8).

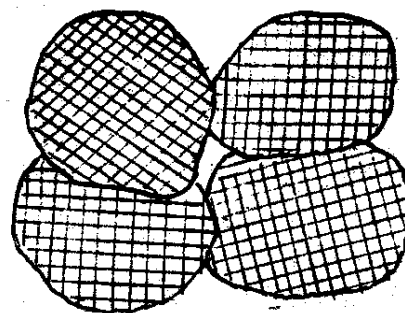


Рис. 8. Схема поликристаллического строения металла

Реальные кристаллические тела не являются идеальными. Они всегда

имеют **дефекты кристаллического строения**, которые классифицируются по геометрическим признакам на: точечные, линейные, поверхностные и объемные.

**Точечные дефекты** малы в трех измерениях; их размеры по всем направлениям не больше нескольких атомных диаметров. К точечным дефектам относятся *вакансии*, *межузельные атомы*, *примесные атомы* и их комплексы (рис. 9).

Точечные дефекты являются центрами локальных (сосредоточенных) искажений в кристаллической решетке, вызывающие в ней напряжения. Искажение распространяется на расстояние нескольких атомных диаметров, дефекты являются центрами сжатия или расширения решетки. К ним относятся:

1. **Вакансии** – узлы кристаллической решетки, в которых отсутствуют атомы (рис. 9,а);

2. **Межузельные атомы (атомы внедрения)** – атомы, находящиеся между узлами решетки (рис. 9,г);

3. **Атомы примесей**, которые всегда есть в кристаллических телах, могут замещать в узлах кристаллической решетки атомы основного металла или находиться в междоузлии, т.е. могут становиться **атомами замещения** или **атомами внедрения** (рис. 9,б,в).

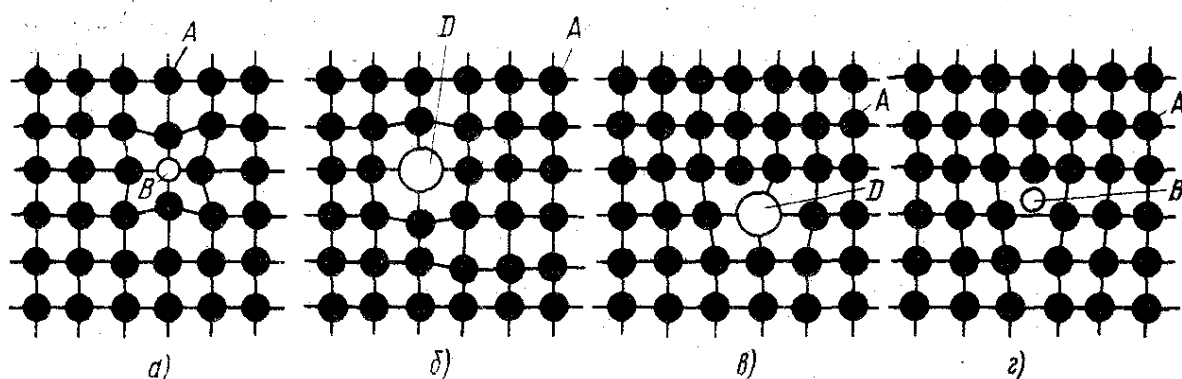


Рис. 9. Точечные дефекты: а) вакансия; б, в) замещенные атомы или атомы примеси; г) межузельный атом или атом внедрения

Вакансии и атомы замещения могут находиться в любых узлах решетки. Межузельные и примесные атомы внедрения располагаются только в таких пустотах, где для них есть достаточные свободные пространства.

Вакансию можно рассматривать как центр сжатия кристаллической решетки, а межузельный атом – центр расширения. Только на расстоянии одного – двух атомных диаметров от центра дефекта создаются заметные искажения кристаллической решетки. Вокруг межузельного атома смещения соседних атомов больше, чем вокруг вакансий.

Быстрое затухание атомных смещений при удалении от точечного дефекта означает, что межатомные силы взаимодействия являются силами

близодействия, резко падающими при увеличении расстояния между ними (2):

$$F \sim \frac{1}{r^2}, \quad (2)$$

где —  $F$  — межатомная сила взаимодействия,  $H$ ,  $r$  — расстояние между атомами, м.

Энергия образования вакансии значительно меньше энергии образования межузельных атомов. Поэтому **вакансии** являются основными **точечными дефектами**.

Атомы, совершающие колебательные тепловые движения, непрерывно обмениваются энергией. Атом может выйти из узла решетки в междоузлие, получив избыток энергии от соседних атомов или от внешних энергетических воздействий. Но такое образование тепловых вакансий и межузельных атомов происходит очень редко, т.е. требуемый для этого избыток энергии весьма велик. Значительно легче происходит образование вакансий следующим образом: атом поверхностного слоя, приобретает избыток энергии от соседей, легко испаряется. Через некоторое время на место атома поверхностного слоя переходит соседний атом из более глубокого слоя.

Источниками образования точечных дефектов могут являться:

- нагрев до высоких температур;
- отклонение состава химических соединений от стехиометрического состава;
- радиационные воздействия (образуется одновременно вакансия + межузельный атом);
- пластическая деформация;
- поверхности кристаллического тела, пустоты и трещины внутри него;
- границы зерен в поликристаллическом теле.

Вакансия и межузельный атом при встрече могут **аннигилировать** (исчезать). Но такая **рекомбинация** (возвращение) дефектов происходит редко, т.к. концентрация межузельных атомов значительно меньше концентраций вакансий. Удельный объем кристаллического тела увеличивается пропорционально концентрации вакансий.

**Линейные дефекты** малы в двух измерениях, а в третьем они значительно большего размера, который может быть соизмерим с длиной кристалла. К линейным дефектам относятся *дислокации, цепочки вакансий и межузельных атомов* (рис. 10).

**Линейные дефекты** подразделяются на две группы. Первую группу составляют **цепочки вакансий и межузельных атомов**.

Устойчивость дефектов этого типа (точно также как и вероятность, их образования) очень мала, они быстро распадаются на составляющие их точечные дефекты при наличии диффузии атомов.

Вторую группу линейных дефектов составляют **дислокации** (рис. 10).

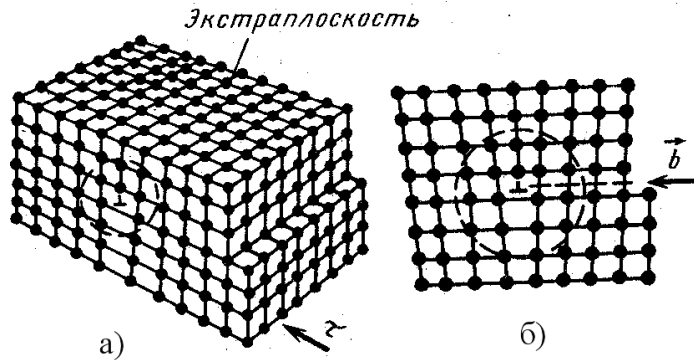


Рис. 10. Линейный дефект – дислокация

Предположение о наличии дислокаций в кристаллических телах было введено в физику твердого тела в 1934 г., для того, чтобы объяснить несоответствие между наблюдаемой на практике и теоретической механической прочностью. Был описан дислокационный механизм сколь-

жения атомных плоскостей при пластической деформации (понятие о пластической деформации смотри тему 3).

Впоследствии теория дислокаций получила широкое развитие и стала применяться для анализа самых разнообразных явлений в кристаллических телах. Если на первых этапах развития этой теории представления о дислокациях были чисто гипотетическими, то затем после создания электронного микроскопа были получены прямые доказательства их существования.

Наиболее простой и наглядный пример появления дислокации в кристалле – это **сдвиг**, когда сдвиг охватил не всю плоскость скольжения, а лишь ее часть. В результате в кристалле в простейшем случае появляется лишняя полуплоскость атомов (рис. 10,б).

Вокруг дислокации решетка сильно искажена. Дислокации принято обозначать значком перпендикуляра  $\perp$ .

В общем случае дислокация представляет собой **граничную линию**, отделяющую часть кристалла, в которой произошла сдвиговая деформация, от части кристалла, еще не затронутой сдвигом (рис. 10,а).

Любая пластическая деформация кристалла может, быть описана при помощи теории дислокаций. Приложенное напряжение действует на дислокацию, и кристалл пластически деформируется за счет **движения дислокаций**.

Считается, что различие между пластическими и непластическими кристаллами обусловлено главным образом разной подвижностью их дислокаций. Дислокации двигаются, так как атомы дислокации, стремясь занять места, где они будут обладать наименьшей свободной энергией, выталкивают рядом стоящие атомы со своих мест и передают им свою избыточную энергию. Вытолкнутые атомы становятся дислокацией.

Дислокационные линии в кристалле могут иметь сложные формы. Они могут выходить на поверхность кристалла или заканчиваться внутри. При движении дислокационные линии могут разветвляться, пересекаться, сливаться с образованием новых дислокаций.

**Плотность дислокаций** – полная длина дислокационных линий в единице объема, размерность  $[м^{-2}]$ . Дислокации термодинамически неустойчивы и должны исчезать при отжиге. Плотность дислокаций зависит от способа и режима обработки кристаллического тела. Например, у тщательно выращенного массивного монокристалла очень высокой чистоты плотность дислокаций составляет менее  $10^3 м^{-2}$ , в отожженном обычном монокристалле –  $10^4...10^6 м^{-2}$ , в отожженном поликристалле –  $10^7...10^8 м^{-2}$ , в металле после холодной деформации –  $10^{11}...10^{12} м^{-2}$ .

**Образование дислокаций** может происходить:

- 1) в процессе кристаллизации;
- 2) при охлаждении закристаллизовавшегося кристалла;
- 3) при закалке с высоких температур (виды термической обработки рассматриваются в теме 6);
- 4) при пластической деформации;
- 5) при радиационном облучении (будет рассматриваться в теме 2 второго семестра).

В основном только точечные и линейные дефекты определяют свойства кристаллических тел. Поэтому поверхностным и объемным дефектам большого внимания не уделяется в данном пособии.

**Поверхностные дефекты** малы в одном измерении. К ним относятся, например, границы зерен, поверхности кристаллических тел.

**Объемные дефекты** имеют относительно большие размеры в трех измерениях. К ним относятся, например, поры, трещины.

### 2.3. Изотропия и анизотропия свойств кристаллических тел

Плотность атомов в различных плоскостях и направлениях кристаллической решетки монокристалла неодинаковая. Поэтому многие свойства (механические, физические и др.) в монокристалле зависят от направления вырезки образца и, следовательно, от направления испытания по отношению к плоскостям и направлениям в решетке.

**Анизотропия** – способность монокристалла иметь различные свойства в разных направлениях испытания. Например, если монокристалл представляет собой ОЦК решетку, то при испытании в направлении диагональной плоскости (111) сопротивляться нагрузке будут 5 атомов, а в направлении грани, (110) только 4 атома (рис. 6). Расстояния между атомами в этих плоскостях будет различное. Следовательно, сопротивление нагрузке будет различное в разных направлениях испытания.

Соответственно независимость свойств кристаллов от направления вырезки образца и направления испытания называется **изотропией**.

**Поликристаллические тела** являются **изотропными**, так как состоят из большого числа анизотропных кристаллов (рис. 8), произвольно расположенных относительно друг друга, что объясняется механизмом процесса кристаллизации. Произвольность ориентировки каждого **анизотропного кристалла** приводит к тому, что в любом направлении располагается примерно одинаковое количество кристаллов с одной и той же ориентировкой атомных плоскостей и направлений. В результате свойства поликристаллического тела одинаковы во всех направлениях.

Такая изотропия свойств не соблюдается, если кристаллы будут иметь преимущественную ориентировку в каком-либо направлении. Эта ориентировка называется **текстурой** и создается, например, значительной **холодной пластической деформацией** при температуре ниже температуры рекристаллизационного отжига (рекристаллизационный отжиг будет рассмотрен в теме № 6). В результате рекристаллизационного отжига поликристаллическое тело становится **изотропным**.

## 2.4. Процесс кристаллизации

Переход тела из жидкого состояния в твердое, т.е. кристаллическое, называется **первичной кристаллизацией**.

### 2.4.1. Энергетические условия процесса кристаллизации

Энергетическое состояние системы, имеющей огромное число охваченных тепловым движением атомов, характеризуется особой термодинамической функцией  $E_{св}$ , называемой **свободной энергией**. Как было указано выше (тема 2),  $E_{св}$  – это сумма кинетической и потенциальной энергий атомов системы.

Согласно законам термодинамики в природе все самопроизвольно протекающие превращения и, следовательно, кристаллизация и плавление, обусловлены тем, что новое состояние в новых условиях является энергетически более выгодным, т.е. более устойчивым и обладает меньшей свободной энергией  $E_{св}$ . Состояние с минимальной  $E_{св}$  называется **равновесным**. С изменением температуры  $E_{св}$  изменяется по сложному закону, но различно для жидкого и кристаллического состояний (рис. 11).

$T_n$  – **теоретическая температура кристаллизации**, при этой температуре свободные энергии жидкого и твердого состояний равны, поэтому кристаллизация не может начаться.

Для начала кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе. Для этого необходимо переохладить жидкость до температуры, например,  $T_k$ , когда свободная энергия жидкого со-

стояния будет больше свободной энергии кристаллического состояния, и именно кристаллическое состояние будет устойчивым.

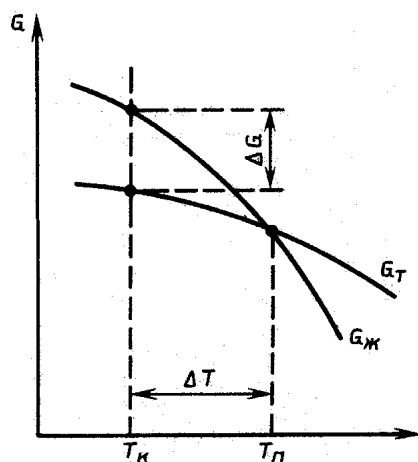


Рис. 11. Изменение свободной энергии металла в жидком  $G_{ж}$  и твердом  $G_{т}$  состояниях в зависимости от температуры

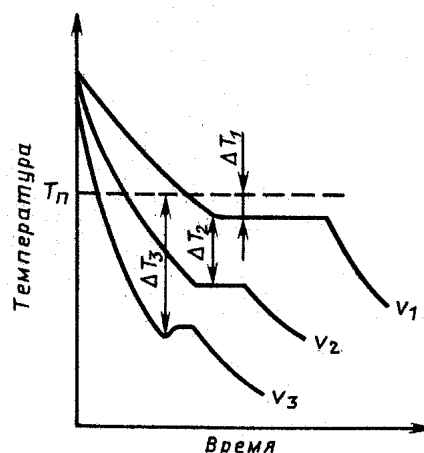


Рис. 12. Кривые охлаждения металла при кристаллизации  $V_1 < V_2 < V_3$

Разность температур  $\Delta T = T_{п} - T_{к}$  называется **степенью переохлаждения**, величина ее зависит от скорости охлаждения и чистоты жидкости. Чем выше скорость охлаждения и чистота жидкости, тем больше степень переохлаждения  $\Delta T$ . При очень медленном охлаждении и при постоянном давлении  $\Delta T \approx (10 \dots 30 \text{ } ^\circ\text{C})$ .

Графически процесс кристаллизации (плавления) описывается **кривыми охлаждения** в координатах: ось абсцисс – время процесса в секундах, ось ординат – температура металла в каждый момент времени. На термической кривой чистого металла (рисунок 12) при температуре кристаллизации имеется горизонтальная площадка (остановка в падении температуры), образование которой объясняется выделением теплоты при кристаллизации, несмотря на продолжающийся отвод тепла. Эту теплоту принято называть скрытой теплотой кристаллизации.

У некоторых металлов (например, у сурьмы) из-за большого переохлаждения скрытая теплота кристаллизации выделяется в первый момент кристаллизации настолько бурно, что температура скачкообразно повышается и кристаллизация происходит при меньшем переохлаждении.

#### 2.4.2. Механизм процесса кристаллизации

В жидком состоянии имеется так называемый **ближний порядок**, когда упорядоченное расположение атомов распространяется на очень небольшое расстояние. Вследствие теплового движения атомов, ближний порядок неустойчив. Микрообъемы с правильным расположением атомов

возникнув, могут существовать некоторое время, затем рассасываться и возникать вновь в другом микрообъеме жидкости. С понижением температуры степень ближнего порядка и размер таких упорядоченных микрообъемов возрастают.

При температурах близких к  $T_k$  в жидкости возможно образование небольших группировок, в которых атомы расположены так же как в кристаллической решетке данного тела. Такие группировки атомов называют фазовыми флуктуациями. Они при охлаждении жидкости ниже равновесной температуры могут стать кристаллическими зародышами способными к росту. Таким образом, процесс кристаллизации начинается с образования кристаллических *зародышей*, называемых *центрами кристаллизации*, и продолжается в процессе роста их числа и размеров.

Рост зародыша возможен только при условии, если он достиг определенной величины, начиная с которой его рост ведет к уменьшению  $E_{св}$  тела. Минимальный размер зародыша, способный к росту при данной температуре, называется *критическим*. Чем больше  $\Delta T$ , тем меньше критический размер зародыша и тем легче он образуется.

*Рост зародышей* – диффузионный процесс и происходит в результате перехода атомов из переохлажденной жидкости к уже образовавшимся кристаллам. Пока кристаллы растут свободно, они имеют более или менее правильную геометрическую форму (рис. 13, а, б). Однако, по мере развития процесса при столкновении растущих кристаллов (рис. 13, в, г) их правильная форма нарушается, т.к. в этих участках рост граней прекращается. Рост продолжается только в тех направлениях, где есть свободный доступ к жидкости. В результате, растущие кристаллы после затвердевания (рис. 13, д, е) получают неправильную внешнюю форму (рис. 13, ж), имеют точечные дефекты и дислокации и называются *кристаллитами* или *зернами*, образующими поликристаллическое тело.

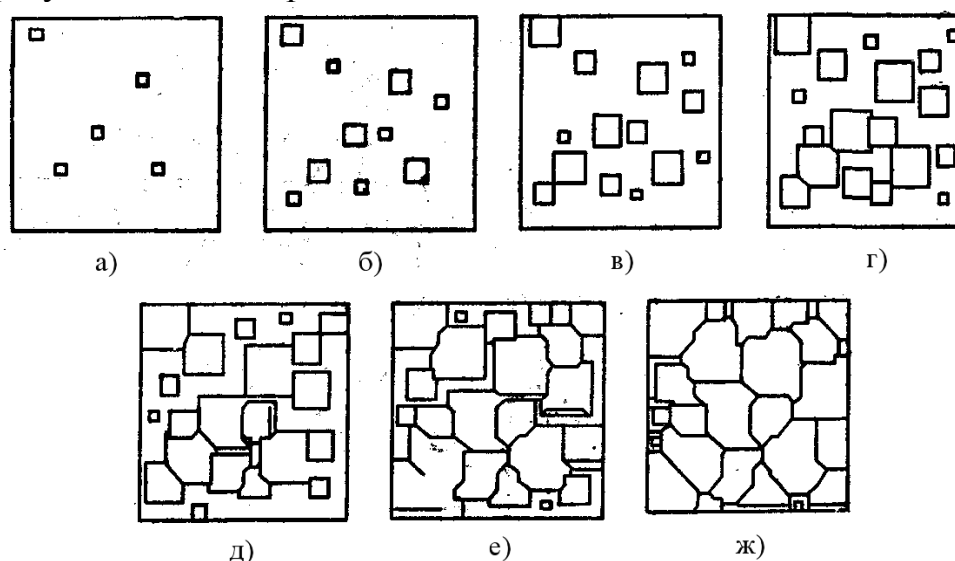


Рис. 13. Схема кристаллизации металла

Строение кристаллического тела после затвердевания зависит от скорости образования зародышей (числа центров кристаллизации Ч.З.) и скорости их роста (С.Р.) (рис. 14). При больших значениях Ч.З. и малых значениях С.Р. строение кристаллического тела будет мелкозернистым, и, наоборот, при малых значениях Ч.З. и больших значениях С.Р. будет получено крупное зерно.

При теоретической температуре кристаллизации ( $T_n$ ) Ч.З. и С.Р. = 0 и поэтому кристаллизация отсутствует.

При увеличении степени переохлаждения скорость образования зародышей и скорость их роста возрастают, при определенной степени переохлаждения достигают максимума, после чего снижаются (рис. 14).

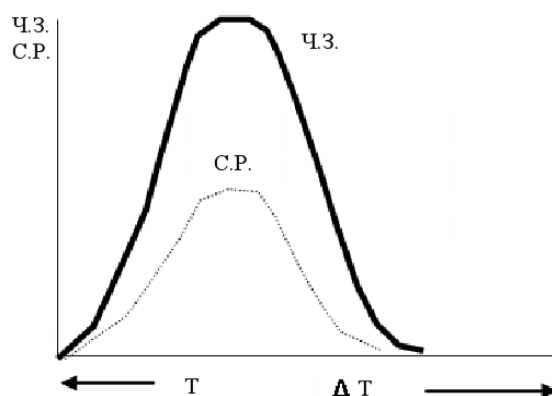


Рис. 14. Схема зависимости Ч.З. и С.Р. от степени переохлаждения

Такой характер изменения параметров кристаллизации объясняется следующим. С повышением  $\Delta T$  разность свободных энергий жидкого и твердого состояний возрастает, что увеличивает скорость кристаллизации.

Однако **кристаллизация** – процесс диффузионный, поэтому требует перемещения атомов жидкости. В результате, при больших  $\Delta T$  (низких  $t^\circ$ ) образование зародышей и их рост затруднены и Ч.З. и С.Р. уменьшаются. При очень низких температурах (большие степени переохлаждения) Ч.З. и С.Р. = 0. В этом случае после затвердевания получается **аморфное** состояние.

Образование зародышей и их рост в жидкости, где очень мало примесей по описанному механизму называется **самопроизвольным** или спонтанным. Если частицы примеси, которые всегда присутствуют в жидкости, имеют одинаковую кристаллическую решетку с решеткой кристаллизующегося тела (изоморфные примеси) и параметры решеток близки (отличие не более 9 %), то они играют роль готовых центров кристаллизации. Кристаллизация начинается при меньшем переохлаждении. Чем больше изоморфных примесей, тем больше Ч.З., в результате получается мелкозернистая структура (рис. 15).

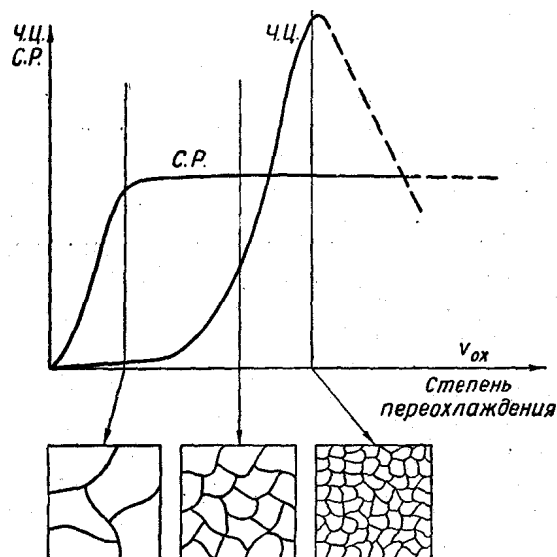


Рис. 15. Зависимость зернистости структуры металла от числа центров (Ч.Ц.) и скорости их роста (С.Р.)

### 2.4.3. Формообразование металлов из жидкого состояния

При кристаллизации из жидкого состояния для скорости течения процесса и для формы образующихся кристаллов первостепенное значение приобретают такие факторы, как скорость и направление отвода тепла, наличие нерастворившихся частиц и конвекционных токов жидкости.

В направлении отвода тепла кристалл растет быстрее, чем в другом направлении. Легче всего рост кристалла происходит на плоскостях с наименьшим поверхностным натяжением, т. е. с наибольшей концентрацией атомов.

В результате в процессе затвердевания формируется *не сплошной равноосный кристалл*, а его каркас, имеющий разветвленную или дендритную форму. Дендритное строение типично для литого металла (рис. 16).

**Дендрит** – древовидная (или скелетообразная) форма кристаллов, возникающая за счет роста зародышей и их развития в направлениях перпендикулярных плоскостей с максимальной плотностью упаковки атомов, где скорость их роста максимальна. Это приводит к тому, что первоначально образуются длинные ветви, так называемые оси первого порядка (главные оси дендрита) (рис. 16,б). Одновременно с удлинением осей первого порядка на их ребрах зарождаются и растут перпендикулярные к ним такие же ветви (оси) второго порядка. В свою очередь на осях второго порядка зарождаются и растут оси третьего порядка и т. д. (рис. 16,а). В итоге образуется дендрит (рис. 16,в).

Чем выше скорость охлаждения при кристаллизации, тем меньше размеры (высота) дендрита и меньше расстояние между ветвями второго и последующих порядков.

Высокие требования к прочности материалов провоцируют поиск новых способов повышения их качества путем модифицирования.

**Модифицированием** называется технологический процесс регулирования числа центров кристаллизации, скорости роста и формы кристаллов. Модифицирование применяется при производстве высококачественного чугуна, мелкозернистой стали и ряда цветных сплавов. Модифицирование осуществляется путем добавок в жидкий сплав (перед разливкой) специальных присадок – **модификаторов**. Эти примеси, практически не изменяя химического состава кристаллизующегося тела, вызывают измельчение зерна и в итоге в металлах и сплавах получается более высокий комплекс механических свойств.

Существуют два основных типа модификаторов:

- первый тип образует мельчайшие твердые частички, которые служат центрами кристаллизации;

- второй тип образует поверхностно активные вещества, атомы которых откладываются (адсорбируются) на гранях кристаллических центров и снижают их рост.

Сопутствующим явлением кристаллизации металлов и сплавов является их усадка. **Усадкой** называется сокращение объема металла от момента кристаллизации до нормальной температуры. Это изменение вызывается как процессом уменьшения объема при охлаждении, так и процессом затвердевания, т. е. сжатием при кристаллизации. Последнее вызывает наибольшие сокращения объема и образование в затвердевающем металле полостей, не заполненных металлом, называемых **усадочными раковинами** или пустотами.

Усадка металла представляет собой естественное, неизбежное явление, обусловленное сокращением его объема при охлаждении и затвердевании, и в этом отношении возможность образования усадочных пустот определяется, прежде всего, природным физическим свойством металла или сплава, которое называется **коэффициентом усадки при кристаллизации**. Числовые значения этих величин следующие: для стали 0,7–2,2 %, алюминия – 6,6 %, меди – 4,0 %, олова – 2,8 % и т. д.

Небольшие усадочные раковины могут образовываться в отдельных замкнутых объемах металла при взаимной встрече и переплетении групп растущих кристаллов. Они часто оказываются сгруппированными и столь

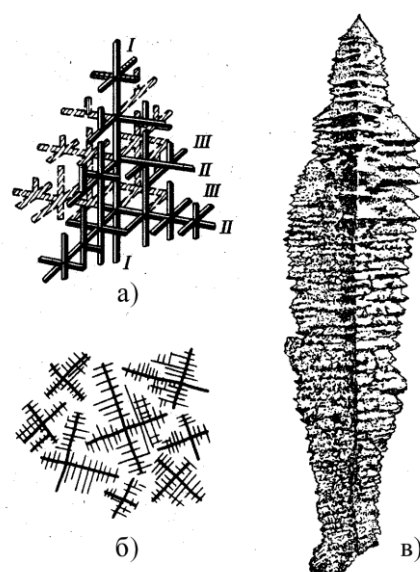


Рис. 16. Дендритное строение кристалла

тесно перемешанными с закристаллизовавшимися дендритами, что весь металл в таком месте имеет вид рыхлой пористой массы, поэтому такому месту дается название – **усадочной рыхлости**. Усадочная рыхлость является дефектным местом в отливке, за счет сосредоточения в ней наиболее загрязненного примесями ликвационного металла.

**Ликвацией** называется неоднородность химического состава, наблюдаемая в затвердевшем сплаве и возникающая при затвердевании сплава вследствие разности состава между твердой и жидкой фазами. Ликвация бывает трех типов: дендритная, или внутрикристаллическая; зональная; по плотности.

**Дендритная** (внутрикристаллическая) **ликвация** происходит у сплавов, образующих твердые растворы, в промежутке между началом и концом затвердевания, т. е. между линиями ликвидус и солидус (изучается в теме № 4). Чем шире промежуток между этими линиями на диаграмме состояния, тем больше возможностей для дендритной ликвации, так как с увеличением интервала в составе первых и последних кристаллов она будет возрастать. Например, сплавы меди с цинком, у которых этот промежуток мал, не дают резко выраженной дендритной ликвации. Наоборот, у сплавов меди с оловом, характеризующихся большим промежутком между линиями начала и конца затвердевания, дендритная ликвация выражена очень сильно.

**Зональной ликвацией** называется химическая неоднородность сплава, когда его поверхность состоит из более чистого сплава, а сердцевина загрязнена примесями. Затвердевающая поверхность слитков (отливок) в первую очередь обогащается тугоплавким компонентом, обычно более чистым металлом, а его сердцевина, затвердевающая в последнюю очередь, обогащается примесями или более легкоплавкими компонентами.

**Ликвация по плотности** происходит в сплавах, компоненты которых нерастворимы в твердом состоянии и имеют значительную разницу в их плотности, как, например, в сплавах сурьмы со свинцом более легкая сурьма всплывает вверх, а свинец опускается в донную часть. Медленное охлаждение способствует такой ликвации. Ликвация по плотности в производстве сплавов является вредной и с ней борются быстрым охлаждением сплава. Применяют и другой способ: в сплав свинца с сурьмой добавляют медь. Медь образует каркас из кристаллов химического соединения  $Cu_5Sn$ , которое при охлаждении, ввиду более высокой температуры затвердевания, образуется первым и препятствует всплыванию кристаллов сурьмы, выделяющихся при более низкой температуре. Этот метод широко применяется в производстве подшипниковых сплавов – баббитов.

Серьезным дефектом микроструктуры являются неметаллические **включения**. Сульфиды, оксиды, силикаты, нитриды нарушают сплошность металла, понижают его прочность, а главное – являются причиной концен-

трации напряжений, особенно опасных для деталей, работающих под воздействием переменных напряжений и ударной нагрузки. Кроме того, при закалке стали, неметаллические включения могут служить причиной образования закалочных трещин. Особенно отрицательно влияют хрупкие твердые остроугольные включения окиси алюминия  $Al_2O_3$  резко понижающие прочность стали, ее обрабатываемость режущим инструментом, лезвие которого, попадая на эти включения, затупляется.

### Тема 3. ОСНОВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И ИХ ХАРАКТЕРИСТИКИ. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

#### 3.1. Основные механические свойства

Механические свойства определяют поведение материала под действием внешних сил, которые принято называть *нагрузками*.

Для конструкционных материалов механические свойства являются определяющими, основными из них являются следующие свойства:

**Прочность** – способность материала сопротивляться деформациям и разрушению под действием внешних сил.

**Пластичность** – способность материала менять форму и размеры тела, под действием внешних сил не разрушаясь.

**Твердость** – способность материала сопротивляться внедрению в него более твердого тела, то есть сопротивляться деформации на поверхности образца.

**Вязкость** – способность материала поглощать механическую энергию внешних сил за счёт пластической деформации (способность сопротивляться динамическим нагрузкам).

**Усталость** – постепенное накопление повреждений в кристаллическом теле под действием циклических нагрузок, приводящих к образованию трещин.

Под действием внешних сил или в результате внутренних причин (механические нагрузки, неравномерный нагрев, быстрое охлаждение, фазовые превращения и др.) в кристаллическом теле возникают **деформации**. В материаловедении к основным видам испытаний, вызывающих деформации относятся испытания на: растяжение, сжатие, твердость, ударную вязкость.

**Деформацией** называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных сил. Деформации подразделяются на упругие, пластические и разрушающие.

**Пластические деформации** являются причиной зарождения и развития в теле трещин, приводящих к разделению его на части, то есть к разрушению. Механизм деформирования рассмотрен далее.

Под действием приложенных сил в теле возникают **напряжения**, которые определяют сопротивление материала данному виду нагружения. Напряжение численно равно нагрузке в данный момент испытания приложенной к единице площади поперечного сечения образца в этот же момент и поэтому не зависит от размеров тела (3).

$$\sigma = \frac{P}{F}, \text{ МПа}, \quad (3)$$

где  $P$  – нагрузка, Н;  $F$  – площадь поперечного сечения тела,  $\text{м}^2$ .

Напряжения в системе СИ выражаются в мегапаскалях [ $\text{МПа} = \text{МН}/\text{м}^2$ ].

Наличие в теле трещин, сквозных отверстий, резких переходов сечения, внутренних дефектов и так далее приводит к неравномерному распределению напряжений в теле, создавая, у основания дефекта максимальную концентрацию нормальных напряжений. Эти основания дефектов называются **концентраторами напряжений**.

Так как напряжения вызываются разными причинами, то различают напряжения обусловленные действием внешних факторов и это, например, быстрые нагрев или охлаждение (термические напряжения); напряжения, возникающие под действием внутренних факторов. Например, в процессе кристаллизации, при фазовых превращениях (структурные напряжения) (см. тему № 5). Отрицательное влияние напряжений состоит в том, что элементы конструкции могут разрушиться.

**Механические свойства** кристаллических тел зависят от химического состава, типа межатомных сил связи, структуры, величины зерна, степени пластической деформации, искажений кристаллической решетки, наличия дефектов кристаллического строения, вида термической обработки.

В инженерных расчетах используются **характеристики механических свойств** – это количественные значения свойств, которые определяются при механических испытаниях. Так как необходимо иметь возможность сравнения механических свойств разных материалов, а также иметь возможность сопоставления качества разных материалов, методы определения механических свойств должны быть строго регламентированы стандартами (ГОСТы, ОСТы, ТУ).

Температурно-силовые условия проведения испытаний должны быть по возможности приближены к служебным условиям работы материалов в реальных машинах и конструкциях.

Основные виды **стандартных испытаний**: на растяжение, сжатие, изгиб, кручение, определение твердости, ударной вязкости и другие. Нагрузки могут быть статические, динамические и циклические (знакопеременные), в зависимости от нагрузки испытания делятся на статические, динамические, усталостные.

**Статические испытания** – это испытания, при которых прилагаемая нагрузка возрастает медленно и плавно. К таким испытаниям относятся испытания материала на растяжение, сжатие, твердость.

**Динамические испытания** – это испытания, при которых нагрузка воздействует на материал с большой скоростью (удар). К таким испытаниям относится, например, испытание на ударную вязкость.

### 3.2. Механизм упругой и пластической деформации

Как было указано выше, любой вид нагружения сопровождается деформированием материала. Любая деформация начинается с упругой деформации и может переходить в пластическую деформацию с возможным последующим разрушением. Упругая и пластическая деформации принципиально отличаются одна от другой.

При **упругой деформации** после снятия нагрузки, сместившиеся атомы (ионы) под действием сил межатомного взаимодействия возвращаются в равновесное положение, и кристаллические тела приобретают первоначальную форму и размеры, смещение атомов (ионов) происходит на расстояние меньше периода кристаллической решетки. Это обратимая деформация.

При **пластической деформации** смещение атомов (ионов) происходит на расстояние больше периода кристаллической решетки. На таком расстоянии силы межатомного взаимодействия перестают действовать и смещение атомов после снятия нагрузки остается. Это необратимая деформация.

Пластическая деформация совершается в основном путем **скольжения атомных плоскостей**. Скольжение протекает по плоскостям и направлениям с наиболее плотной упаковкой атомов, у которых сопротивление скольжению наименьшее. Это объясняется тем, что скольжение требует преодоления сил взаимодействия между атомами двух смежных параллельных плоскостей. Эти силы быстро убывают с увеличением расстояния между атомами. А между соседними параллельными атомными плоскостями с наиболее плотной упаковкой атомов это расстояние наибольшее. Эти плоскости называются плоскостями легкого скольжения.

Пластическая деформация идет не одновременно по всем плоскостям и направлениям легкого скольжения, а последовательно. По мере увеличения нагрузки в процесс скольжения постепенно вступают те плоскости и направления, в которых максимальное касательное напряжение возрастает до критической величины. Чем больше в кристаллическом теле возможных плоскостей и направлений легкого скольжения, тем более пластично кристаллическое тело, при этом тип кристаллической решетки не меняется.

Другим механизмом пластической деформации является **двойникование**. В этом случае происходит сдвиг части кристалла в положение, соответствующее зеркальному отображению несдвинутой части. Двойникование происходит тогда, когда скольжение по тем или иным причинам затруднено.

Любая пластическая деформация может быть описана при помощи **теории дислокаций**. Скольжение и двойникование осуществляются постепенным **перемещением дислокаций** в плоскости сдвига. Для переме-

щения дислокаций требуется значительно меньшее усилие, чем для одновременного смещения одной части кристалла относительно другой в плоскости сдвига. Чем легче перемещаются дислокации, тем ниже прочность тела, тем легче идет пластическая деформация, тем выше пластические свойства.

Считается, что различие между пластичными и прочными кристаллами обусловлено разной подвижностью их дислокаций.

Пластическая деформация кристаллических тел связана с количеством дислокаций, их подвижностью, их взаимодействием с точечными дефектами. Тип межатомной связи тоже влияет на пластичность кристаллов. Перемещение дислокаций ограничено. Большие пластические деформации возможны вследствие того, что движущиеся дислокации вызывают появление большого количества новых дислокаций, увеличивается также количество точечных дефектов и искажений кристаллической решетки. Следовательно, пластическая деформация ведет к увеличению дефектов кристаллического строения и это приводит к затруднению движения дислокаций, то есть металл упрочняется. Графическое изображение этого процесса представлено на рис. 17.

Таким образом, теория дислокаций позволяет объяснить большое расхождение между теоретической (рассчитанной по законам механики) и реальной прочностью, которая ниже на 2...3 порядка.

Подтверждение этому – получение без дислокационных кристаллов (так называемых „усов”), прочность которых близка к теоретической (точка 1, рис. 17).

Упрочнение кристаллического тела в результате пластической деформации называется **наклепом**. Равноосные до деформации зерна вытягиваются в направлении действия силы. Наклеп металла вызывает анизотропию свойств. В результате наклепа уменьшаются пластические свойства, сопротивление коррозии, повышаются прочностные свойства и твердость.

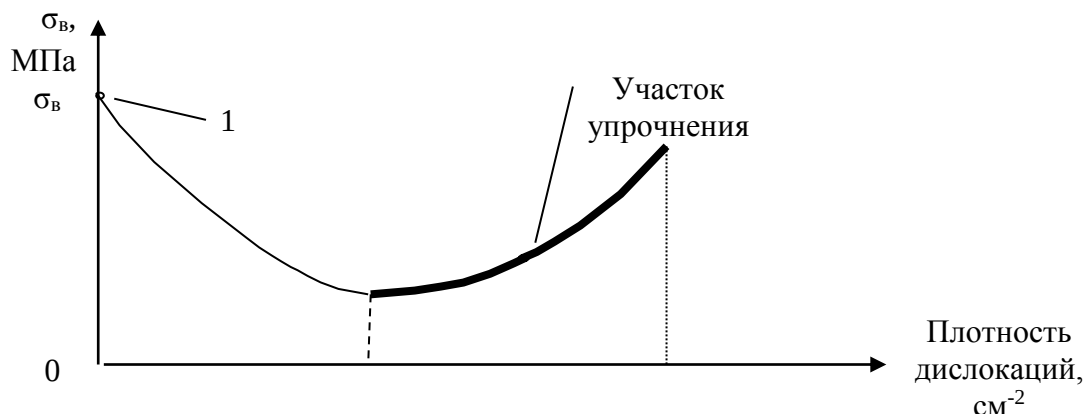


Рис. 17. График зависимости предела прочности металла от плотности дислокаций

### 3.3. Испытание на растяжение

**Испытание на растяжение** (ГОСТ 1497-84) проводится на специальных разрывных машинах, снабженных диаграммным устройством. Диаграммное устройство вычерчивает диаграмму растяжений (рис. 19,а) в осях: ось ординат – нагрузка  $P$ ,  $N$ ; ось абсцисс – абсолютное удлинение  $\Delta l$ ,  $m$ , которое определяется по формуле 4.

$$\Delta l = l_k - l_0, m, \quad (4)$$

где  $l_k$  – длина образца в данный момент испытания,  $m$ , соответствует нагрузке на образец в данный момент;  $l_0$  – длина образца до испытания,  $m$ .

**Диаграмма растяжения** – это графическая зависимость между приложенной нагрузкой растяжения и возникающей в материале абсолютной деформацией.

Испытание проводят обычно на цилиндрических или плоских образцах (рис. 18), которые отличаются по размерам. Испытательная машина растягивает стандартный образец и регистрирует его удлинение и усилие, соответствующее этому удлинению.



Рис. 18. Цилиндрические образцы

Результат испытаний представляется **диаграммой растяжения** (рис. 19,а). Она состоит из трех участков: упругой деформации  $OA$ , равномерной пластической деформации  $ABCD$  и сосредоточенной деформации шейки  $DE$ . На диаграмме можно выделить четыре характерные точки ( $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $D$ ) и соответствующие им нагрузки  $P_{пл}$ ,  $P_{уп}$ ,  $P_T$ ,  $P_B$ .

Численные значения механических свойств, определенные по диаграмме растяжений, учитывают размеры испытуемых образцов. Разные по размеру образцы, выполненные из одного и того же материала, дадут неодинаковые значения свойств. Если каждую из этих нагрузок разделить на одну и ту же величину  $F_0$ , которая является площадью поперечного сечения образца до испытания, то получим четыре условных напряжения, которые будут являться характеристиками прочности, определенными при

испытании на растяжение. Поэтому на практике используют **диаграмму напряжений** в координатах: условное напряжение, определяемое по формуле 5 ( $\sigma$ , МПа), и относительное удлинение ( $\varepsilon$ ), определяемое по формуле 6 (рис. 19,б).

**Условное напряжение** – нагрузка, действующая на единицу площади поперечного сечения образца  $F_0$ .

$$\sigma = \frac{P}{F_0}, \text{ МПа}, \quad (5)$$

где  $P$  – нагрузка, Н,  $F_0$  – площадь поперечного сечения образца до его испытания,  $\text{м}^2$ .

**Относительное удлинение** – это удлинение единицы длины образца, поэтому также как и условное напряжение не зависит от размеров образца.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}, \quad (6)$$

где  $\Delta l$  – приращение расчетной длины образца, м;  $l_0$  – первоначальная расчетная длина образца, м.

Диаграмма напряжений позволяет получить количественные характеристики свойств материалов, так как в этом случае характеристики свойств не зависят от размеров образца.

При испытании на растяжение определяются следующие **характеристики прочностных свойств материалов**, измеряемые в МПа:

– **предел пропорциональности**  $\sigma_{пц}$  ( $\sigma_{пц} = P_{пц} / F_0$ ), (на диаграмме растяжений  $P_{пц}$  это точка А).  $\sigma_{пц}$  – это максимальное напряжение, до которого соблюдается линейная зависимость между напряжением и относительной

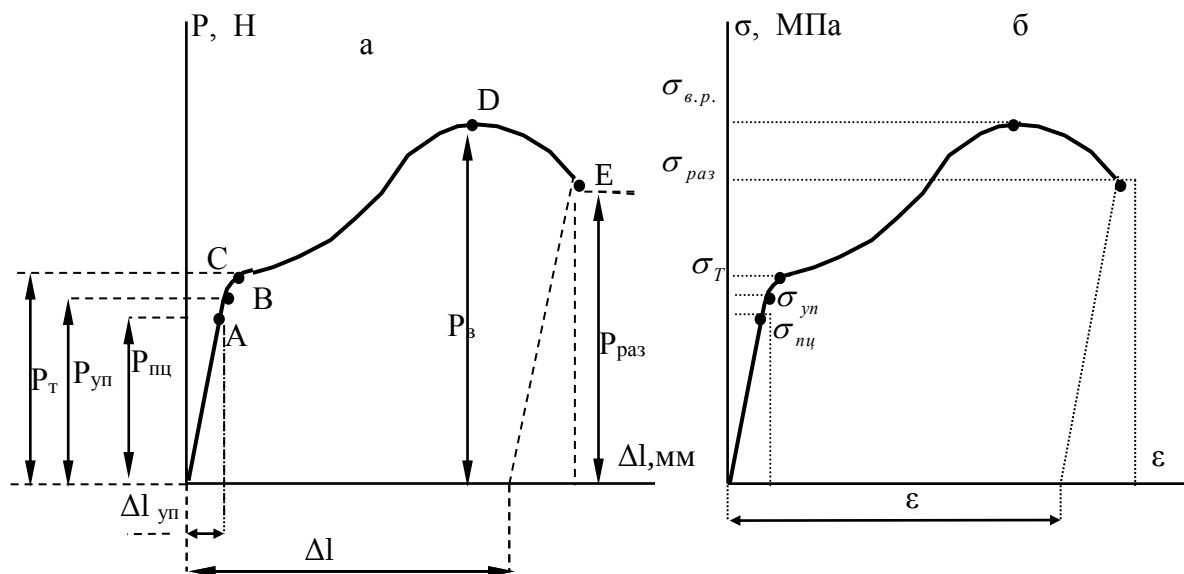


Рис. 19. Диаграмма растяжений – а;  
диаграмма напряжений – б

деформацией, то есть это напряжение, до которого соблюдается закон Гука (7):

$$\sigma = E\varepsilon, \text{ МПа}, \quad (7)$$

где  $E$  – коэффициент пропорциональности, называется модулем упругости или модулем Юнга. Модуль упругости – структурно нечувствительная характеристика, определяемая силами межатомного взаимодействия, является константой материала, например, для углеродистой стали  $E=2 \cdot 10^5$  МПа;

– **предел упругости**  $\sigma_y$  ( $\sigma_y = P_y/F_0$ ), (на диаграмме растяжений  $P_y$  – это точка В).  $\sigma_y$  – это напряжение, при котором остаточная (пластическая) деформация достигает 0,05 % начальной расчетной длины образца ( $l_0$ ); в тех случаях, когда высокой точности не требуется, предел упругости принимается равным **пределу пропорциональности**;

– **физический предел текучести**  $\sigma_T$  ( $\sigma_T = P_T/F_0$ ), (на диаграмме растяжений  $P_T$  – это точка С).  $\sigma_T$  – это минимальное напряжение, при котором происходит лавинная пластическая деформация без заметного увеличения нагрузки;

– **предел текучести** – основной показатель прочности материала при расчете допустимых рабочих напряжений, характеризующих сопротивление малым пластическим деформациям;

– **условный предел текучести**  $\sigma_{0,2}$  ( $\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0$ ) – это напряжение, при котором пластическая деформация достигает 0,2 % от начальной расчетной длины образца;

**Площадка текучести** выявляется на диаграмме напряжений образцов из мягких материалов (низкие прочностные свойства и повышенные пластические), в том числе и малоуглеродистых сталей. На диаграммах напряжения (растяжения) образцов из высокоуглеродистых, легированных сталей, а также некоторых цветных сплавов площадка текучести отсутствует, в таком случае определяют **условный предел текучести**.

Участок CD – это участок **упрочнения**. Кривая на диаграмме поднимается вверх, нагрузки растут, достигая в точке D максимума. По мере развития пластической деформации происходит увеличение количества дислокаций и точечных дефектов. Таким образом, количество и взаимное расположение дислокаций мешает дальнейшему прохождению пластической деформации, произошло упрочнение металла.

– **Предел прочности** или временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  ( $\sigma_B = P_B/F_0$ ), точка D – это максимальное напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, которое выдерживает образец, не разрушаясь.

Рабочая часть образца до этого момента сохраняет форму стержня с постоянным сечением, а удлинение оказывается равномерным по всей расчетной длине образца. За максимумом кривая напряжения (растяжения) имеет нисходящую ветвь, а деформация начинает сосредотачиваться на

ограниченном участке длины образца. Это ведет к образованию местного сужения в виде шейки и к падению нагрузки, несмотря на то, что напряжение в сечении шейки непрерывно растет за счет уменьшения площади поперечного сечения шейки образца.

При испытании на растяжение определяют также характеристики *пластических свойств*, измеряемые в %. К ним относятся:

– *относительное остаточное удлинение*  $\delta$  – это отношение приращения длины образца к его первоначальной длине, выраженное в % (8):

$$\delta = \varepsilon \cdot 100 \%, \quad (8)$$

где  $\varepsilon$  – остаточное удлинение, определяемое по формуле 9:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l_k - l_0}{l_0}, \quad (9)$$

где  $l_0$  – начальная рабочая длина образца,  $l_k$  – рабочая длина образца после испытания;

– *относительное остаточное сужение*  $\psi$  – это отношение уменьшения площади поперечного сечения к первоначальной площади образца, выраженное в % (10):

$$\psi = \Delta F / F_0 \cdot 100 \%, \quad (10)$$

где  $\Delta F$  – абсолютное изменение площади поперечного сечения, определяемое по формуле 11:

$$\Delta F = F_0 - F_k, \quad (11)$$

где  $F_0$  – начальная, а  $F_k$  – конечная площадь сечения образца.

Техническое значение пределов ( $\sigma_{\text{пл}}$ ,  $\sigma_{\text{уп}}$ ,  $\sigma_{\text{т}}$ ) сводится к тому, чтобы оценить уровни напряжений, под действием которых та или иная деталь может работать, не подвергаясь пластической деформации или деформируясь на какую-то небольшую допускаемую величину, определяемую условиями эксплуатации. Так как в современной технике возможность остаточного изменения размеров деталей и конструкций лимитируется все более жестко, становится ясной насущная необходимость точного знания пределов пропорциональности, упругости и текучести материалов, широко используемых в конструкторских расчетах.

### 3.4. Испытание на твердость

*Твердостью* называют способность материала сопротивляться внедрению в него более твердого тела, называемого *индентором*. Еще можно сказать, что *твердость материала* – это способность поверхностных слоев материала сопротивляться деформации при местных контактах.

Измерение твердости обычно не влечёт за собой разрушение детали, и часто после измерения деталь можно использовать по своему назначению. Вследствие быстроты и простоты испытания, измерение твердости получило широкое применение для контроля качества материала. Её величина обязательно указывается в чертеже или в карте технологического процесса. Существует несколько методов измерения твердости (рис. 20).

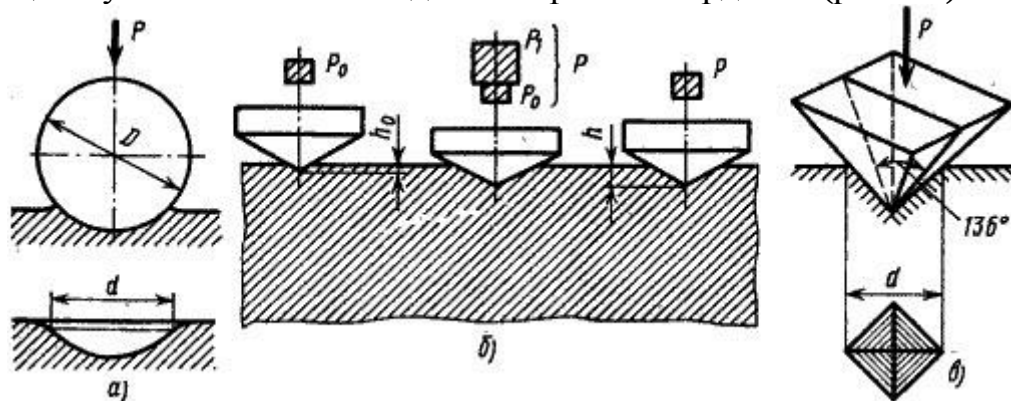


Рис. 20. Схемы определения твердости

**Метод определения твердости по Бринеллю (НВ – символ обозначения твердости по Бринеллю)** (рис. 20,а).

В плоскую горизонтальную поверхность материала под нагрузкой  $P$  вдавливается **стальной закаленный шарик**, называемый **индентором**. После снятия нагрузки остается отпечаток (лунка). Измеряют диаметр лунки специальным микроскопом, затем по специальным таблицам находят твердость, которая соответствует диаметру лунки испытуемого материала.

За твердость по Бринеллю принимается среднее напряжение вдавливания шарика, приходящееся на единицу площади поверхности отпечатка (лунки) (12).

$$HВ = \frac{P}{F}, \text{ МПа} \quad (12)$$

где  $P$  – нагрузка, Н;  $F$  – площадь поверхности отпечатка (лунки),  $\text{м}^2$ .

В зависимости от вида испытываемого материала и его толщины, шарик может быть диаметром 2,5; 5; 10 мм. Нагрузки меняются и подбираются по этой же причине.

Метод Бринелля применяется при определении твердости **материалов с низкой и средней твердостью**,  $HВ \leq 450$  (4500 МПа), так как при испытании твердых материалов, у которых  $HВ > 450$ , шарик может деформироваться при испытании, что исказит результат.

По требованию ГОСТа достаточно сделать один замер определения твердости по Бринеллю.

**Метод определения твердости по Роквеллу (HR** – символ обозначения твердости по Роквеллу) (рис. 20,б).

Самый распространенный метод определения твердости материалов. **Индентором** служит **алмазный конус** для материалов с **высокой** твердостью или **стальной закаленный шарик** для материалов со **средней** и **низкой** твердостью. Твердость определяется по глубине отпечатка (укола).

Символы обозначения твердости по Роквеллу:

**HRA**, индентор алмазный конус, нагрузка  $P = 60$  кг, применяется для тонких материалов с **высокой** твердостью;

**HRC**, индентор алмазный конус, нагрузка  $P = 150$  кг, для материалов с **высокой** твердостью;

**HRB**, индентор стальной шарик диаметром 1,9 мм, нагрузка  $P = 100$  кг, для материалов со **средней** и **низкой** твердостью.

При определении твердости согласно требованиям ГОСТа делается не меньше трех замеров в разных местах образца и за окончательный результат берется среднее значение. Значение твердости материала показывает стрелка индикатора соответственно по шкалам А, С, В.

**Метод определения твердости по Виккерсу (HV** – символ обозначения твердости по Виккерсу) (рис. 20,в).

Используется для определения твердости деталей малых размеров и толщин, имеющих **любую** твердость. Индентор – **алмазная пирамида**. Нагрузки от 5 до 120 кг. Измеряют диагональ отпечатка, и по специальным таблицам определяют твердость. Также делается не менее трех замеров и за окончательный результат берётся среднее значение.

**Метод определения микротвёрдости ( $HV_P$**  – символ обозначения микротвердости, где  $P$  – нагрузка).

Определяют твердость **тонких поверхностных покрытий**, например, гальванических пленок, зерен отдельных структурных составляющих. Твердость в этом случае определяют на травленых микрошлифах. Этот метод имеет принципиальное сходство с методом Виккерса. Максимальная нагрузка – 200 г.

При необходимости сравнения величин твердости, полученных разными методами, твердость по Роквеллу, Виккерсу может быть переведена в твердость по Бринеллю при помощи таблиц, составленных на основании эмпирических зависимостей между ними. Если твердость измерена в единицах  $\text{кгс/мм}^2$ , то перевести в систему СИ можно умножением чисел твердости на коэффициент  $K = 9,81$  или 10 МПа, например,  $\text{HV МПа} = \text{HV кгс/мм}^2 \times K \text{ МПа}$ . Для удобства в справочной литературе твердость обозначается по методу Бринелля.

### 3.5. Испытание на ударную вязкость

Определение ударной вязкости материалов (характеристики свойства вязкости) относится к *динамическим испытаниям*, то есть нагрузка прилагается с большой скоростью.

Метод *испытания на ударный изгиб* (ГОСТ 9454-78) основан на разрушении образца с надрезом одним ударом маятникового копра, скорость маятника в момент касания образца равна 4–7 м/с.

**Цель испытания** – определение сопротивления материалов динамическим нагрузкам, выявление склонности к хрупкому разрушению, проверка качества материалов.

Основным динамическим испытанием является метод испытания на ударный изгиб с определением ударной вязкости. Метод основан на деформации и разрушении стандартного образца квадратного сечения размером  $10 \times 10 \times 55$  мм с надрезом одним ударом маятника. Благодаря надрезу образец ломается в этом ослабленном сечении.

В зависимости от условий эксплуатации металл может находиться в *вязком* или *хрупком* состоянии. О вязком или хрупком состоянии материала судят по характеру разрушения, который зависит от влияния различных факторов как связанных, так и не связанных со свойствами материалов. Различают внешние и внутренние факторы. К *внешним* факторам относятся температура, тип надреза или концентратора напряжений, условия и скорость нагружения, окружающая среда, форма и размер детали. К *внутренним* факторам, относятся тип кристаллической решетки, химический состав, структура и размер зерна материала.

Разрушение без видимой предварительной пластической деформации называется *хрупким* и является наиболее опасным при эксплуатации материала, так как скорость распространения трещины огромная.

Анализ причин хрупких разрушений показал, что хрупкие трещины (скорость распространения очень велика) обычно начинаются от надрезов. **Надрезом** является любое нарушение непрерывности металла. К ним относят, например, дефекты сварных соединений, поверхностные царапины, неметаллические включения, газовые раковины, отверстия и резкие переходы сечений в детали. Любые надрезы – это *концентраторы напряжений*. Под влиянием надрезов металл разрушается хрупко при более высокой температуре. С повышением прочности металла повышается чувствительность его к надрезу.

С повышением скорости нагружения возрастает опасность хрупкого разрушения. Чем ниже температура металла, тем более сильное влияние оказывает скорость приложения нагрузки на вид разрушения.

Чувствительность к надрезу и трещине относится к числу важнейших характеристик работоспособности металла. Введение ударных испытаний

является следствием того, что работоспособность материала определяется не столько сопротивлением зарождению трещины, сколько сопротивлением ее распространению.

Разрушение после значительной пластической деформации называется **вязким**. **Вязкость**, в этом случае, – способность перед разрушением претерпевать значительную пластическую деформацию, является одним из важнейших свойств металлов. Вязкость позволяет перераспределять локальные (сосредоточенные) напряжения равномерно по всему объему металла, что снижает опасность хрупкого разрушения при динамическом или другом виде нагружения.

Характеристикой вязкости является **ударная вязкость, определяемая на маятниковом копре МК-30**.

**Ударная вязкость** (КС) определяется как отношение работы, затраченной на деформацию и разрушение надрезанного образца к начальной площади поперечного сечения образца в месте надреза (13).

$$КС = \frac{A_{\text{разр}}}{F}, \frac{\text{Дж}}{\text{м}^2} \quad (13)$$

где  $A_{\text{разр}}$  – работа разрушения образца, Дж;  
 $F_0$  – площадь поперечного сечения образца,  $\text{м}^2$ .

Чем больше работа разрушения, тем пластичнее материал.

Работа разрушения определяется по формуле (14):

$$A_{\text{разр}} = P \cdot (h_1 - h_2), \text{Дж} \quad (14)$$

где  $P$  – вес маятника,  $N$ ;  $h_1$  – высота подъема маятника до разрушения,  $м$ ;  $h_2$  – высота подъема маятника после разрушения,  $м$  (рис. 21).

В зависимости от вида надреза (концентратора напряжений) ударная вязкость в системе СИ условно обозначается:

- КСУ, если надрез с радиусом закругления равным 1 мм, применяется для металлических материалов (рис. 22,а);
- КСV, если надрез имеет вид треугольника – для материалов с высокой вязкостью (рис. 22,б);
- КСТ, если надрез в виде треугольника с зародившейся трещиной (рис. 22,в).

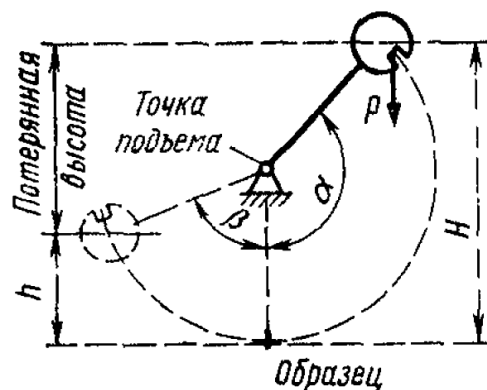


Рис. 21. Схема испытания на ударную вязкость

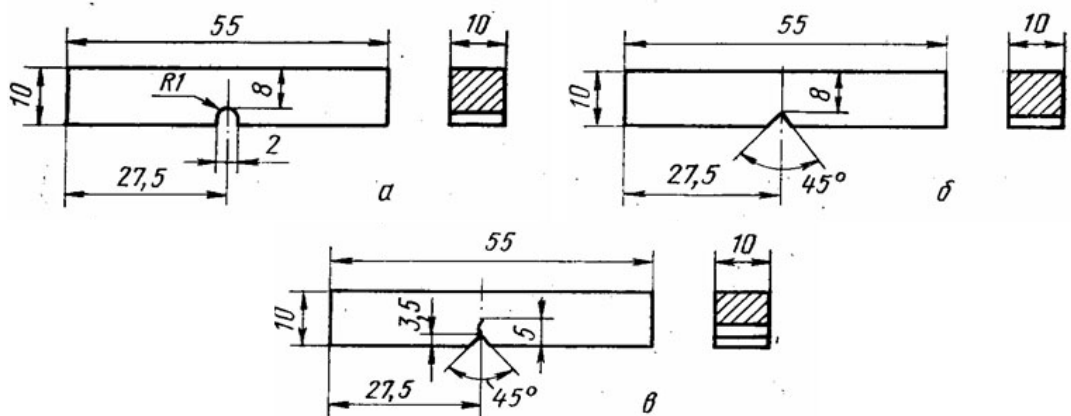


Рис. 22. Виды надрезов образцов при испытании на ударную вязкость

Глубина и острота надреза влияют на склонность материала к хрупкому разрушению. Чем глубже и острее надрез, тем ниже значение ударной вязкости.

Так как температура влияет на склонность материала к хрупкому разрушению, определение ударной вязкости проводят при комнатной температуре и при температуре равной  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Величина ударной вязкости в металлических образцах одного химического состава, после одной и той же термической обработки определенная при одной и той же температуре, зависит от величины зерна, от равномерности распределения фаз в структуре (тема 4). Чем меньше зерно, чем более дисперсны (мельче) фазы и равномернее они распределены, тем выше значение ударной вязкости.

Следовательно, чем выше значение ударной вязкости, тем меньше материал подвержен хрупкому разрушению.

### 3.6. Усталость материалов

Длительное воздействие на металл повторно-переменных (циклических) напряжений может привести к образованию трещин и разрушению даже при напряжениях ниже  $\sigma_{0,2}$ .

Предел выносливости (характеристика свойства усталости) — наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца или детали после произвольно большого или заданного числа циклов нагружения. Предел выносливости снижается при наличии концентраторов напряжения, чем больше растягивающие напряжения на поверхности, тем ниже выносливость. Чувствительность к концентраторам напряжений резко снижается, а предел выносливости возрастает при создании на поверхности остаточных напряжений сжатия путем упрочнения химико-термической или другой обработкой. Коррозия снижает предел выносливости на 40-60 %. Живучесть (скорость развития трещины при циклическом нагружении), харак-

теризует надежность материала. Живучесть – это способность металла работать в поврежденном состоянии до образования трещины. Живучесть измеряется числом циклов до разрушения или скоростью развития трещины при данном напряжении.

Термической усталостью называют усталость металлов, вызванную напряжениями от циклических колебаний температуры. Термическая усталость отличается от силовой меньшим числом циклов и сравнительно высоким уровнем напряжений. Особенно опасно многократное наложение термических напряжений на напряжения от внешних нагрузок. Также некоторые металлы могут претерпевать структурные превращения при охлаждении. Все это может быть причиной преждевременного разрушения детали.

Из-за различной ориентировки зерен, макро- и микродефектов напряжения в металле распределяются неравномерно. При расчетной нагрузке ниже  $\sigma_{0,2}$  в отдельных микрообъемах возникают напряжения больше  $\sigma_{0,2}$  и это вызывает микропластическую деформацию и, как следствие ее развития, возникают микротрещины (рис. 23, 5). Микротрещины постепенно сливаются, образуя макротрещину, с течением времени распространяющуюся на все сечение детали (рис. 23, 6). Очаг разрушения (рис. 23, 1) – небольшая зона, прилегающая к первоначальной макроскопической трещине усталости, характеризуется небольшим блеском и наиболее гладкой поверхностью. Очаг разрушения обычно расположен вблизи поверхности. Зона медленного (стабильного) роста (рис. 23, 2) характеризуется тем, что в ней от очага разрушения как из центра расходятся линии усталости (рис. 23, 4) – следы продвижения трещины. Зона долома (рис. 23, 3) образуется на последней стадии усталостного разрушения и имеет ярко выраженные признаки макрорухкого разрушения.

Около 50 % всех разрушений носят усталостный характер. Различают три стадии усталостного разрушения: 1) зарождение усталостной трещины, 2) ее медленный рост до критического размера, то есть до тех пор, пока сечение не окажется столь малым, что действующие в нем напряжения превысят разрушающие и 3) быстрый долом оставшегося сечения образца или детали. Процесс зарождения усталостных трещин зависит от качества поверхности детали и свойств поверхностного слоя. Чем выше чистота обработки и твердость поверхностного слоя, тем меньше опасность усталостного разрушения.

Методы определения усталости материалов будут изучаться в курсе дисциплины «Сопротивление материалов».

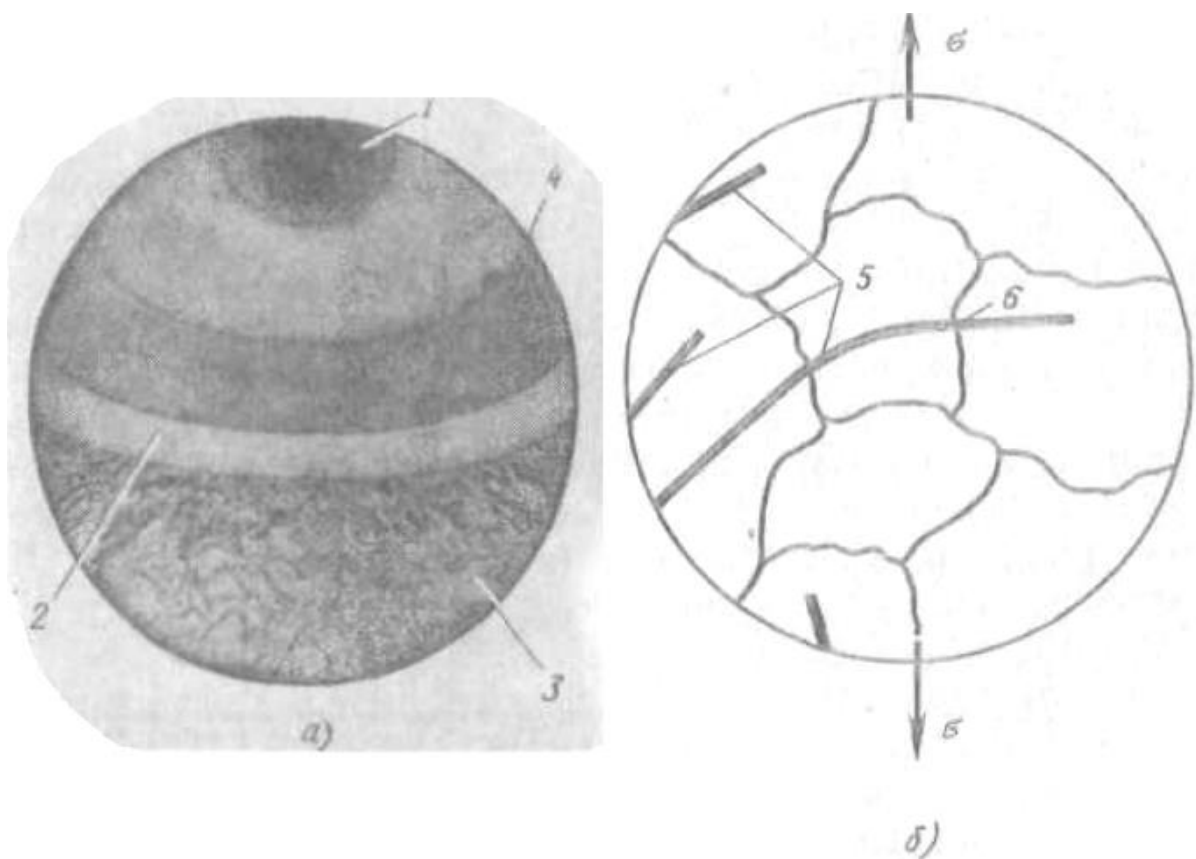


Рис. 23. Усталостный излом (а) и схема развития трещины усталости (б):  
 1 – очаг разрушения; 2 – зона стабильного развития трещины; 3 – зона долома;  
 4 – усталостные бороздки; 5 – начальная стадия образования трещины;  
 6 – магистральная трещина

## Тема 4. ТЕОРИЯ СПЛАВОВ. МЕТОДЫ ПОСТРОЕНИЯ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ

### 4.1. Понятие о сплавах

**Сплав** – вещество, полученное сплавлением, спеканием или электролизом двух или более химических элементов.

Сплав, полученный преимущественно из металлических элементов и обладающий металлическими свойствами, называется металлическим сплавом. Внутреннее строение сплава зависит от того, в какие взаимодействия вступают химические элементы, образующие сплав.

Для изучения строения и свойств сплавов используют термины: **компонент, фаза, система, структура**.

Химические элементы, образующие сплав, называются **компонентами**. Их может быть два и более.

**Фазой** называют однородную составляющую часть системы (сплава), имеющую однородный химический состав, один тип кристаллической решетки, одинаковые свойства и отделенную от остальных частей системы поверхностью раздела.

**Системой** называют совокупность фаз, находящихся в состоянии равновесия. Система, состоящая из одной фазы, называется **гомогенной системой**, из нескольких фаз – **гетерогенной**.

Под **структурой** понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в сплаве.

В сплавах в зависимости от взаимодействия компонентов могут образовываться следующие фазы: **механическая смесь, химические соединения, жидкий и твердый растворы**, а также фазы, которые не могут быть полностью отнесены к перечисленным и являются как бы промежуточными, это, например, электронные соединения и фазы Лавеса.

### 4.2. Фазы

#### 4.2.1. Механические смеси

Сплав, образованный веществами (компонентами), находящимися в твердом состоянии без химического взаимодействия между ними, называется **механической смесью**.

Механическая смесь компонентов А и В образуется, например, тогда, когда эти компоненты не способны к взаимному растворению друг в друге в твердом состоянии и не могут при этом вступить в химическую реакцию, чтобы образовать химическое соединение. При этих условиях сплав состоит из кристаллов А и В (рис. 24), отчетливо выявляемых на микроструктуре. Каждый из компонентов сохраняет свою кристаллическую решетку и

свои свойства. Сплав в этом случае является **двухфазной (гетерогенной)** системой.

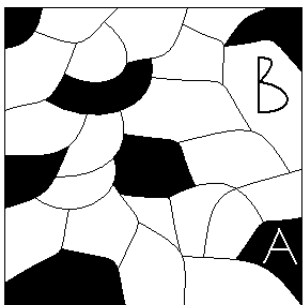


Рис. 24. Микроструктура механической смеси

Характерные особенности механической смеси следующие:

1. Имеет два типа кристаллических решеток, то есть является двухфазной (гетерогенной) системой;

2. Имеет четко определенную концентрацию компонентов, при этом каждая механическая смесь свою;

3. Кристаллизуется при постоянной температуре;

4. Температура кристаллизации механической смеси всегда ниже температур кристаллизации компонентов, ее создавших;

5. Обладает хорошей жидкотекучестью;

6. Электрические и механические свойства механической смеси по величине находятся между свойствами компонентов, ее создавших.

Механическая смесь двух кристаллов, одновременно кристаллизующихся при постоянной температуре в процессе первичной кристаллизации (из жидкого раствора), называется **эвтектикой**. Механическая смесь двух кристаллов, одновременно кристаллизующихся при постоянной температуре в процессе вторичной кристаллизации (из твердого раствора), называется **эвтектоидом**.

#### 4.2.2. Химические соединения

**Химическое соединение** – сложное вещество, состоящее из химически связанных атомов двух или нескольких химических элементов. Чаще всего образуется между элементами, расположенными далеко друг от друга в таблице Д.И. Менделеева, т.е. компоненты существенно отличаются один от другого по электронному строению атомов и свойствам.

Характерные особенности химических соединений, образованных по закону нормальной валентности, следующие:

1. Строго определенное соотношение чисел атомов элементов, выраженное формулой  $A_nB_m$ , где А и В – соответствующие химические элементы (компоненты), n и m – простые числа.

2. Имеет решетку, отличную от решеток элементов, образовавших его. В решетке отмечается упорядоченное расположение атомов компонентов, т. е. атомы каждого компонента расположены закономерно и по определенным узлам решетки. Большинство химических соединений имеют сложную кристаллическую решетку.

3. Свойства химического соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов.

4. Постоянная температура плавления (кристаллизации).

Если химические соединения образуются в основном металлическими элементами, они носят общее название **интерметаллических соединений** или интерметаллидов. Например,  $\text{Cu}_2\text{MnSn}$ . Химическая связь между атомами в интерметаллидах чаще всего **металлическая**, т. е. в узлах кристаллических решеток располагаются положительные ионы, удерживаемые электронным газом (см. тему 1).

Если химическое соединение образуется металлом и неметаллом, например соединение  $\text{NaCl}$  (рис. 25), то в этом случае возникает **ионная связь**, при которой атом металла отдает валентные электроны и становится положительным ионом. Атом металлоида принимает электроны на свою валентную оболочку и становится отрицательным ионом. Элементы в этом случае удерживаются друг около друга силами электростатического взаимодействия между положительными и отрицательными ионами и их электронными оболочками (см. тему 1).

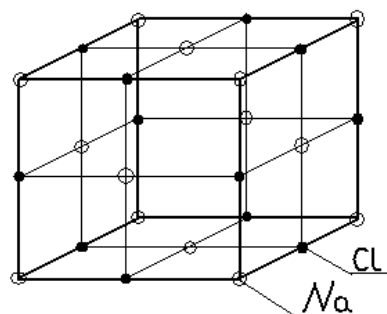


Рис. 25. Кристаллическое строение химического соединения

#### 4.2.3. Твердые растворы

В жидком состоянии (при нагреве до температуры плавления) большинство металлических сплавов, применяемых в технике, представляют собой однородные жидкости, т.е. **жидкие растворы**, (однофазные системы). При переходе в твердое состояние во многих таких сплавах однородность сохраняется, следовательно, сохраняется и растворимость. Твердая фаза, образующаяся в результате кристаллизации такого сплава, называется **твердым раствором**. Таким образом, **твердый раствор** – сложное вещество, между компонентами которого сохраняется растворимость в твердом состоянии, представляет собой однофазную систему, имеет одну кристаллическую решетку.

**Химический** (спектральный) **анализ** показывает в твердых растворах наличие каждого элемента, вступившего в соединение.

**Металлографический анализ** показывает, как и в чистом металле, однородные зерна (рис. 26), например, элемента А и растворенного в нем элемента В. В этом случае компонент А

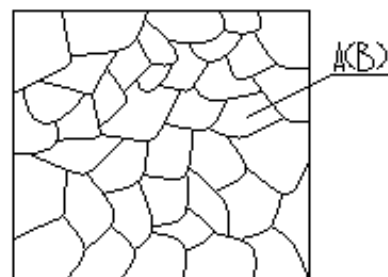


Рис. 26. Микроструктура твердого раствора – однородные зерна

сохраняет свою кристаллическую решетку и называется **растворителем**, атомы компонента В располагаются в решетке растворителя. Компонент В называется **растворенным компонентом**.

**Рентгеновский анализ** обнаруживает в твердом растворе, как и в чистом металле, только один тип кристаллической решетки (рис. 27,а).

Характерные особенности твердого раствора следующие:

1. Имеет один тип кристаллической решетки.
2. Для твердого раствора характерен металлический тип связи с различным распределением атомов растворенного компонента.
3. Существует в интервале концентраций.
4. Кристаллизуется в интервале температур.
5. Твердые растворы могут быть с разной степенью упорядоченности.
6. Свойства твердых растворов отличны от свойств компонентов.

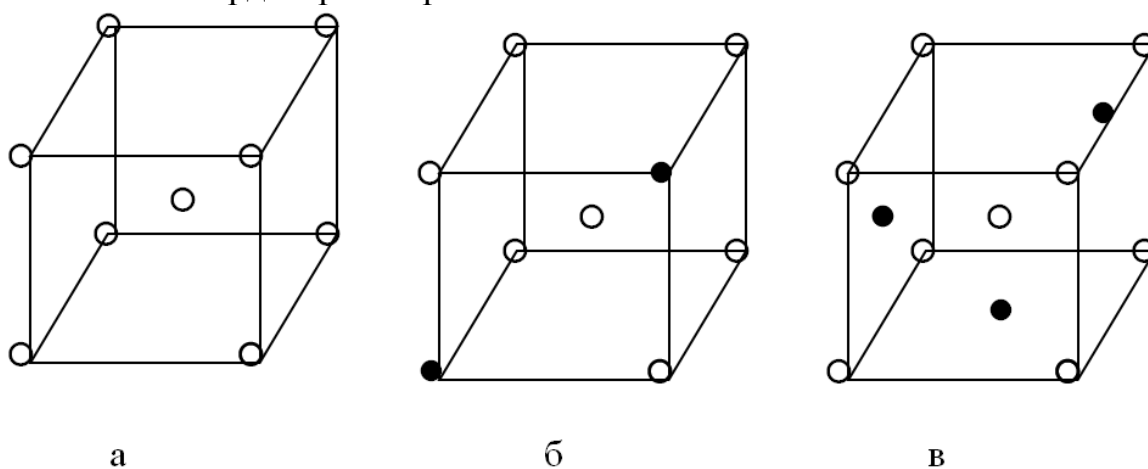


Рис. 27. Кристаллическая структура твердых растворов:

а) тип кристаллической решетки – ОЦК;

б) твердый раствор замещения;

в) твердый раствор внедрения

Твердые растворы обозначают символом, например, А (В), где А – растворитель, В – растворенный компонент. Таким образом, строение твердых растворов на основе одного из компонентов сплава таково, что в решетку растворителя входят атомы другого или других растворенных компонентов. Атомы в них расположены неупорядоченно, поэтому их принято называть **неупорядоченными твердыми растворами**.

Возможны два принципиально различных случая получения твердых растворов и их существования.

**Твердые растворы замещения.** Атомы растворенного или растворенных компонентов замещают часть атомов растворителя в узлах его кристаллической решетки (рис. 27,б).

**Твердые растворы внедрения.** Атомы растворенного или растворенных компонентов располагаются в междоузлиях кристаллической решетки растворителя (рис. 27,в).

Так как электронное строение и размеры атомов растворителя и растворенного компонента различны, то при образовании твердого раствора кристаллическая решетка всегда искажается, изменяются параметры элементарной кристаллической ячейки. При образовании твердого раствора замещения период решетки может увеличиться или уменьшиться в зависимости от соотношения атомных радиусов растворителя и растворенного компонента. В случае твердого раствора внедрения период решетки растворителя всегда возрастает. Изменение параметров решетки при образовании твердых растворов – важный момент, определяющий изменение свойств. Таким образом, независимо от вида металла относительное упрочнение при образовании твердого раствора пропорционально относительному изменению параметра решетки, причем уменьшение параметра решетки ведет к большему упрочнению, чем ее увеличение. Возможно получение твердых растворов также на основе химического соединения. В этом случае компоненты образуют химическое соединение, затем, например, избыточное количество атомов В растворяется в решетке химического соединения, заменяя какое-то количество атомов А. Возможны случаи, когда в соединении  $A_nB_m$  растворяются атомы третьего элемента С, замещающие какое-то количество атомов элементов А и В. Твердые растворы замещения могут быть с **ограниченной** и **неограниченной растворимостью** при соблюдении следующих определенных условий:

1) компоненты должны обладать одинаковыми по типу кристаллическими решетками;

2) различие в атомных размерах компонентов должно быть незначительным и не превышать 9–15 %. Компоненты должны принадлежать к одной и той же группе периодической системы элементов или к смежным родственным группам и в связи с этим обладать близким строением валентной оболочки электронов в атомах.

Твердые растворы внедрения могут возникнуть только в тех случаях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик, т. е. элементов с малым атомным радиусом. Твердые растворы внедрения могут быть только с ограниченной растворимостью.

Существуют также **упорядоченные твердые растворы**. Они являются промежуточными фазами между химическими соединениями и неупорядоченными твердыми растворами. Явление упорядоченности твердых растворов впервые было опубликовано русским ученым Н.С. Курнаковым в 1914 году при исследовании электрического сопротивления сплавов меди и золота. Исследователем было зафиксировано изменение этих свойств без видимого изменения микроструктуры. Впоследствии с помощью рентгеноструктурного анализа было доказано, что изменение свойств оказалось связанным с перераспределением атомов внутри кристаллической решетки, тип кристаллической решетки при этом не изменился.

В условиях медленного охлаждения или длительного нагрева при фиксированных температурах атомы компонентов занимают в решетке строго определенные места, т.е. от неупорядоченного расположения переходят в упорядоченное. Такие растворы и получили название **упорядоченных твердых растворов**. Эти растворы, как правило, устойчивы при сравнительно низких температурах и называются еще сверхструктурами.

Процесс упорядочения может быть полным и неполным. В первом случае все атомы занимают предназначенные им в упорядоченном твердом растворе места. Во втором случае часть атомов занимают определенные места в решетке, а часть располагается беспорядочно. Т.е., можно говорить об определенной степени упорядоченности твердых растворов.

Превращение неупорядоченных твердых растворов в упорядоченное состояние происходит чаще всего при медленном охлаждении сплава за счет диффузии атомов. В этом случае изменяется лишь только период решетки; ее строение и тип остаются прежними.

Полностью упорядоченные твердые растворы образуются при соотношении компонентов в сплаве: 1:1; 1:2; 1:3 и т.д.

Примером полностью упорядоченного твердого раствора, которому можно приписать формулу химического соединения, являются сплавы меди и золота  $\text{CuAu}$  и  $\text{Cu}_3\text{Au}$ , образующиеся при медленном охлаждении. На рисунке 28 показаны такие сплавы системы  $\text{Cu} - \text{Au}$ .

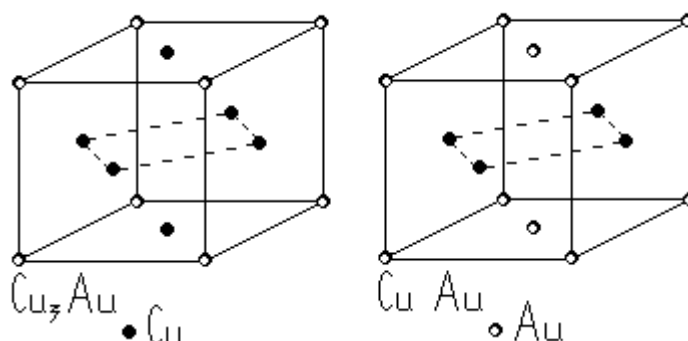


Рис. 28. Кристаллическая структура сплавов системы  $\text{Cu}_3\text{Au}$  и  $\text{CuAu}$

Образование упорядоченных твердых растворов сопровождается изменением свойств: электрических, магнитных, механических и др. Прочность и хрупкость чаще всего возрастают, а пластичность уменьшается.

#### 4.2.4. Другие виды соединений

Большое число химических соединений, образующихся в металлических сплавах, не подчиняются законам валентности и не имеют постоянного состава.

Наиболее важные из них следующие:

– электронные соединения;

- интерметаллидные соединения;
- фазы внедрения.

**Электронные соединения** имеют строго определенное соотношение валентных электронов и атомов. Чаще всего они неупорядоченно расположены в своей отличной от элементов, составляющих электронное соединение, решетке и являются высокодисперсными (очень мелкое зерно) фазами, упрочняющими сплав. Такие соединения еще называются *фазами Юм – Розери*, в честь английского металлофизика, впервые их описавшего. Образуются они между Cu, Ag, Fe, Co, Ni, Pt и т.д., с одной стороны, и Be, Zn, Cd, Al, Si и т.д. – с другой. Особенно часто электронные соединения встречаются в сплавах меди, серебра или золота. В случае образования фаз Юм – Розери должно жестко соблюдаться соотношение числа валентных электронов к числу атомов, выраженное числами 3/2; 21/13; 7/4. Каждому из указанных соотношений соответствует и определенный тип кристаллической решетки.

Соотношение 3/2 приводит к появлению в каком-либо сплаве ***β-фаз***, имеющих решетку объемно-центрированного куба. Этими фазами, как правило, являются соединения CuZn; Cu<sub>5</sub>Sn; Cu<sub>3</sub>Al; Cu<sub>5</sub>Si.

Соотношение 21/13 приводит к появлению ***γ-фаз***, имеющих сложную кубическую решетку. Этими фазами, например, являются соединения Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>; Cu<sub>3</sub>Sn<sub>8</sub>; Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>; Cu<sub>31</sub>Si<sub>8</sub>.

Соотношение 7/4 приводит к появлению ***ε-фаз***, имеющих гексагональную плотноупакованную решетку. Этими фазами, например, являются соединения CuZn<sub>3</sub>; Cu<sub>3</sub>Sn; Cu<sub>5</sub>Al<sub>3</sub>; Cu<sub>3</sub>Si.

Электронные соединения встречаются во многих технически важных сплавах систем, например, медь–цинк; медь–олово; железо–алюминий; медь–кремний и т.д. Электронные соединения являются ***упрочняющими фазами***.

Иногда сплав может содержать все три фазы, например, в системе Cu–Zn β–фазой является соединение CuZn при соотношении 3/2; γ–фазой – соединение Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> при соотношении 21/13; ε–фазой – соединение CuZn<sub>3</sub> при соотношении 7/4. Здесь в соединении CuZn у меди один валентный электрон, у цинка – два, число атомов равно двум, общее число валентных электронов – три. В соединении Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> (по аналогии) число валентных электронов равно (1×5)+(8×2)=21; число атомов 5+8=13. В соединении CuZn<sub>3</sub> число валентных электронов (1×1)+(3×2)=7; число атомов 1+3=4.

**Интерметаллидные соединения** образованные между металлами А и В при соотношении атомных диаметров 1,1...1,6 и имеющие формулу А<sub>2</sub>В, называются *фазами Лавеса* в честь английского металлофизика.

Большинство фаз Лавеса может быть отнесено к одному из следующих типов: фазы Лавеса с плотно упакованной гексагональной решеткой MgZn<sub>2</sub>; MgNi<sub>2</sub>; фазы Лавеса с гранецентрированной кубической решеткой MgCu<sub>2</sub> и т.д.

Фазы Лавеса встречаются как **упрочняющие** интерметаллидные мелкодисперсные фазы (крупное зерно) в жаропрочных сплавах и в некоторых типах антифрикционных сплавов.

**Фазы внедрения.** Переходные металлы Fe, Mn, Cr, Mo и др. образуют с углеродом, азотом, бором и водородом, т. е. элементами, имеющими малый атомный радиус, соединения типа **карбидов, нитридов, боридов и гидридов**. Они имеют общность строения и свойств и часто называются **фазами внедрения**. Они имеют формулу:  $M_4X$ ,  $M_2X$  и  $MX$ , где  $M$  – обозначает металл, а  $X$  – обозначает металлоид, например:  $Fe_4N$ ,  $Mo_2C$ ,  $TiC$ . Кристаллическая структура фаз внедрения определяется соотношением атомных радиусов неметалла и металла. Являются фазами переменного состава, а соответствующие им химические формулы обычно характеризуют максимальное содержание в них неметалла и обладают металлическим блеском. Карбиды и нитриты обладают высокой твердостью и обычно плавятся при высокой температуре. Фазы внедрения имеют решетку отличную от решетки металлического компонента.

### Закон Гиббса

Общие условия сосуществования устойчивых фаз в сплаве, отвечающих теоретическим условиям равновесия, могут быть выражены в математической форме, именуемой **правилом фаз**, или **законом Гиббса**.

Под **условием равновесия** понимается такое устойчивое состояние компонентов и их фаз в сплавах, при которых они обладают минимумом свободной энергии. Условие равновесия определяется правилом фаз.

Правило фаз дает количественную зависимость между числом степеней свободы системы, количеством фаз и компонентов.

Под числом степеней свободы (вариантностью) системы понимают число внешних или внутренних факторов – температура, давление, концентрация, которые можно изменить без изменения числа фаз в системе.

Если число степеней свободы равно нулю (нонвариантная система), то, очевидно, нельзя изменить внешние и внутренние факторы – температуру, давление, концентрацию без того, чтобы это не вызвало уменьшения или увеличения числа фаз.

Если число степеней свободы равно единице (моновариантная система), то возможно изменение в некоторых пределах одного из перечисленных факторов и это не вызовет уменьшения или увеличения числа фаз.

Таким образом, правило фаз или **закон Гиббса**, можно записать в виде выражения

$$C = K - f + 2,$$

где  $C$  – число степеней свободы системы;

$K$  – число компонентов;

$f$  – число фаз.

Независимыми переменными в уравнении правила фаз является концентрация, температура и давление. Если принять, что все превращения в сплаве происходят при постоянном давлении ( $P = \text{const}$ ), то число переменных уменьшится на единицу и уравнение правила фаз примет вид

$$C = K - f + 1. \quad (15)$$

Рассмотрим, как изменится степень свободы однокомпонентной системы ( $K = 1$ ) для случая кристаллизации чистого металла.

Когда металл находится в жидком состоянии  $f = 1$  (одна фаза – жидкость). Согласно формуле 15 число степеней свободы будет равно:

$$C = K - f + 1 = 1 - 1 + 1 = 1 \text{ (охлаждение в интервале температур.)}$$

В момент кристаллизации  $f = 2$  (жидкость и твердая фаза). В этом случае, согласно формуле 15,  $C = 0$ , а это означает, что кристаллизация происходит при постоянной температуре.

### 4.3. Методы построения диаграмм состояния

Процесс кристаллизации металлических сплавов и связанные с ним многие закономерности строения сплавов описывают с помощью **диаграмм состояния** или **диаграмм фазового равновесия**. Эти диаграммы в удобной графической форме показывают фазовый состав и структуру сплавов в зависимости от температуры и концентрации компонентов (давление = const). Диаграмма показывает **устойчивое состояние сплава**, при котором компоненты и фазы обладают минимумом свободной энергии. В этих условиях в составе сплава существуют фазы, называемые равновесными, вследствие чего и диаграммы называют **диаграммами равновесия**. Таким образом, **равновесное состояние** – это устойчивое состояние сплава, обладающего минимумом свободной энергии.

Обычно для построения диаграмм состояния пользуются результатами термического анализа, т.е. строят **кривые охлаждения сплавов**. Точки перегиба или остановки на кривых охлаждения называются **критическими точками**. Они соответствуют температурам, при которых в сплавах начинают протекать или заканчиваются какие-либо превращения.

В дополнение к термическому анализу структуру сплавов разного состава изучают с использованием оптического и электронного микроскопов, с помощью рентгеноструктурного анализа.

Остановимся на принципах построения диаграмм состояния с помощью приемов **термического анализа**. Экспериментальная сущность этого метода заключается в следующем.

Отбирается достаточное количество сплавов какой-либо системы с различной концентрацией компонентов. Температуры превращений определяют следующим образом: каждый сплав помещают в огнеупорный ти-

гель, сюда же вводятся горячие спаи термопар, соединенных с прибором фиксации температур. Тигли помещают в электрические печи для расплавления компонентов сплава. После расплавления и выдержки сплавы охлаждают до комнатной температуры. В процессе охлаждения с определенными промежутками времени фиксируют температуру сплава, изменяющуюся в связи с изменением агрегатного состояния исследуемого вещества. По полученным данным строят термические кривые (**кривые охлаждения**) в координатах: время – температура (рис. 29,а).

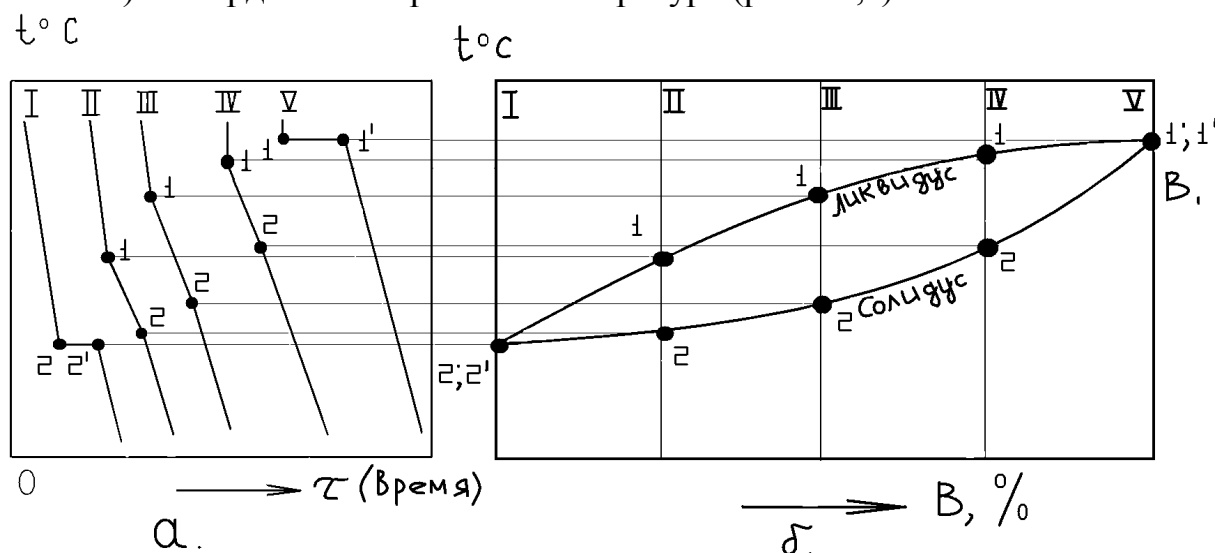


Рис. 29. Графическое изображение принципа построения диаграмм состояния сплава (б) с использованием кривых охлаждения сплава (а).

Если ряд полученных кривых охлаждения для сплавов с различным процентным содержанием компонентов свести в один общий график, на котором каждая кривая будет представлена точками перегиба и температурными остановками, то получим так называемую **диаграмму состояния** в координатах концентрация компонентов (ось абсцисс) – температура (ось ординат) (рис. 29,б). Следовательно, диаграмма состояния сплава при его кристаллизации показывает изменение фазового и структурного состояния данного сплава в зависимости от температуры и концентрации компонентов при постоянном давлении внешней среды.

Кристаллизация сплава из жидкого состояния называется **первичной кристаллизацией**. Температуры начала первичной кристаллизации сплавов определяются линией **ликвидус** (по латыни “ликва” – жидкий). Линия **солидус** (по латыни “солид” – твердый) соответствует точкам, определяющим температуры конца первичной кристаллизации сплавов. Линии ликвидус и солидус разделяют диаграммы состояния на области с различным фазовым составом.

Если сплав **однокомпонентный**, то диаграмма состояния будет иметь одно измерение – шкалу температур; точки на прямой покажут равнове-

ную температуру изменения агрегатного состояния. Символы  $\alpha$  и  $\beta$  дают обобщенное понятие структурных составляющих сплава (рис. 30,а).

Если сплав **двухкомпонентный**, то диаграмма будет иметь два измерения. По оси абсцисс – концентрация компонентов А и В. По оси ординат – температуры сплава при его кристаллизации (рис. 30,б).

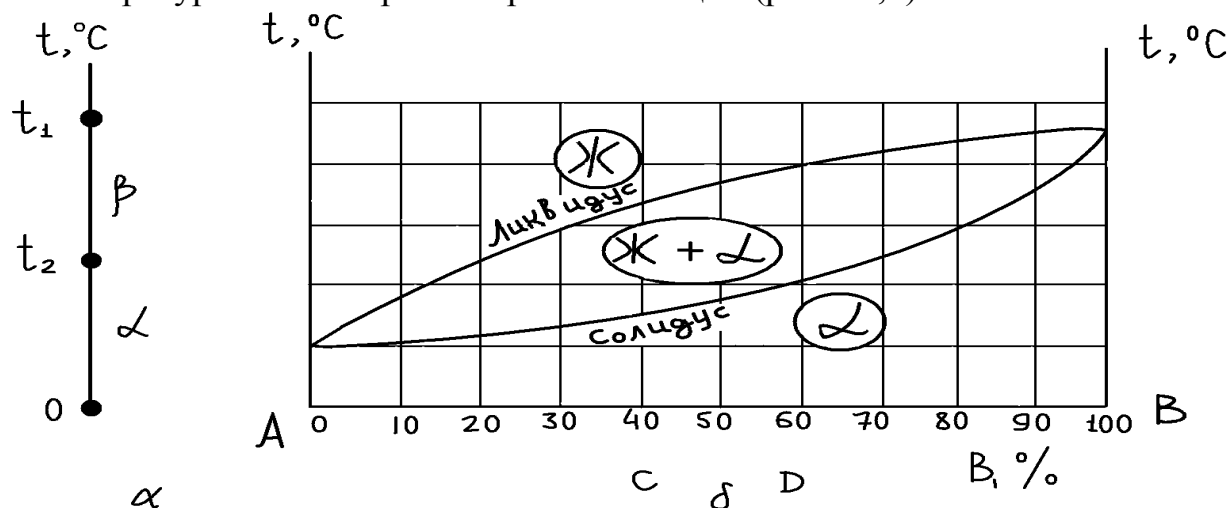


Рис. 30. Диаграммы состояния однокомпонентного сплава (а) и двухкомпонентного сплава (б)

Ось абсцисс показывает, что общее содержание компонентов в сплаве равно 100 % (рис. 30,б). При этом, каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию каждого из компонентов. Например, точка С соответствует содержанию 40 % компонента В и 60 % компонента А; точка D 60 % компонента В и 40 % компонента А.

Символ Ж в поле диаграммы показывает наличие в сплаве только жидкой фазы; символ Ж+ $\alpha$  – наличие в сплаве жидкой фазы и некоторой твердой фазы определенной концентрации элементов; символ  $\alpha$  – наличие в сплаве только указанной твердой фазы.

Вид диаграммы состояния зависит от того, как взаимодействуют два компонента между собой в жидком и твердом состояниях. Во всех рассматриваемых далее случаях, предполагается, что между компонентами сплава в жидком состоянии существует неограниченная растворимость, т. е. компоненты образуют однородный жидкий раствор, который обозначается буквой Ж. В твердом состоянии компоненты сплава могут образовывать механические смеси чистых компонентов и твердых растворов, неограниченные и ограниченные твердые растворы, химические соединения, а также могут испытывать полиморфные превращения.

## 4.4. Типичные диаграммы состояния металлических сплавов

### 4.4.1. Диаграмма состояния I типа для сплавов, образующих в твердом состоянии механические смеси

Пусть сплав образован **двумя компонентами**, которые в жидком состоянии неограниченно растворимы друг в друге, а в твердом состоянии не растворимы и не образуют химических соединений. При переходе из жидкого состояния в твердое состояние компоненты образуют механические смеси зерен чистых компонентов. Такие сплавы кристаллизуются согласно **диаграмме состояния I типа**.

К числу таких сплавов относятся сплавы систем – Sn–Zn; Pb–Sb и некоторые другие.

Рассмотрим в качестве примера сплав системы Pb–Sb, считая, что сплавы аналогичных систем будут вести себя таким же образом. В указанном сплаве компонентами являются свинец Pb и сурьма Sb; фазы – жидкий раствор Ж и кристаллы Pb и Sb.

На рис. 31 представлены кривые охлаждения I, II, III, IV, V компонентов и сплавов системы Pb – Sb с различной концентрацией компонентов, диаграмма состояния сплавов и их микроструктуры (рис. 32).

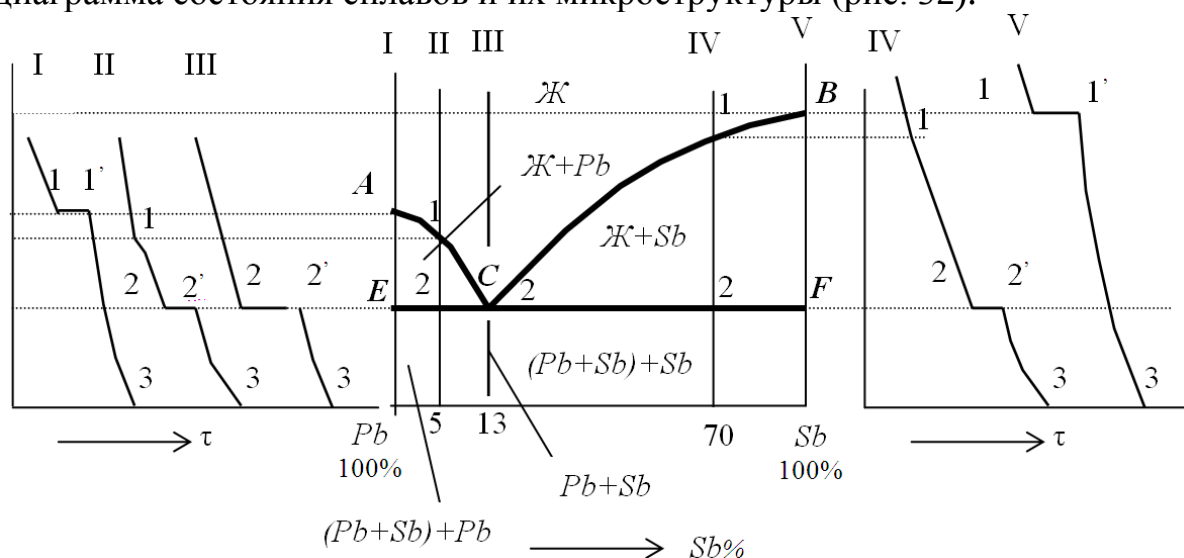


Рис. 31. Диаграмма состояния I-го типа для сплавов, образующих в твердом состоянии механические смеси, на примере системы сплавов: свинец – сурьма

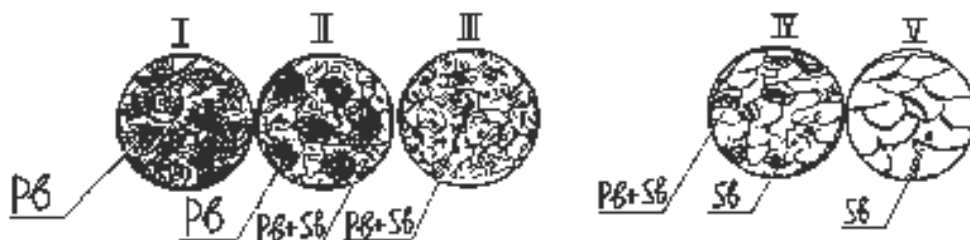


Рис. 32. Микроструктуры сплавов Pb-Sb согласно диаграмме I-го рода

Линия ACB на диаграмме – *линия ликвидус*, показывающая температуры начала первичной кристаллизации, ECF – *линия солидус*, показывающая температуры конца первичной кристаллизации. Между этими линиями сплавы состоят из жидкой и твердой фаз. Кривая охлаждения чистого свинца (кривая охлаждения I, рис. 31) показывает выделение кристаллов свинца при  $t_{кр} = 327\text{ }^{\circ}\text{C}$  (температурная остановка I-I). Участок I-2-3 – охлаждение закристаллизовавшегося сплава. На микрошлифе видны темные кристаллы чистого свинца; на диаграмме начало и конец выделения кристаллов свинца указано точкой А на оси ординат.

Чистый свинец и соответственно сурьма (кривая охлаждения 5, на диаграмме точка В на правой ординате) кристаллизуются при постоянной температуре.

**Сплав 3** концентрации точки С, (87 % Pb и 13 % Sb), кристаллизуется при постоянной и самой низкой температуре и называется *эвтектическим*. Кривая охлаждения показывает одновременную кристаллизацию механической смеси кристаллов Pb + Sb, которая называется *эвтектикой* при температуре =  $246\text{ }^{\circ}\text{C}$ , остановка 2–2, на линии солидус ECF. Эвтектика состоит из двух фаз: кристаллы Pb и кристаллы Sb. На микрошлифе видны лишь одни сероватые кристаллы эвтектики; на диаграмме начало и конец эвтектических превращений указаны точкой 2, слившейся с точкой С). Сплавы с концентрацией компонентов левее точки С называются *доэвтектическими*, а правее – *заэвтектическими*.

Кривая охлаждения сплава, в котором 5 % Sb и 95 % Pb (**сплав 2**) показывает начало выделения кристаллов Pb при температуре ниже  $327\text{ }^{\circ}\text{C}$  (точка перегиба 1) и далее протекает в интервале температур до температуры точки 2. Таким образом, в *доэвтектическом сплаве* в интервале температур между линиями *ликвидус* и *солидус* выделяются кристаллы Pb. Сплав в этой области диаграммы состоит из двух фаз: жидкой и кристаллов Pb,  $f = 2$ .

По мере охлаждения сплава жидкая фаза все больше обедняется Pb и обогащается Sb (общее содержание Pb и Sb в жидкости = 100 %). При температуре  $246\text{ }^{\circ}\text{C}$  концентрация жидкой фазы становится эвтектической (Pb 87 %, Sb 13 %) и начинается кристаллизация эвтектики. На линии эвтектических превращений (ECF) диаграммы фазовый состав сплава будет: жидкость, кристаллы Pb и Sb,  $f = 3$ .

Механическая смесь кристаллов Pb + Sb (*эвтектика*) кристаллизуется при постоянной температуре (остановка 2-2). На микрошлифе (рис. 32) видны темные кристаллы Pb и сероватые кристаллы эвтектики; на диаграмме начало выделения кристаллов Pb указаны точкой 1, начало и конец кристаллизации эвтектики – точкой С.

Кривая охлаждения сплава, в котором 70 % Sb и 30 % Pb (**сплав 4**) показывает, что из жидкого раствора при температуре точки 1 начинают вы-

деляться кристаллы Sb, кристаллизация происходит в интервале температур до температуры точки 2 и сплав в этой области диаграммы состоит из двух фаз: жидкой и кристаллов Sb. По мере охлаждения сплава жидкая фаза обедняется Sb и обогащается Pb. При температуре 246 °С концентрация жидкой фазы становится эвтектической (Pb 87%, Sb 13 %) и начинается кристаллизация эвтектики (температурная остановка 2–2).

На микрошлифе (рис. 32) видны светлые кристаллы Sb и сероватые кристаллы эвтектики Pb + Sb; на диаграмме начало выделения кристаллов Sb указаны точкой 1, начало и конец выделения эвтектики – точкой С.

Таким образом, сплавы системы «Свинец–сурьма», имеют при температурах ниже 246 °С следующие структуры: *доэвтектические сплавы* = Pb + эвтектика (Pb+Sb), *эвтектический сплав* = эвтектика (Pb+Sb), *заэвтектические сплавы* = Sb + эвтектика (Pb+Sb). На кривых охлаждения они указаны точками 2 и 3.

#### **4.4.2. Диаграмма состояния II типа для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии**

Пусть сплав, как и ранее, образован двумя компонентами. Компоненты сплава неограниченно растворимы друг в друге, как в жидком, так и в твердом состояниях. При сплавлении компоненты сплава образуют ряд твердых растворов замещения или внедрения. Для таких сплавов характерной является диаграмма состояния II типа.

Этот случай образования сплава характерен тем, что неограниченная растворимость компонентов приводит к существованию в сплаве только двух фаз – жидкого раствора Ж и твердого  $\alpha$ -раствора. Кристаллизации при постоянной температуре нет, поэтому на диаграмме горизонтальной линии эвтектических превращений не наблюдается. К числу таких сплавов относят сплавы систем Cu – Ni, Vo – W, Mo – V и другие.

Рассмотрим в качестве примера сплав системы Cu – Ni. В указанном сплаве компонентами являются медь (Cu) и никель (Ni); фазы: жидкий раствор Cu–Ni,  $\alpha$ -твердый раствор замещения никелем меди.

Порядок построения диаграмм II типа, к которым относится диаграмма состояния сплава Cu–Ni, показан на рисунке 33. На диаграмме наблюдаются три области: жидкий раствор Cu–Ni (Ж); жидкий раствор Ж +  $\alpha$ -твердый раствор Ni в Cu;  $\alpha$ -твердый раствор Ni в Cu, как сформированная окончательно твердая фаза сплава системы Cu–Ni.

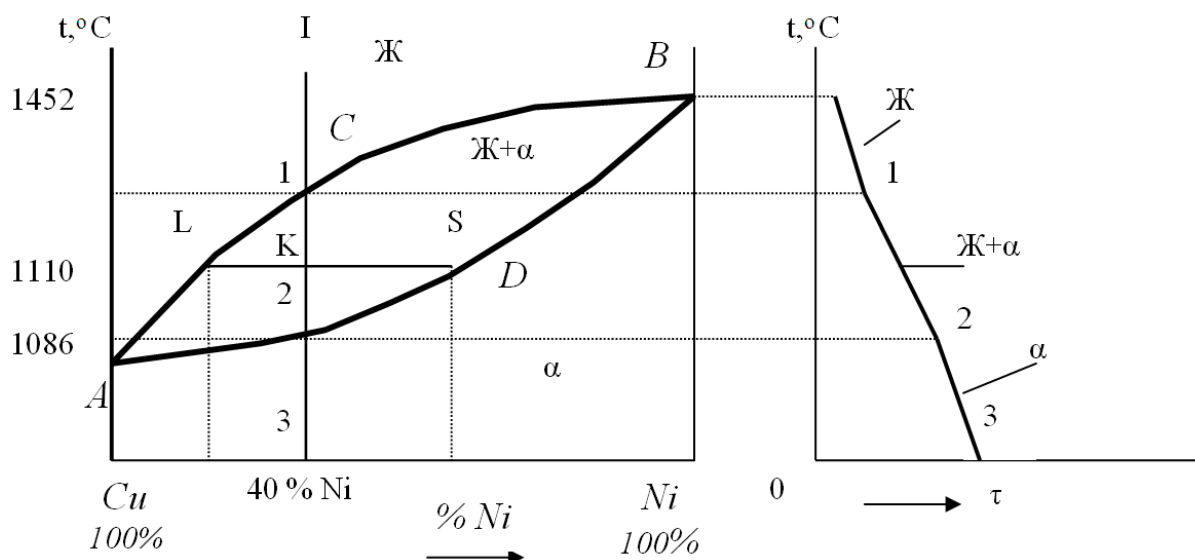


Рис. 33. Диаграмма состояния сплавов II рода с образованием твердого раствора в процессе кристаллизации сплава

Линии *ликвидус* (ACB) и *солидус* (ADB) пересекаются в точках кристаллизации чистых компонентов А (Cu) и В (Ni). Процесс кристаллизации изображен промежуточной кривой охлаждения сплава с концентрацией компонентов: 40 % Ni – 60 % Cu, на которой также показан фазовый состав формирующегося сплава. **Кристаллизация** сплавов происходит в интервале температур. Между линиями ликвидус и солидус сплавы находятся в двухфазном состоянии (Ж+α). При понижении температуры должно изменяться соотношение количества жидкой и твердой фаз в двухфазной области – количество жидкой фазы уменьшается, а количество твердой фазы (α–твердого раствора) растет. Кроме того, будут меняться также составы жидкой и твердой фаз.

Для определения относительного количества каждой фазы и состава фаз на диаграммах состояния любого типа, пользуются **правилом отрезков** (правило рычага), основные положения которого формулируются следующим образом. Чтобы определить концентрации компонентов в двухфазной области, через интересующую нас точку, характеризующую состояние сплава (состав и его температуру), проводится горизонтальная линия до пересечения с линиями, ограничивающими двухфазную область. Проекция точек пересечения на ось концентраций покажут состав жидкой и твердой фаз.

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

Рассмотрим на примере как с помощью правила отрезков можно определить количество и состав фаз сплава I при температуре, соответствующей точке K (рис. 33). Для этого через точку K проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями диаграммы (точки L и S). Проекция точки L, лежащей на линии ликвидус, на ось абсцисс показывает состав жидкой фазы, проекция точки S, лежащей на линии солидус, на ось абсцисс показывает состав твердой фазы.

В соответствии с правилом отрезков отрезки горизонтальной линии между точкой K и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз, то есть можно записать:

- количество жидкой фазы  $Ж = KS : LS * 100 \%$ ;
- количество твердой фазы  $\alpha = LK : LS * 100 \%$ .

#### **4.4.3. Диаграмма состояния III типа для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии**

В технике применяются сплавы, получение которых идет не в соответствии с описанными ранее диаграммами состояния, а по диаграммам состояния, имеющим более сложное строение.

Например, сплавы с ограниченной растворимостью в твердом состоянии, не образующие химических соединений, кристаллизуются таким образом, что наряду с жидкой фазой Ж и  $\alpha$ -твердым раствором компонента В в А, образуют также  $\beta$ -твердый раствор компонента А в В.

В этом случае возможны две диаграммы состояния III типа:

- диаграмма состояния III типа с эвтектикой (рис. 34,а);
- диаграмма состояния III типа с перитектикой (рис. 34,б).

**Диаграмма состояния с эвтектикой** представляет собой систему, в которой не зафиксировано образование фаз, представляющих собой чистые компоненты. Из жидких растворов выделяются только твердые растворы  $\alpha$  и  $\beta$ .

Предельная растворимость компонента В в А определяется линией DF; предельная растворимость компонента А в В – линией СК.

Сплавы, находящиеся между этими двумя линиями, находятся за пределами растворимости и являются двухфазными, состоящими из  $\alpha$  и  $\beta$  твердых растворов. Линия DEC является линией эвтектических превращений, эвтектика ( $\alpha + \beta$ ). Сплав концентрации точки Е является эвтектическим. Все сплавы расположенные левее точки Е являются **доэвтектическими**, при комнатной температуре имеют структуру  $\alpha + \text{эвтектика}$  ( $\alpha + \beta$ ) +  $\beta'$ , а правее – **заэвтектическими** и структуру  $\beta + \text{эвтектика}$  ( $\alpha + \beta$ ) +  $\alpha'$ , но при этом структура является двухфазной:  $\alpha$ -фаза и  $\beta$ -фаза. При температурах ниже линии DEC в структуре сплавов происходит образование новых твердых фаз: из  $\alpha$ -твердого раствора выделяются кристаллы  $\beta'$ -

твердого раствора; из  $\beta$ -твердого раствора – кристаллы  $\alpha'$ -твердого раствора. Причиной появления этих растворов является уменьшение предела растворимости  $\alpha$  и  $\beta$ -твердых растворов с понижением температуры сплава. Кристаллические решетки твердых растворов  $\alpha$  и  $\alpha'$ ,  $\beta$  и  $\beta'$  – одинаковы, и при рассмотрении микроструктур сплавов под микроскопом они не различимы, поэтому структура сплавов остается двух фазной  $\alpha$ -фаза и  $\beta$ -фаза. Избыточные кристаллы, выделяющиеся не из жидкости, а из твердого раствора называются вторичными, а сам процесс образования новой фазы из твердого раствора называется *вторичной кристаллизацией*.

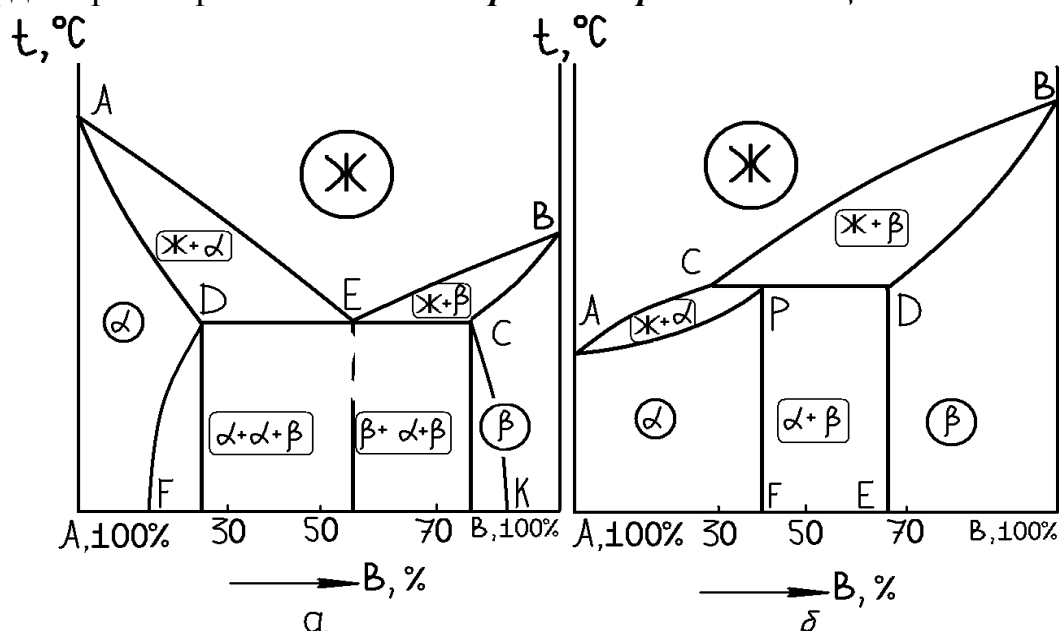


Рис. 34. Диаграммы состояния: а) – с эвтектикой; б) – с перитектикой

В области, лежащей слева от линии ADF при кристаллизации из жидкости начинают выделяться кристаллы твердого раствора  $\alpha$ . В интервале кристаллизации сплавы имеют двухфазную структуру Ж+ $\alpha$ . После завершения кристаллизации и вплоть до комнатной температуры имеют структуру однородного твердого раствора  $\alpha$ . Аналогичная ситуация имеет место у всех сплавов, расположенных правее точки К, но здесь выделяются кристаллы  $\beta$ -твердого раствора.

Линия AEB является здесь линией *ликвидус*, линия ADCB – линией *солидус* (рис. 34,а).

**Диаграмма состояния с перитектикой** представляет собой систему, в которой жидкий раствор реагирует с ранее выпавшими кристаллами, образуя новый вид кристаллов, т. е.  $\text{Ж} + \beta = \alpha$  (*перитектическая реакция*).

На диаграмме показаны три двухфазные области (Ж+ $\alpha$ , Ж+ $\beta$ ,  $\alpha + \beta$ ) и три однофазные Ж,  $\alpha$ ,  $\beta$ . Здесь, наряду с жидким раствором Ж, присутствуют ограниченные  $\alpha$ -твердый и  $\beta$ -твердый растворы.

Линия ACB является *линией ликвидус*; линия APDB – *линией солидус* (рис. 34,б).

#### 4.4.4. Диаграмма состояния для сплавов с устойчивым химическим соединением

Сплавы, образующие химические соединения, кристаллизуются таким образом, что определенному атомному соотношению соответствует определенное соотношение компонентов А и В по их массе, образуется **химическое соединение**. В этом случае возможны также **несколько диаграмм состояния 4 типа**. Например, на рисунке 35 представлена диаграмма состояния 4 типа для **сплавов с устойчивым химическим соединением**, могут быть также диаграммы состояния для **сплавов с неустойчивым химическим соединением** и т. д.

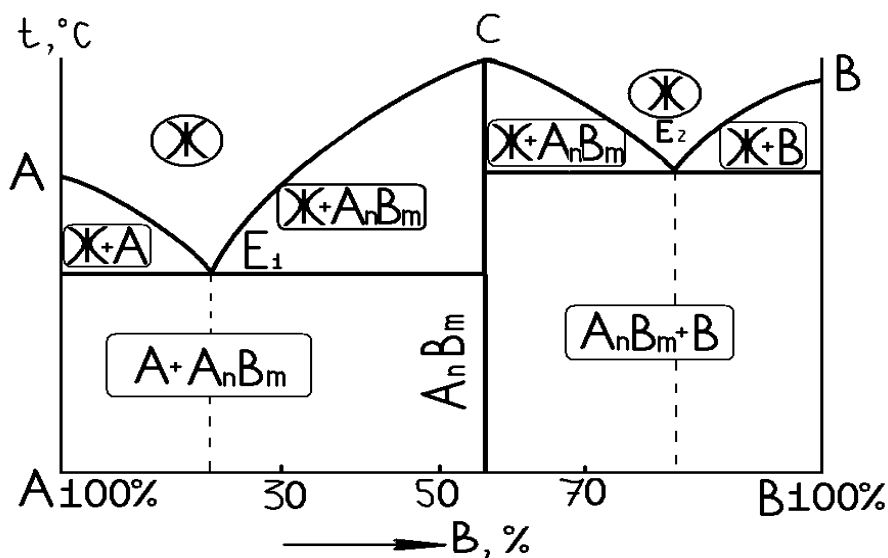


Рис. 35. Диаграмма состояния сплава с устойчивым химическим соединением

**Диаграмма состояния с устойчивым химическим соединением** (не разлагается до температуры плавления) представляет систему, в которой само соединение  $A_nB_m$  и чистые компоненты не образуют в твердом состоянии растворов.

Компонентами системы являются химические элементы А и В, твердыми фазами – механические смеси компонентов А, В и химического соединения  $A_nB_m$ , жидкой фазой является жидкий раствор Ж.

Из четырех возможных в этой системе фаз могут сосуществовать три: Ж, А,  $A_nB_m$  или Ж, В,  $A_nB_m$ .

На диаграмме точка С соответствует температуре плавления химического соединения. Плавление химического соединения происходит при постоянной температуре.

**Эвтектика** точки  $E_1$  представляет собой **механическую смесь** кристаллов компонента А и **химического соединения**  $A_nB_m$ ; **эвтектика** точки  $E_2$  представляет собой **механическую смесь** кристаллов компонента В и **химического соединения**  $A_nB_m$ .

На линиях  $E_1C$  и  $CE_2$  начинают выделяться первичные кристаллы химического соединения. Вертикаль  $A_nB_m$  на диаграмме соответствует определенному соотношению компонентов сплава по массе.

Кристаллизация сплавов по этой диаграмме происходит совершенно аналогично кристаллизации сплавов, образующих механическую смесь кристаллов чистых компонентов. Отличие состоит только в том, что, кроме выделения кристаллов чистых компонентов А и В, происходит еще образование кристаллов химического соединения. Таким образом, диаграмма с химическим соединением представляет собой как бы приставленные одна к другой две простые диаграммы I-го типа. Можно разделить такую диаграмму на две части по вертикали, соответствующей химическому соединению, и изучать каждую часть диаграммы отдельно.

#### **4.4.5. Зависимость между свойствами сплавов и типом диаграмм состояния**

Свойства материалов делятся на структурно чувствительные (зависимые) и структурно устойчивые (независимые).

**Структурно чувствительные свойства** – это те, на которые незначительные изменения структуры оказывают значительное влияние. Абсолютное большинство свойств структурно чувствительные, но есть и **структурно устойчивые**. Это, например, модуль упругости.

Все свойства как структурно зависимые, так и структурно независимые зависят от фазового состава, химического состава, количественного соотношения фаз, типа кристаллической решетки. Поэтому между типом диаграмм состояния и свойствами сплавов существует определенная взаимосвязь (рис. 36), впервые эту связь установил русский ученый Н.С. Курнаков.

У сплавов, кристаллизующихся с образованием **эвтектики** (диаграмма I типа), свойства изменяются по **линейному закону**, значения свойств находятся в интервале между значениями свойств чистых компонентов (рис. 36,а).

У сплавов, кристаллизующихся с образованием **неограниченных твердых растворов** (диаграмма II типа), значения свойств изменяются по **криволинейному закону**, их свойства могут значительно отличаться от свойств компонентов (рис. 36,в).

При образовании **ограниченных твердых растворов** (диаграмма III типа) свойства сплавов в области **однофазных** твердых растворов изменяются по **криволинейному закону**, а в **двухфазной** области – по **прямолинейному закону**.

Если при кристаллизации сплавов образуется **химическое соединение** (диаграмма 4 типа), то свойства сплава при концентрации компонентов, соответствующей образованию химического соединения, достигают мак-

симума (или минимума) на кривой изменения значений свойств с соответствующим переломом самой кривой, (рис. 36,г).

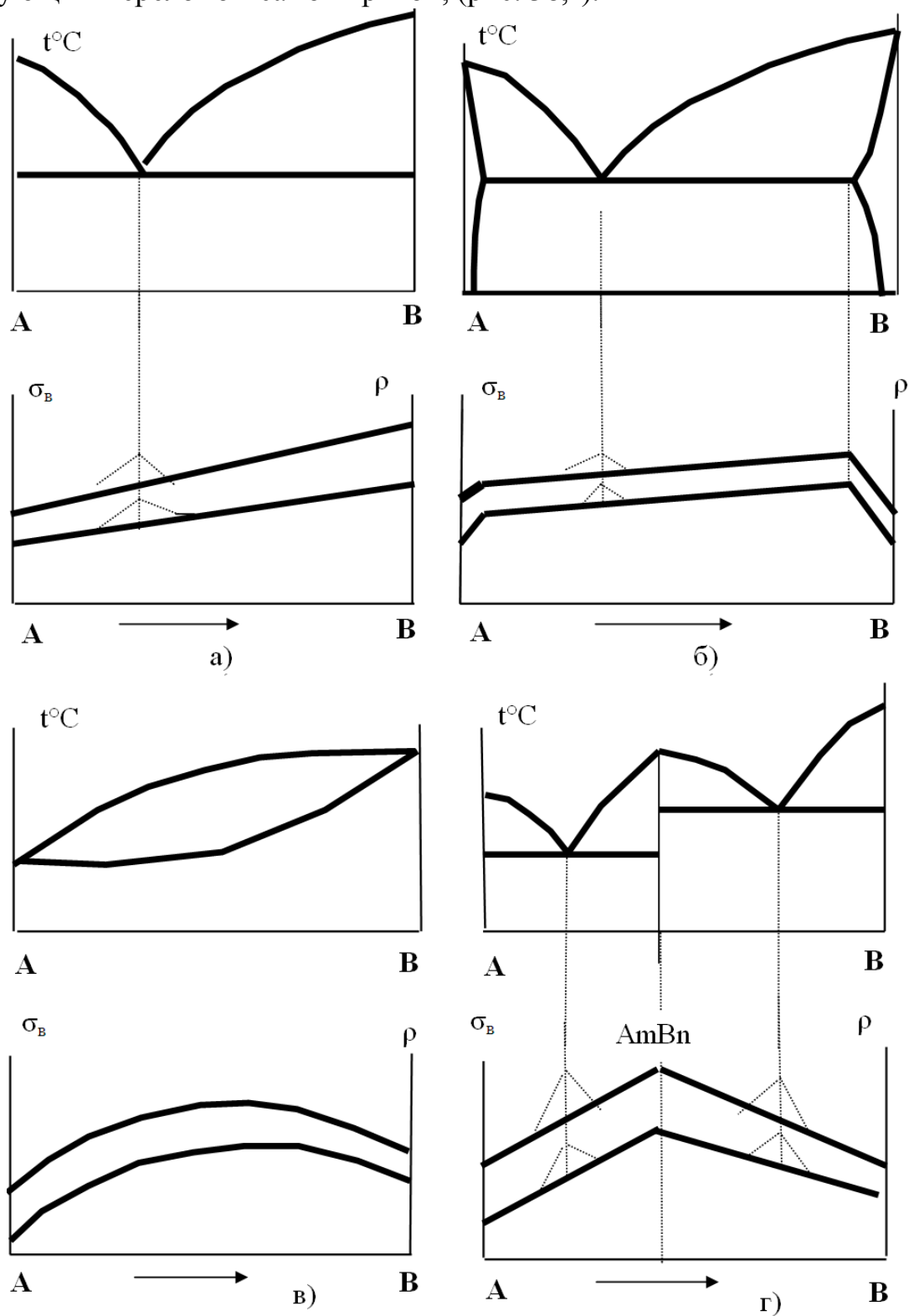


Рис. 36. Зависимость свойств сплавов от их строения и структуры

## Тема 5. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ «ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД». ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

### 5.1. Введение

В 1868 году русский ученый Д.К. Чернов в одной из своих работ указал на существование в сталях критических точек, тем самым, положив начало изучению диаграммы состояния «железо – углерод» («Fe – C»). Этот год можно считать годом возникновения науки *металловедения*.

Важнейшие работы по построению диаграммы относятся к последней четверти 19 века. К концу 19 века немецкий ученый Геренс, использовавший опыт своих предшественников и данные по микроструктурному и термическому анализам железоуглеродистых сплавов, привел в своей книге диаграмму «Fe – C», достаточно близкую современному варианту.

Чернов определял положение критических точек на глаз, по цветам калия стали. Критические точки на диаграмме показывают температуры на кривых нагрева и охлаждения, при которых наблюдаются остановки – перегибы или горизонтальные площадки.

Позже в связи с совершенствованием методики исследования сплавов были внесены в диаграмму, хотя существенные, но не принципиальные уточнения. Изучение диаграммы продолжается и сейчас. Нельзя предположить, что будут внесены такие изменения, которые преобразуют вид диаграммы, но количественные изменения, связанные с положением критических точек и линий равновесия в связи с применением все более чистых сплавов и все более точных методов исследования, происходят непрерывно.

Таким образом, взаимодействие железа с углеродом описывается диаграммой «Fe – C». В технике используются железоуглеродистые сплавы (стали и чугуны) с содержанием углерода меньше 6,67 %. Поэтому изучается только участок диаграммы «Fe – C», показывающий фазовое состояние и структуру сплавов с содержанием углерода до 6,67 % (рис. 38). Обозначается этот участок «диаграмма состояния «Fe – Fe<sub>3</sub>C», а компонентами считают Fe – Fe<sub>3</sub>C. Железо образует с углеродом химическое соединение карбид железа Fe<sub>3</sub>C, содержащее 6,67 % углерода и называемое цементитом.

Железо с углеродом образует все виды соединений: твердые растворы, механические смеси, химические соединения, которые будут рассмотрены ниже. Объясняется это в первую очередь тем, что железо имеет аллотропические превращения.

## 5.2. Аллотропия железа

**Аллотропия** (полиморфизм) – это способность некоторых химических элементов, в том числе и металлов, иметь различное кристаллическое строение при разных температурах.

Изменение кристаллического строения объясняется тем, что при другой температуре новая кристаллическая решетка обладает меньшей свободной энергией, чем предыдущая. Этим свойством обладают, например, железо, титан, олово и другие металлы.

Превращение одной аллотропической модификации в другую при нагреве (или охлаждении) чистого химического элемента сопровождается поглощением (или выделением) тепла и происходит при постоянной температуре. Эта температура (своя для каждого полиморфного металла) называется **температурой аллотропического** (полиморфного) **превращения**. Новая аллотропическая форма образуется в результате зарождения центров кристаллизации и их роста, аналогично кристаллизации из жидкого состояния.

Для аллотропического превращения необходимо также переохлаждение при охлаждении металла или перегрев при его нагреве, когда свободная энергия старого состояния будет больше, свободной энергии нового состояния. С изменением типа кристаллической решетки скачкообразно изменяются свойства кристаллического тела.

**Железо** – металл сероватого цвета, температура плавления (кристаллизации) 1539 °С. Имеет две аллотропические модификации.

Рассмотрим **аллотропические изменения железа** при его охлаждении с помощью кривой охлаждения. На **кривой охлаждения** (рис. 37) наблюдается несколько температурных остановок, характеризующих **аллотропические (полиморфные) превращения**, происходящие при охлаждении железа.

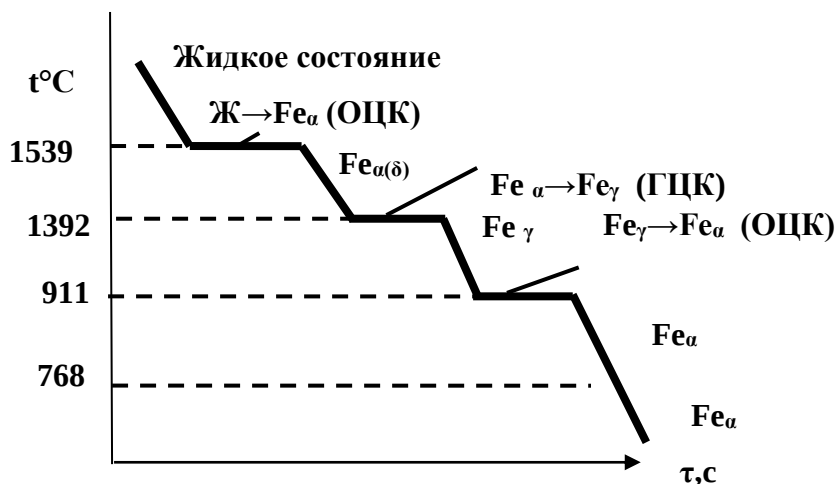


Рис. 37. Кривая охлаждения железа

Железо (Fe) имеет две аллотропические модификации  $Fe_\alpha$  и  $Fe_\gamma$ :

–  **$Fe_\alpha$**  (ОЦК решетка) существует в двух интервалах температур: от 1539 °С до 1392 °С – **высокотемпературная модификация**, 911 °С и ниже – **низкотемпературная модификация**. Высокотемпературная модификация иногда обозначается  $Fe_{\alpha(\delta)}$ ;

–  **$Fe_\gamma$**  (ГЦК решетка) существует в интервале температур от 1392 °С до 911 °С.

Температуры 1392 °С и 911 °С называются **температурами аллотропических превращений**.

$Fe_\alpha$  может растворить в себе до 0,006 % С при 20 °С

$Fe_\alpha$  может растворить в себе до 0,02 % С при 727 °С

$Fe_{\alpha(\delta)}$  может растворить в себе до 0,1 % С при 1499 °С

$Fe_\gamma$  может растворить в себе до 0,8 % С при 727 °С

$Fe_\gamma$  может растворить в себе до 2,14 % С при 1147 °С

Ниже температуры 768 °С железо **ферромагнитно**. При нагреве до 768 °С железо переходит в **парамагнитное** состояние, то есть теряет свои магнитные свойства. Температура 768 °С, при которой происходит магнитное превращение, называется **точкой Кюри**. Тип кристаллической решетки при магнитном превращении не изменяется.

**Углерод** (С) является неметаллическим элементом. Температура плавления 3500 °С. Имеет две аллотропические модификации: **графит** и **алмаз**. В железоуглеродистых сплавах может присутствовать либо в виде химического соединения  $Fe_3C$  (цементит), либо в виде графита. Графит имеет слоистую гексагональную кристаллическую решетку, мягкий и обладает низкой прочностью.

### 5.3. Основные структурные составляющие железоуглеродистых сплавов

Железо с углеродом образует следующие фазы: **жидкий раствор**, **твердые растворы** (аустенит и феррит), **химическое соединение**  $Fe_3C$  (цементит) и **механические смеси** (перлит, ледебурит).

**Жидкость** (Ж) – жидкий раствор углерода в железе, в жидком состоянии существует неограниченная растворимость углерода в железе.

#### **Твердые растворы:**

Железо с углеродом образует **твердые растворы внедрения**. Максимальная растворимость углерода зависит от типа кристаллической решетки железа. Диаметр поры кристаллической решетки (ОЦК) значительно меньше, чем диаметр поры решетки (ГЦК).

**Феррит** (Ф) – твердый раствор углерода в  $Fe_\alpha$  (ОЦК), обозначается Ф, феррит может быть низкотемпературным и высокотемпературным. Максимальная растворимость углерода в низкотемпературном феррите – 0,02 %

при 727 °С, в высокотемпературном – 0,1 % при 1499 °С. При температуре 20 °С растворимость углерода в  $Fe_\alpha$  составляет всего 0,006 %.

Свойства феррита близки к свойствам чистого железа. В железоуглеродистых сплавах является мягкой структурной составляющей (табл. 1). Присутствие феррита снижает твердость, прочность, повышает пластичность и ударную вязкость сплавов. До температуры 768 °С феррит является ферромагнетиком, выше этой температуры  $\Phi$  становится парамагнетиком.

**Аустенит** (А) – твердый раствор углерода в  $Fe_\gamma$  (ГЦК), обозначается А. Максимальная растворимость углерода – 2,14 % при 1147 °С.

Аустенит обладает высокой пластичностью, хорошей прочностью (табл. 1), аустенит – парамагнетик.

#### **Химическое соединение:**

**Цементит** (карбид железа) – химическое соединение Fe с C,  $Fe_3C$ , содержит 6,67 % C, обозначается Ц (на диаграмме Fe –  $Fe_3C$  охлаждение железа представлено вертикальной линией DFKL). Цементит в железоуглеродистых сплавах может быть: цементит первичный ( $Ц_I$ ) образуется из жидкого расплава; цементит вторичный ( $Ц_{II}$ ) образуется из А; цементит третичный ( $Ц_{III}$ ) образуется из  $\Phi$ . Цементит имеет сложную кристаллическую решетку, вследствие этого у цементита очень **высокие твердость** ( $HV \approx 1000$ , легко царапает стекло) и **прочность**  $\sigma_b = 16000$  МПа. Цементит очень **хрупок**, имеет почти **нулевую пластичность**  $\delta = 3$  %,  $\psi = 6$  % (таблица 1). Температура плавления (кристаллизации) приблизительно 1500 °С. При определенных условиях цементит может распадаться с образованием свободного графита. Это свойство используется для получения чугунов.

#### **Механические смеси:**

**Ледебурит** (Л) – **эвтектическая** механическая смесь А+ $Ц_I$ . Образуется при постоянной температуре 1147 °С, из жидкого раствора с концентрацией углерода 4,3 % с одновременным выделением кристаллов А и  $Ц_I$ , обозначается Л. При температуре ниже 727 °С ледебурит представляет собой механическую смесь П+ $Ц_I$ .

Ледебурит имеет высокую твердость, плотность, хрупкость, низкие пластические свойства (табл. 1). Присутствие в структуре чугунов, легкоплавкой эвтектики повышает их литейные свойства.

**Перлит** (П) – **эвтектоидная** механическая смесь  $\Phi$ + $Ц_{II}$ , обозначается П. Является эвтектоидной смесью, так как происходит одновременное образование кристаллов  $\Phi$  и  $Ц_{II}$  из аустенита с концентрацией углерода 0,8 % при постоянной температуре 727 °С. Различают **перлит пластинчатый**, в котором зерна цементита в виде пластинок перемежаются с пластинками феррита, и **зернистый**, в котором округлые зерна цементита равномерно распределены в феррите.

Перлит имеет повышенные прочность, твердость, хорошие пластические свойства (табл. 1). Чем грубее и крупнее зерна цементита, тем хуже механические свойства П.

В стали имеются также элементы, наличие которых обусловлено *технологическими особенностями производства* (марганец, кремний – это полезные примеси), либо *невозможностью полного их удаления из металла* (сера, фосфор, кислород, азот, водород – это вредные примеси), а также *случайными обстоятельствами* (хром, никель, медь и др.).

Таблица 1

Механические свойства основных структурных составляющих

|           | t, °C | $\sigma_b$ , МПа | $\delta$ , % | $\psi$ , % | НВ      |
|-----------|-------|------------------|--------------|------------|---------|
| Феррит    | 20    | 250              | 50           | 80         | 80–90   |
| Аустенит  | 20    | 650              | 35           | –          | 18      |
| Цементит  | –     | 16 000           | 3            | 6          | 1 000   |
| Ледебурит | 20    | 1 300            | 3–4          | –          | 550     |
| Перлит    | 20    | 800              | 20           | –          | 160–170 |

#### 5.4. Построение диаграммы состояния «железо – цементит»

Диаграмма «железо – цементит» строится в координатах: температура, °C (ось ординат); концентрация компонентов, % (ось абсцисс). На оси абсцисс показана концентрация железа и углерода, так как в железоуглеродистых сплавах важным является содержание именно углерода, что определяет их структуру и свойства. Ниже оси абсцисс обычно изображается вторая абсцисса с указанием процентного содержания цементита (рис. 38).

##### 5.4.1. Основные точки диаграммы Fe–Fe<sub>3</sub>C характеризуют:

**А** – температуру *плавления* (кристаллизации) железа 1539 °C.

**Н** – максимальную концентрацию углерода 0,1 % в высокотемпературном феррите при *перитектической реакции* при 1499 °C.

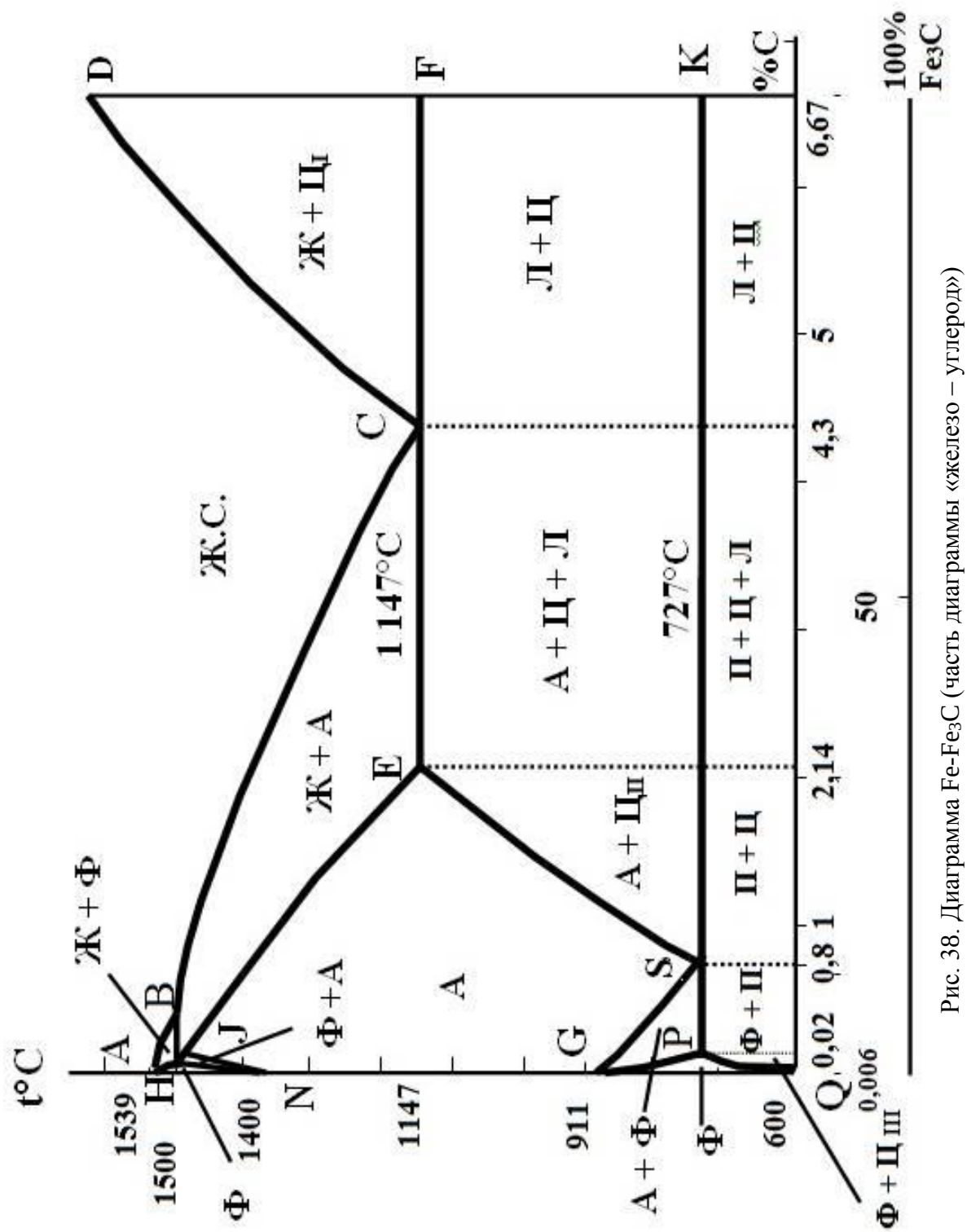
**Ј** – концентрацию углерода 0,16 % в аустените в результате *перитектической реакции* при 1499 °C.

**В** – концентрацию углерода 0,5 % в жидкости при *перитектической реакции* при температуре 1499 °C.

**Д** – температуру *плавления* (кристаллизации) *цементита*  $\approx$  1500 °C.

**Е** – максимальную концентрацию углерода 2,14 % в аустените при 1147 °C.

**С** – концентрацию углерода 4,3 % в жидкости при *эвтектическом превращении*.



**P** – максимальную концентрацию углерода 0,02 % в низкотемпературном феррите при 727 °С.

**S** – концентрацию углерода 0,8 % в аустените при *эвтектоидном* превращении при 727 °С.

**N** – *аллотропическое* превращение  $Fe_\alpha$  в  $Fe_\gamma$  при температуре 1392 °С.

**G** – *аллотропическое* превращение  $Fe_\gamma$  в  $Fe_\alpha$  911 °С.

**Q** – максимальную растворимость углерода 0,006 % в феррите при 20 °С.

#### 5.4.2. Линии превращений по диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C

**ABCD** – линия *ликвидус* обозначает температуры начала первичной кристаллизации (из жидкости), выше этой линии все сплавы находятся в жидком состоянии.

**АНJЕСF** – линия *солидус* обозначает температуры конца первичной кристаллизации.

Три горизонтальные линии на диаграмме указывают на протекание трех основных превращений:

**Линия HJB** – *линия перитектического превращения*, протекающего при 1499 °С:  $J_\gamma + \Phi_H \leftrightarrow A_J$ .

Жидкость концентрации точки В (0,5 %) вступает во взаимодействие с кристаллами феррита концентрации точки Н (0,1 %), в результате образуются кристаллы аустенита с концентрацией углерода точки J (0,16 %). Превращение возможно только в сплавах, содержащих углерода от 0,1 % до 0,5 %.

**Линия ЕСF** – *линия эвтектического превращения*, протекающего при 1147 °С:  $J_\gamma \leftrightarrow A_E + \Pi_F$ .

Жидкость концентрации точки С (4,3 %), затвердевая, образует механическую смесь кристаллов аустенита, концентрация углерода, в котором определяется точкой Е (2,14 %) и кристаллов  $\Pi_F$ . Эта эвтектическая механическая смесь кристаллов ( $A + \Pi_F$ ) называется *ледебуритом*. Содержание углерода в ледебурите всегда постоянно и равно 4,3 %. Ледебурит в интервале температур 1147–727 °С состоит из аустенита и цементита, ниже 727 °С – из перлита и цементита, так как при 727 °С происходит превращение  $A_{0,8} \rightarrow \Pi$ . Эвтектическое превращение протекает у сплавов с концентрацией углерода больше 2,14 %, т.е. у чугунов.

**Линия PSK** – *линия эвтектоидного превращения*, протекающего при 727 °С. Эвтектоидное превращение происходит аналогично кристаллизации эвтектики, но не из жидкости, а из твердого раствора аустенита, т.е. это – *вторичная кристаллизация*:  $A_S \leftrightarrow \Phi_P + \Pi_{II}$ . аустенит с концентрацией углерода точки S (0,8 %) распадается на кристаллы феррита с концентрацией углерода точки Р (0,02 %) и кристаллы  $\Pi_{II}$ . В результате образуется механическая эвтектоидная смесь кристаллов  $\Phi + \Pi_{II}$ , называемая

**перлитом** (П). Содержание углерода в перлите всегда постоянно и равно 0,8 %. Эвтектоидное превращение протекает у всех сплавов с содержанием углерода больше 0,02 %.

### 5.5. Превращения в углеродистых сталях по диаграмме Fe-Fe<sub>3</sub>C

**Углеродистые стали** – это сплавы железа с углеродом, содержащие C > 0,02 % до 2,14 %, при малом содержании других элементов. В сталях в результате первичной кристаллизации образуется структура аустенита.

Сплав, содержащий углерода до 0,02 %, называется **техническим железом**. Структура его состоит из феррита и малого количества третичного цементита (Ц<sub>III</sub>), который образуется из феррита при температуре ниже 727 °С. Цементит третичный выделяется из феррита, чтобы снизить содержание углерода в феррите, так как феррит при комнатной температуре может содержать 0,006 % С, а при температуре 727 °С – 0,02 %.

Превращения рассматриваются на упрощенной диаграмме (без перектического превращения), так как у всех углеродистых сталей в результате первичной кристаллизации образуется структура аустенита (рис. 39).

**Сплав I** (рис. 39) **содержит 0,1 % С**, точка 2 соответствует окончанию кристаллизации аустенита (рис. 39).

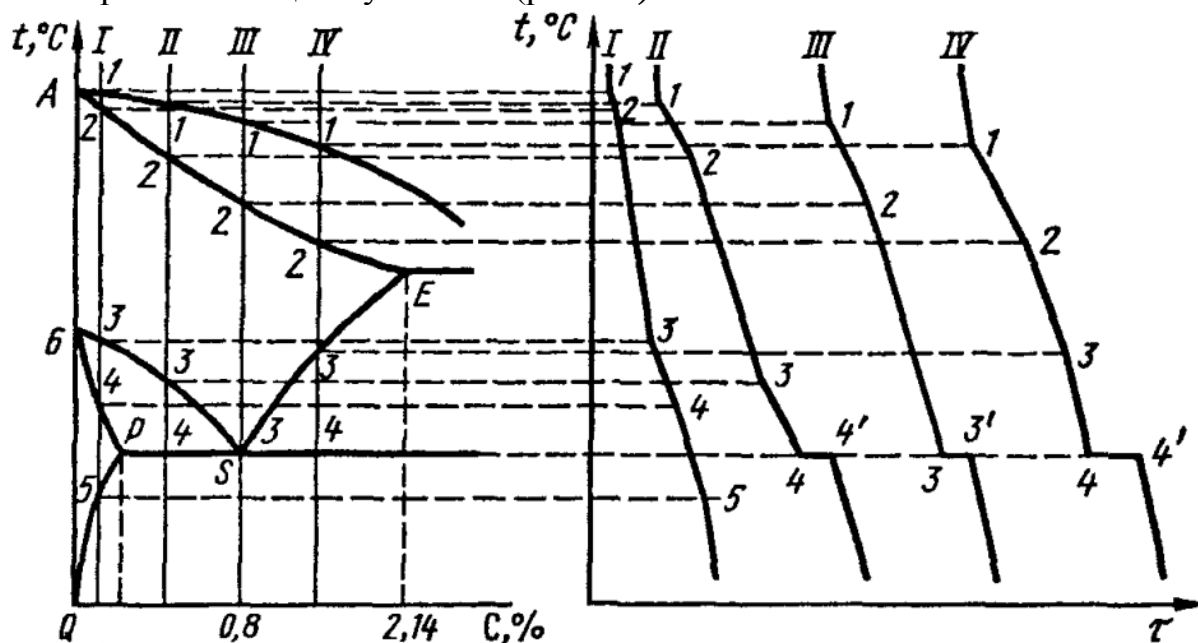


Рис. 39. Кривые охлаждения железоуглеродистых сплавов с разным содержанием углерода: левая часть диаграммы состояния системы Fe-Fe<sub>3</sub>C

При охлаждении в интервале температур от точки 2 до точки 3 аустенит устойчив. При дальнейшем охлаждении в интервале температур между точками 3 и 4 происходит перестройка кристаллической решетки аустенита (ГЦК) в кристаллическую решетку феррита (ОЦК). Пользуясь правилом отрезков состав аустенита определяется проекциями точек линии GS на

ось абсцисс, а состав феррита – проекциями точек линии GP на ось абсцисс. В интервале температур от точки 4 до точки 5 на линии PQ феррит устойчив. Линия PQ – линия максимальной растворимости и при температурах ниже точки 5 из феррита выделяется цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Концентрация углерода в феррите определяется проекциями точек линии PQ на ось абсцисс и при  $t^\circ = 20^\circ\text{C}$  эта концентрация составляет всего 0,006 % C. Цементит, выделившийся из феррита называется третичным и обозначается Ц<sub>III</sub>.

**Сплав II** (рис. 39) *содержит 0,4 % C*. Первичная кристаллизация заканчивается при температуре точки 2 образованием аустенита. При дальнейшем охлаждении в интервале температур между точками 2 и 3 аустенит устойчив. При температуре точки 3 из аустенита начинает выделяться феррит. Пользуясь правилом отрезков концентрация углерода в аустените определяется проекциями точек линии GS на ось абсцисс, а состав феррита – проекциями точек линии GP. Выделение феррита заканчивается при температуре точки 4, а это соответствует  $727^\circ\text{C}$ . При этой температуре аустенит содержит углерода уже 0,8 % и начинается эвтектоидное превращение, из аустенита при постоянной температуре образуется механическая смесь – перлит. Структура *доэвтектоидной стали* при комнатной температуре – перлит + феррит (П+Ф) (рис. 40,б).

На рисунке 40 представлены фотографии микроструктур углеродистых сталей с различным содержанием углерода, где светлые зерна – феррит, темные – перлит (рис. 40, а, б, в). На рисунке 40, г представлена фотография заэвтектоидной стали, где темные зерна – перлит, светлые – цементит.

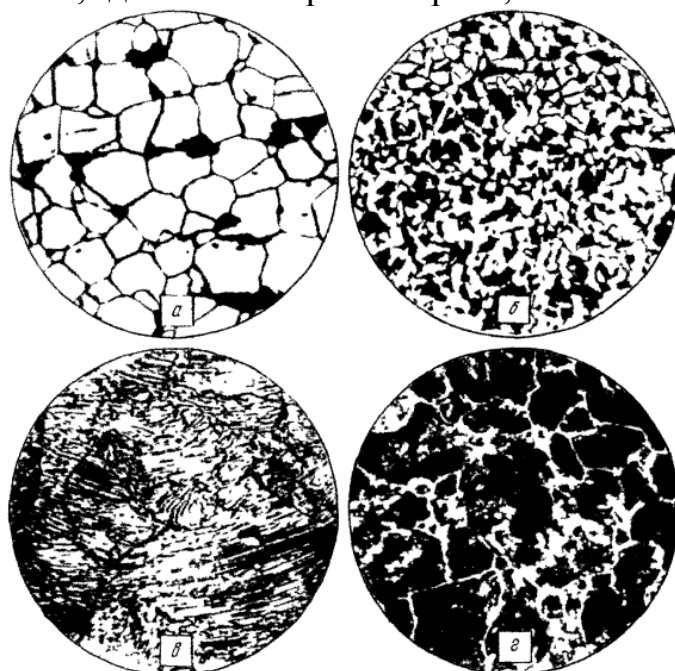


Рис. 40. Микроструктура сталей с различным содержанием углерода:  
а – 0,1 %; б – 0,4 %; в – 0,8 %; г – 1,2 %

**Сплав III** (рис. 39) **содержит 0,8 % С**. При температуре точки 2 заканчивается первичная кристаллизация образованием аустенита. При охлаждении в интервале температур от точки 2 до точки 3 аустенит устойчив, ни каких превращений в нем не происходит. Точка 3 соответствует 727 °С и находится на линии эвтектоидных превращений. При этой температуре аустенит распадается с образованием механической смеси, которая называется перлитом. Углеродистая сталь, содержащая 0,8 % С называется **эвтектоидной**, структура – перлит (рис. 40,в).

**Сплав IV** (рис. 39) **содержит 1,2 % С**. До температуры точки 3 превращения в сплаве аналогичны превращениям в сплавах II и III. При охлаждении в интервале температур между точками 3 и 4 из аустенита выделяется избыточный углерод с образованием вторичного цементита – Ц<sub>II</sub>. Содержание углерода в аустените определяется проекциями точек линии SE на ось абсцисс. Линия SE – линия максимальной растворимости углерода в железоуглеродистых сплавах при температурах ниже 1147 °С. Точка 4 соответствует температуре 727 °С. Аустенит при этой температуре содержит уже 0,8 % С и начинается эвтектоидное превращение из аустенита при постоянной температуре 727 °С образуется механическая смесь – перлит. Структура **заэвтектоидной стали** при комнатной температуре – перлит + цементит (П+Ц<sub>II</sub>) (рис. 40,г).

## 5.6. Классификация и маркировка углеродистых сталей

### 5.6.1. Классификация углеродистых сталей:

1) **По структуре в равновесном состоянии** (по диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C) стали подразделяются на:

- доэвтектоидные, содержащие >0,02 % С до 0,8 % С, структура Ф+П;
- эвтектоидные, содержащие 0,8 % С, структура П;
- заэвтектоидные, содержащие >0,8 % С до 2,14 % С, структура П+Ц

2) **По содержанию углерода** стали подразделяются на:

- низкоуглеродистые, содержащие 0,02...0,25 % С;
- среднеуглеродистые, содержащие более 0,25 до 0,7 % С;
- высокоуглеродистые, содержащие более 0,7 до 2,14 % С.

3) **По степени раскисления** стали подразделяются на:

- кипящие (КП);
- полуспокойные (ПС);
- спокойные (СП).

**Раскисление** – процесс удаления при выплавке из стали избыточного кислорода. Производят раскисление путем добавления ферромарганца, ферросилиция, алюминия в ковш перед разливкой стали.

При добавлении ферромарганца избыточный кислород удаляется частично, а оставшийся соединяется с железом, образуя окислы. Окисел железа располагается по границам зерен, охрупчивая сталь. Окисел углерода, поднимаясь вверх, создает видимость кипения. Такую сталь, раскисленную только ферромарганцем, называют *кипящей*.

Сталь, раскисленную последовательно ферромарганцем и ферросилицием, называют *полуспокойной*.

Полностью раскисленную сталь получают путем последовательного добавления ферромарганца, ферросилиция, алюминия и называют *спокойной*.

4) *По качеству* стали подразделяются на следующие:

- стали обыкновенного качества;
- стали качественные;
- стали высококачественные.

Качество стали определяется содержанием самых вредных примесей – серы и фосфора. Чем меньше в стали содержание серы и фосфора, тем выше ее качество.

В сталях *обыкновенного качества* содержание серы (S) до 0,07 %, фосфора (P) до 0,06 %.

В сталях *качественных* содержание серы до 0,04 %, фосфора до 0,04 %.

В сталях *высококачественных* содержание серы и фосфора должно быть менее 0,03 % каждого.

5) *По назначению* стали подразделяются на:

- конструкционные;
- инструментальные.

*Конструкционные* стали могут быть:

- обыкновенного качества;
- качественные.

*Инструментальные* стали могут быть:

- качественные;
- высококачественные.

### 5.6.2. Принципы маркировки углеродистых сталей

*Углеродистые конструкционные стали обыкновенного качества* подразделяются на три группы:

**Группа А** – стали, поставляемые с гарантированными механическими свойствами. Химический состав сталей этой группы не гарантируется, сталь группы А используется в состоянии поставки.

Например, Ст2кп – сталь углеродистая конструкционная, обыкновенного качества, группы А, номер 2, кипящего способа раскисления. Буква А перед маркировкой стали не ставится. В зависимости от условий раскисле-

ния эти стали могут быть кипящими, полуспокойными и спокойными. Например, Ст4пс или Ст6сп (сп может не ставиться в марке стали).

**Группа Б** – стали, поставляемые с гарантированным химическим составом (углерод и примеси). Механические свойства сталей этой группы не гарантируются.

Например, БСт3пс – сталь углеродистая конструкционная, обыкновенного качества, группы Б, номер 3, полуспокойного способа раскисления или БСт4сп, БСт0кп.

**Группа В** – стали, поставляемые с гарантированными механическими свойствами и химическим составом. При этом химический состав и механические свойства аналогичны соответствующей марке стали групп А и Б.

Например, ВСт5сп – сталь углеродистая конструкционная, обыкновенного качества, группы В, номер 5, спокойного способа раскисления.

Стали групп Б и В подвергают термической обработке для обеспечения требуемого уровня механических свойств. Чем больше цифра в маркировке, тем больше в стали углерода, следовательно, выше прочность и ниже пластичность.

Углеродистые стали обыкновенного качества применяют в машиностроении для изготовления малоответственных деталей (болты, гайки, прутки и т. д.).

**Углеродистые конструкционные качественные стали** по содержанию марганца подразделяются на 2 группы:

- с нормальным содержанием марганца (менее 0,8 %);
- с повышенным содержанием марганца (0,8-1,0 %).

В маркировке углеродистых конструкционных качественных сталей цифры указывают содержание углерода в **сотых долях** процента.

Все стали, включая сталь 20, поставляются с различными способами раскисления, что указывается в марке. Сталь 25, сталь 30 и так далее поставляются только спокойного способа раскисления. Символ «сп» в маркировке не указывается. Например:

- сталь 10кп – углеродистая конструкционная качественная сталь, содержащая 0,1 % углерода, кипящего способа раскисления;
- сталь 45 – углеродистая конструкционная качественная сталь, содержащая 0,45 % углерода.

В маркировке сталей с повышенным содержанием марганца ставится символ «Г». Например, сталь 65 Г – углеродистая конструкционная качественная сталь, содержащая 0,65 % углерода, с повышенным содержанием марганца.

**Углеродистые инструментальные стали** по содержанию вредных примесей (серы и фосфора) делятся на **качественные** и **высококачественные**. Маркируются углеродистые инструментальные стали символом «У», за которым следуют цифры, показывающие содержание углерода в

*десятых долях* процента. Если стали **высококачественные**, в конце марки ставится символ «А», что обозначает пониженное содержание вредных примесей (серы и фосфора, менее 0,03 % каждого).

Например, сталь У9 – углеродистая инструментальная качественная сталь, содержащая 0,9 % углерода.

Сталь У11А – углеродистая инструментальная высококачественная сталь, содержащая 1,1 % углерода.

## 5.7. Железоуглеродистые сплавы – чугуны

### 5.7.1. Чугуны. Влияние примесей на свойства чугунов

**Чугуны** – это сплавы железа с углеродом, содержащие >2,14 % С до 6,67 % С. Они заканчивают первичную кристаллизацию образованием эвтектики (А+Ц<sub>II</sub>) – ледебурита (Л) или эвтектики с избыточным аустенитом или цементитом.

Отличаются от сталей – более высоким содержанием углерода, наличием в структуре графитовых включений (кроме белого чугуна), по технологическим свойствам обладают лучшими литейными свойствами и малой способностью к пластической деформации. Стоимость чугунов ниже стоимости стали.

В зависимости от состояния углерода в чугуне различают: белый, серый, ковкий и высокопрочный чугуны.

**Белые чугуны** – это первичные чугуны, образующиеся при быстром охлаждении из жидкости согласно диаграмме «Fe – Fe<sub>3</sub>C», в них при комнатной температуре углерод находится в связанном состоянии в виде цементита Fe<sub>3</sub>C, **степень графитизации равна нулю**. Белые чугуны обладают высокой твердостью, износостойкостью и хрупкостью, практически не поддаются обработке режущим инструментом, поэтому применяются очень ограничено. Чаще всего они применяются как переклещенные чугуны при изготовлении серого, ковкого и высокопрочного чугунов. Свое название белые чугуны получили по виду излома, который имеет матово-белый цвет и характерный блеск.

По структуре при комнатной температуре в равновесном состоянии, согласно диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C, белые чугуны делятся на:

- **доэвтектические**, содержащие >2,14 % С до 4,3 % С, структура П+Ц<sub>II</sub>+Л;
- **эвтектические**, содержащие 4,3 % С, структура Л;
- **заэвтектические**, содержащие >4,3 % С до 6,67 % С, структура Л+Ц<sub>I</sub>.

В зависимости от условий кристаллизации образуются различные формы графитовых включений, поэтому различают следующие виды **промышленных чугунов**:

- **Серые чугуны**, в которых весь углерод или его большая часть находится в свободном состоянии в виде пластинчатого графита;
- **Ковкие чугуны**, в которых весь углерод или значительная его часть находится в виде хлопьевидного графита;
- **Высокопрочные чугуны**, в которых графит имеет шаровидную форму.

Таким образом, серый, ковкий и высокопрочный чугуны отличаются между собой формой графитовых включений.

Микроструктура чугуна состоит из металлической основы и графитовых включений (рис. 41). Механические свойства зависят как от свойств металлической основы, так и от количества и формы графитовых включений.

Металлическая основа, в зависимости от того сколько углерода выделено в виде графита, может быть: **перлитной**; **феррито-перлитной** и **ферритной**.

Структура металлической основы определяет твердость чугуна.

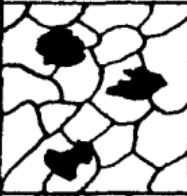
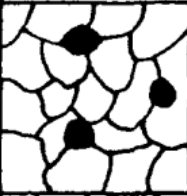
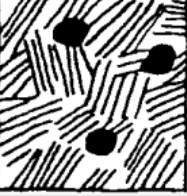
| <i>Металлическая основа</i> | <i>Форма графитных включений</i>                                                    |                                                                                      |                                                                                       |
|-----------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|
|                             | <i>Пластинчатая</i>                                                                 | <i>Хлопьевидная</i>                                                                  | <i>Шаровидная</i>                                                                     |
| <i>Феррит</i>               |  |  |  |
| <i>Феррит + перлит</i>      |  |  |  |
| <i>Перлит</i>               |  |  |  |

Рис. 41. Классификация чугуна по структуре металлической основы и графитовых включений (схемы структур)

Углерод является **неметаллическим элементом**. Температура плавления 3500 °С. Имеет две аллотропические модификации: **алмаз** и **гра-**

*фит*, алмаз в сплавах не встречается. В сплавах углерод присутствует в виде химического соединения  $\text{Fe}_3\text{C}$  и в виде графита. Графит имеет слоистую гексагональную кристаллическую решетку, низкую прочность и твердость, места его залегания в чугунах считаются нарушениями сплошности (пустотами, трещинами).

Естественно, что чем больший объем занимают пустоты, тем ниже свойства чугуна. При одинаковой металлической основе и одинаковом количестве графита свойства чугуна будут зависеть от формы и расположения графитовых включений. Следовательно, чем больше в чугуне графита, тем ниже его свойства, чем грубее включения графита, тем больше они разобщают металлическую основу, тем хуже свойства чугуна.

При испытании на растяжение, изгиб, кручение характеристики механических свойств имеют минимальное значение, низкая ударная вязкость, хотя разрушается чугун вязко. Но при испытании на сжатие свойства чугуна оказываются достаточно высокими и практически очень близкими к свойствам литой стали того же состава и структуры, что и металлическая основа чугуна. Сказанное относится главным образом, к серому чугуну.

Однако **серый чугун** имеет ряд преимуществ. Он позволяет получать дешевое литье, так как при низкой стоимости обладает хорошей жидкотекучестью и малой усадкой. Включения графита делают стружку ломкой, обладает хорошими антифрикционными свойствами. Имеет высокие демпфирующие свойства (гасит вибрации). Получают серый чугун при медленном охлаждении в процессе кристаллизации или при охлаждении железоуглеродистых сплавов, (скорость охлаждения в 2–2,5 раза ниже скорости получения белого чугуна).

По мере округления графитовых включений отрицательное влияние их снижается и механические свойства чугуна растут. Округленная форма графита достигается **модифицированием**.

Округлые включения шаровидного графита не создают резкой концентрации напряжений, такие включения не являются «трещинами» и чугун с шаровидным графитом имеет значительно более высокую прочность при растяжении и изгибе, чем чугун с пластинчатым графитом (отсюда и название – **высокопрочный чугун**).

**Ковкий чугун** с хлопьевидным графитом занимает промежуточное положение по прочности между серым и высокопрочным чугуном.

Твердость чугуна мало зависит от формы графита и определяется структурой металлической основы.

Пластичность мало зависит от строения металлической основы. Относительное удлинение чугуна с разной формой графитовых включений характеризуется такими значениями: **пластинчатый**  $\delta = 0,2 \dots 0,5 \%$ ; **хлопьевидный**  $\delta = 5 \dots 10 \%$ ; **шаровидный**  $\delta = 10 \dots 15 \%$ .

Промышленный чугун содержит те же примеси, что и углеродистая сталь, т. е. марганец, кремний, серу и фосфор, но в большем количестве, чем сталь. Эти примеси существенно влияют на *условия графитизации* и, следовательно, на структуру и свойства чугуна.

**Кремний** (Si) особенно сильно влияет на структуру чугуна, *усиливая графитизацию*. Содержание кремния в чугунах колеблется в широких пределах: от 0,3 до 5 %. Меняя содержание кремния, можно получать чугуны, совершенно различные по структуре и свойствам.

**Марганец** (Mn) в отличие от кремния *препятствует графитизации* или, как говорят, *способствует отбеливанию чугуна*. Содержание марганца обычно не более 0,5...1,0 %.

**Сера** (S) – вредная примесь, *способствует отбеливанию чугуна*, ее отбеливающее влияние в 5...6 раз больше, чем марганца. Одновременно она *ухудшает литейные свойства*: снижает жидкотекучесть, способствует образованию газовых пузырей, увеличивает усадку и склонность к образованию трещин. Содержание серы лимитируется: 0,08 % для мелкого литья, 0,12 % для более крупного литья.

**Фосфор** (P) практически *не влияет на графитизацию*. Однако фосфор – полезная примесь в чугуне, так как он *улучшает жидкотекучесть*, образуя легкоплавкую (950...980 °С) фосфидную эвтектику. Участки эвтектики *повышают* общую *твердость* и *износостойкость* чугуна.

Иногда в чугун вводят легирующие элементы (Ni, Cr, Cu, Al и другие), улучшающие его свойства. **Хром** препятствует графитизации, а **медь** и **никель** способствуют графитизации.

В ряде случаев благодаря наличию графита чугун имеет *преимущества перед сталью*:

- 1) наличие графита облегчает обработку резанием, делает стружку ломкой;
- 2) чугун обладает хорошими антифрикционными свойствами, благодаря смазывающему действию графита;
- 3) наличие графита позволяет быстро гасить вибрации и резонансные колебания;
- 4) чугун почти нечувствителен к дефектам поверхности, надрезам и т.д.;
- 5) у него лучшие литейные свойства по сравнению со сталью.

Таким образом чугун широко применяется как конструкционный материал в деталях машин тогда, когда они не испытывают значительных растягивающих и ударных нагрузок.

### 5.7.2. Превращения в чугунах по диаграмме Fe-Fe<sub>3</sub>C

Первичная кристаллизация чугунов заканчивается образованием при постоянной температуре 1147 °С *эвтектики – механической смеси* (A<sub>2,14</sub>+Ц<sub>I</sub>), который называется *ледебуритом*.

На рисунке 42 **сплав VI** с концентрацией углерода 4,3 % является **эвтектическим** и при постоянной температуре 1147 °С в нем протекает эвтектическая (из жидкого раствора) кристаллизация с образованием ледебурита.

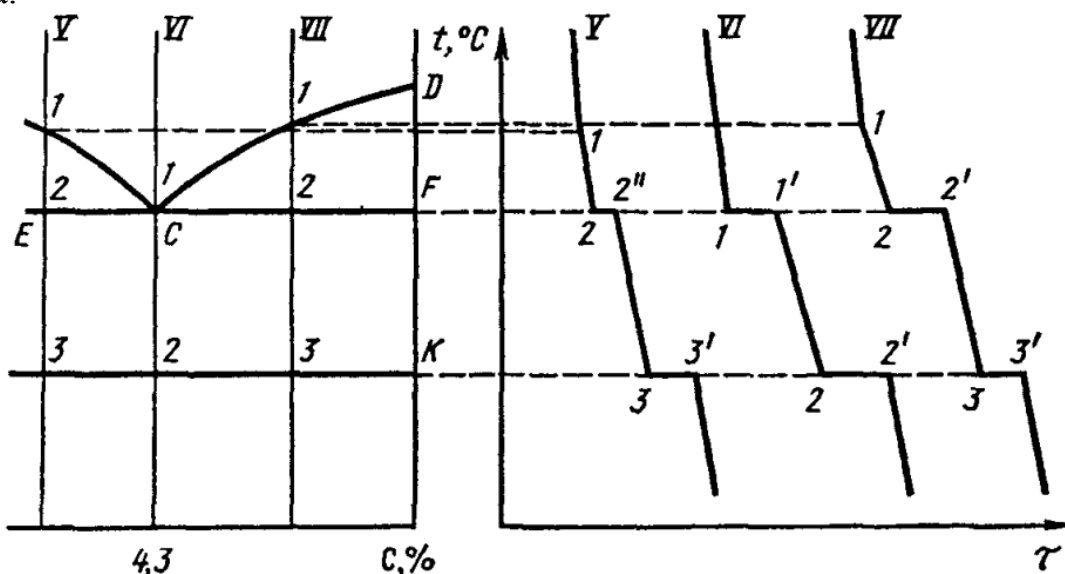


Рис. 42. Кривые охлаждения железоуглеродистых сплавов с разным содержанием углерода: правая часть диаграммы состояния системы Fe-Fe<sub>3</sub>C

При понижении температуры с 1147 °С до 727 °С концентрация углерода в А снижается согласно проекциям точек линии SE на ось абсцисс, из аустенита выделяется цементит (Ц<sub>II</sub>).

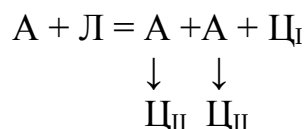
При температуре 727 °С концентрация углерода в аустените становится равной 0,8 % и при постоянной температуре 727 °С протекает эвтектоидное превращение: A<sub>0,8</sub> → П.

При температуре ниже 727 °С структура эвтектического белого чугуна П + Ц<sub>I</sub> + Ц<sub>II</sub> или ледебурит (рис. 43,б), где ледебурит – темные точки на светлом фоне. Вторичный цементит и цементит ледебурита сливаются и практически неразличимы.

На рисунке 42 в **доэвтектическом чугуне** углерода 4,3 % (**сплав V**), первичная кристаллизация начинается в интервале температур между точками 1 и 2 – образованием аустенита. Заканчивается кристаллизация при 1147 °С эвтектическим превращением и образованием механической смеси – ледебурита (Л).

В интервале температур между точками 1 и 2 концентрация углерода в жидкости меняется по линии HBC и при 1147 °С она становится 4,3 %, а концентрация углерода в аустените изменяется по линии JE и при 1147 °С она составляет 2,14 %. При этой температуре структура белого чугуна: А+Л.

При дальнейшем охлаждении между температурами 1147 °С и 727 °С концентрация углерода в аустените понижается, согласно проекциям точек линии SE из аустенита выделяется вторичный цементит (Ц<sub>II</sub>).



Структура белого чугуна в этом интервале температур:  $A + Л + Ц_{II}$ .

При температуре 727 °С концентрация углерода в аустените составляет 0,8 %. Происходит эвтектоидное превращение  $A_{0,8} \rightarrow П$ .

При комнатной температуре структура белого доэвтектического чугуна:  $П + Ц_{II} + Л$  (рис. 43,в), где перлит – темные зерна, ледебурит – на белом фоне темные точки, цементит – светлые зерна.



Рис. 43. Микроструктура белых чугунов:

*a* – заэвтектический, 5 %; *б* – эвтектический, 4,3 %; *в* – доэвтектический, 3 %

На рисунке 42 (*сплав VII*) в **заэвтектическом белом чугуне** углерода 4,3 %, первичная кристаллизация начинается в интервале температур между точками 1 и 2 выделением из жидкости первичного цементита ( $Ц_I$ ).

Состав жидкости меняется согласно проекциям точек линии CD на ось абсцисс и при 1147 °С концентрация углерода составляет 4,3 %. Заканчивается первичная кристаллизация эвтектическим превращением и образованием эвтектики – ледебурита ( $A_{2,14} + Ц_I$ ).

Структура чугуна в интервале температур между точками 1 и 2:  $Л + Ц_I$ .

При дальнейшем охлаждении в интервале температур от 1147 °С до 727 °С происходит выделение из аустенита вторичного цементита, так как растворимость углерода снижается по линии SE. Структура в этом интервале температур:  $Л + Ц_I = A + Ц_I + Ц_I = Л + Ц$



Первичный и вторичный цементиты сливаются и практически неразличимы.

При температуре 727 °С концентрация углерода в аустените 0,8 % и происходит эвтектоидное превращение  $A_{0,8} \rightarrow П$ .

Структура заэвтектического чугуна при комнатной температуре (рис. 44):  $Л + Ц = А + Ц_I + Ц_I + Ц_{II}$

↓  
П

На рисунке 43,а в структуре заэвтектического чугуна: ледебурит – на светлом фоне темные точки, цементит – крупные белые иглы.

### 5.7.3. Процесс графитизации

**Графитизацией** называется процесс образования графита при кристаллизации из жидкого раствора или из аустенита, либо за счет распада предварительно образовавшегося цементита. Графит образуется только при малых скоростях охлаждения, когда мала степень переохлаждения жидкой фазы. При ускоренном охлаждении и при переохлаждении жидкого чугуна ниже 1147 °С происходит образование цементита.

Графитизация зависит от ряда факторов. К ним относятся: присутствие в чугуне центров графитизации, скорость охлаждения и химический состав чугуна.

Работа образования зародышей графита облегчается при наличии **центров графитизации** – различных мельчайших включений и примесей, взвешенных в жидкости и аустените. Такие частицы могут состоять из оксидов алюминия  $Al_2O_3$ , кремния  $SiO_2$ , нитридов алюминия  $AlN$ . Параметры кристаллической решетки **центров графитизации** должны быть близки к параметрам кристаллической решетки графита. На этих частицах начинается процесс кристаллизации графита, они являются стенкой, на которой оседают атомы углерода, образуя кристалл графита.

Влияние скорости охлаждения обусловлено тем, что графитизация чугуна является **диффузионным процессом** и **протекает медленно**. Чем медленнее охлаждение чугуна, тем большее развитие получает процесс графитизации. Значительная длительность процесса графитизации обусловлена необходимостью реализации нескольких стадий: образование центров графитизации в жидкой фазе или аустените, диффузии атомов углерода к центрам графитизации и роста зерен графита. При графитизации из цементита добавляется необходимость предварительного распада цементита и растворения углерода в аустените. Чем медленнее охлаждение чугуна, тем большее развитие получает процесс графитизации (рис. 44).

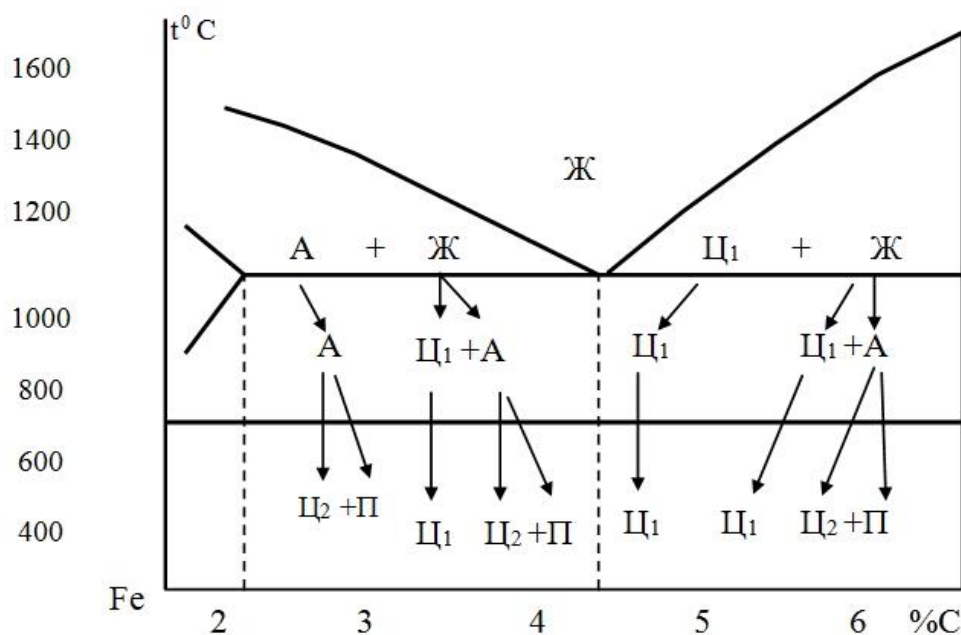


Рис. 44. Схема фазовых превращений в области чугунов по диаграмме Fe-Fe<sub>3</sub>C

В одной и той же отливке чугун может иметь различную структуру. В тонких частях отливки и у поверхности, где выше скорость кристаллизации и охлаждения, чугун имеет меньшую степень графитизации, образуется больше цементита, чем в массивных частях отливки и в сердцевине.

Таким образом, **основными факторами, определяющими степень графитизации чугуна**, являются: **содержание углерода, кремния и скорость охлаждения**. Регулируя химический состав и скорость охлаждения можно получить в отливке нужную микроструктуру чугуна.

Быстрое охлаждение железоуглеродистых сплавов с содержанием 2,14...6,67 % C способствует получению только белых чугунов соответствующих структур.

#### 5.7.4. Рост чугуна

Существенным недостатком серых чугунов является явление «роста», которое заключается в медленном и необратимом увеличении объема серых чугунов при постоянных или переменных нагревах и охлаждениях при температуре выше 400 °С. Степень «роста» чугуна пропорциональна температуре и времени (числу нагревов).

При температурах ниже 315...370 °С явление роста редко имеет место. Однако в присутствии корродирующих факторов, например в среде перегретого пара, рост встречается и при более низких температурах, поэтому литье из серого чугуна чаще всего применяется для работы в паровой среде с температурой до 260 °С.

Рост чугуна при длительном воздействии высоких температур – далеко не выясненное еще явление, однако некоторые его причины установлены довольно точно. Первая причина – графитизация, т.е. разложение цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  с образованием свободного углерода в форме графита. Графитизация влечет за собой увеличение объема, т.к. удельный объем свободного графита в 3,5 раза больше удельного объема цементита. Детали, изготовленные из чугуна получают объемную деформацию; вследствие неравномерного приращения объема детали коробятся, и в результате внутренних напряжений в них могут появиться трещины. Механические свойства при этом сильно снижаются, чугун становится мягким и не прочным. Выделяющийся в результате распада графит частично скапливается в местах распада, частично проникает путем диффузии к поверхностям имеющихся в чугуне первичных графитовых включений и отлагается на них. Таким образом, распад цементита сопровождается увеличением в чугуне количества и размеров графитовых включений. Вторая причина – межкристаллитное окисление металла по границам зерен и окисление включений графита (коррозия). Графитовые включения служат как бы каналами, по которым особенно интенсивно проникает кислород из атмосферы и происходит коррозия чугуна.

Следствием роста является увеличение объема деталей, выполненных из чугуна (цилиндров, обойм, диафрагм и т.д.), уменьшение прочности и увеличение хрупкости. Все факторы, уменьшающие графитообразование и окисление при высоких температурах, способствуют устойчивости чугуна против роста. К ним относится легирование чугуна хромом и молибденом, уменьшение содержания кремния.

Особенно важное значение для повышения прочности и пластичности чугуна и снижения склонности к росту имеет модификация чугуна. Модификация («видоизменение») – специальная обработка чугуна в процессе выплавки. Процесс модификации заключается в ведении в жидкий малоуглеродистый и низкокремнистый чугун необходимого количества модификаторов – измельченных графитизирующих присадок: силикокальция, 75%-ного ферросилиция, графитового порошка.

Эти присадки образуют в чугуне дополнительные центры кристаллизации и способствуют измельчению графитных включений. Модификация чугуна улучшает его свойства и способствует получению однородных перлитных или перлитно-сорбитовых структур во всех сечениях отливки.

Серые чугуны высокой прочности марок СЧ28, СЧ32, СЧ 35, СЧ 38 относятся к группе модифицированных чугунов, полученных указанным методом. У модифицированных чугунов склонность к росту в 1,5 раза меньше по сравнению с немодифицированными чугунами.

Чтобы избежать роста применяют перлитные чугуны с мелкими и завыхренными графитовыми включениями, низким содержанием углерода и кремния, повышенным содержанием карбидообразующих элементов.

### 5.7.5. Промышленные чугуны

Замедленное охлаждение сплавов с указанным содержанием углерода приводит к его графитизации (скорость охлаждения в 2...2,5 раза ниже скорости получения белого чугуна) и выпадению в виде хаотически ориентированных в металлической основе графитовых включений в виде прожилков, лепестков; такой графит называется **пластинчатым**. В изломе такие чугуны имеют сероватый оттенок и их называли **серыми**.

Для придания стойкости к внешним сжимающим нагрузкам и усиления демпфирующей способности серых чугунов их **модифицируют** (дополнительно насыщают кремнием и алюминием), что в итоге приводит к выпадению графита в виде **чешуек** (рис. 45,а), создающих более прочную, с сохранением пластических свойств, структуру.

**Применяются серые чугуны** для изготовления корпусов редукторов, корабельных насосов, корпусов подшипников скольжения, изготовления фундаментных плит и т.д.

Если готовую отливку белого чугуна упаковать в песок и нагреть в нейтральной среде до 950 °С с последующим медленным (30...40 ч) охлаждением вместе с печью, то графитизация углерода пойдет по пути выпадения графита в виде **хлопьев** (рис. 45,б). В изломе такой чугун имеет темноватый оттенок, и чисто условно его называли **ковким**. Можно предположить, что их так называемая «ковкость» обусловлена тем, что по своим механическим свойствам они расположены между серыми чугунами и сталями, т.е. они достаточно прочны, свободны от остаточных напряжений, мало чувствительны к надрезам и отлично выдерживают гидростатическое давление до 400 МПа.

**Применяются ковкие чугуны** для изготовления корпусных деталей, вкладышей подшипников скольжения и деталей поршневых групп двигателей внутреннего сгорания.

Если железоуглеродистый сплав с содержанием 2,14...6,67 % С, и находящийся в жидком состоянии, насытить дополнительно магнием, церием, иттрием и медленно охлаждать, то графитизация углерода пойдет в направлении выпадения его в виде **шариков**. Такой чугун называется **высокопрочным**.

**Применяются высокопрочные чугуны** как заменители сталей при изготовлении поршневых колец, коленчатых валов двигателей внутреннего сгорания, а также валков прокатных станов, станин и т.д.

Металлической основой (матрицей), в которую как бы внедрены пластины, чешуйки, хлопья, шарики графита, являются в одном случае феррит, в другом – перлит, в третьем – феррито-перлит.



Рис. 45. Микроструктура графитовых включений  
*а* – пластинчатая; *б* – хлопьевидная

Микроструктура чугуна состоит из металлической основы и графитных включений. Свойства чугуна зависят от свойств металлической основы и характера включений графита.

#### 5.7.6. Маркировка и классификация чугунов

**Серые чугуны.** Чаще всего чугуны, отличающиеся повышенной жидкотекучестью, называют *литейными*. Эти чугуны содержат до 3,8 % С, которого по объему примерно в 3,5 раза больше, чем металлической основы. Они дешевы, обладают при литье малой усадкой.

В соответствии с ГОСТ 1412-79 **серые чугуны** маркируют сочетанием букв **СЧ** и двумя цифрами, характеризующими величину предела прочности при растяжении  $\sigma_{вр}$ . Например, СЧ15; СЧ24; СЧ30; СЧ45 и т.д. Здесь цифры показывают величину  $\sigma_{вр}$  в кгс/мм<sup>2</sup>. Для перевода в МПа (система СИ) каждое число следует умножить на 10, например, СЧ25 имеет  $\sigma_{вр}=250$  МПа.

**Ковкие чугуны** содержат 2,4...3,0 % С, как и серые чугуны, чаще всего их используют для получения отливок. Они относительно дешевы при изготовлении. В соответствии с ГОСТ 1215-79, маркируются сочетанием букв **КЧ** и двух цифр, характеризующих предел прочности при растяжении  $\sigma_{вр}$  в кгс/мм<sup>2</sup> и цифры, стоящей за этими двумя цифрами, обозначающей величину относительного остаточного удлинения  $\delta$  в %. Например, КЧ30-6, имеет  $\sigma_{вр}=300$  МПа и  $\delta = 6$  %; КЧ65-3, имеет  $\sigma_{вр}=650$  МПа и  $\delta = 3$  %.

В **высокопрочных чугунах** содержится 3...3,6 % С. Наличие модификаторов делает эти чугуны прочными при сохранении пластических свойств. В соответствии с ГОСТ 7293-85 они маркируются так же, как и серые, с той лишь разницей, что вместо символов СЧ ставят сочетание букв **ВЧ** с последующими цифрами, указывающими величину предела прочности при растяжении  $\sigma_{вр}$  в кгс/мм<sup>2</sup>. Например, ВЧ35; ВЧ45; ВЧ50; ВЧ100 или ВЧ35 имеет  $\sigma_{вр} = 350$  МПа, ВЧ100 имеет  $\sigma_{вр} = 1000$  МПа.

## Тема 6. ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ

### 6.1. Основы теории термической обработки

**Термической обработкой (Т.О.)** называется технологический процесс (совокупность операций) нагрева, выдержки и охлаждения металла с целью получения заданных свойств за счет изменения его структуры.

Структурные превращения в углеродистых сталях при их нагреве и охлаждении рассматриваются с помощью диаграммы состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C.

Стальной участок диаграммы представлен на рисунке 46.

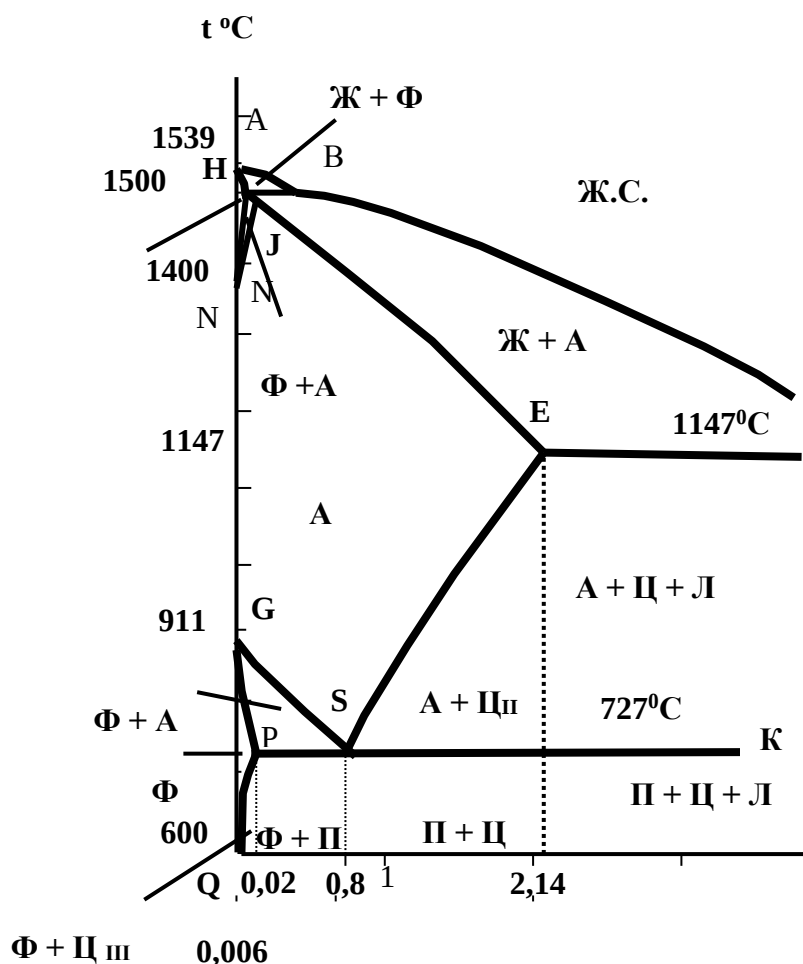


Рис. 46. Диаграмма Fe-Fe<sub>3</sub>C – стальной участок

Основными факторами, определяющими результаты Т.О., являются: температура нагрева ( $t^{\circ}\text{C}$ ), время нагрева ( $\tau_{\text{нагр}}$ , с), скорость нагрева ( $v_{\text{нагр}}$  – изменение температуры во времени), время (продолжительность) выдержки ( $\tau_{\text{в}}$ , с) при температуре нагрева и скорость охлаждения ( $v_{\text{охлаж}}$ ).

Процесс Т.О. можно изобразить графически в координатах «температура – время» (рис. 47).

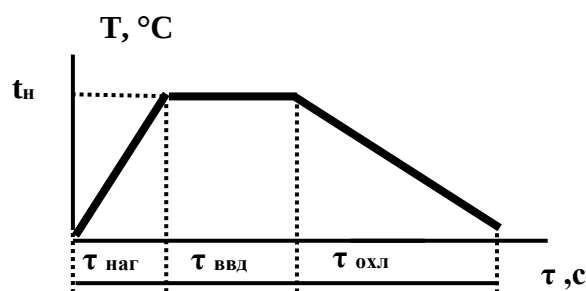


Рис. 47. График процесса одноступенчатой термической обработки

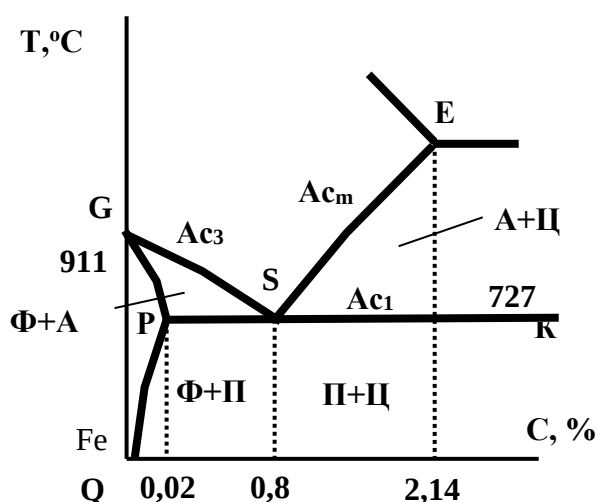


Рис. 48. Критические точки на стальном участке диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C

**Температуры нагрева** ( $t_n$ ) определяются с помощью диаграммы состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C (рис. 47).

Температуры, при которых происходят структурные превращения при нагреве и охлаждении сплавов, называются **критическими точками**. Критические точки обозначаются буквой «А» и символами (рис. 48).

**A<sub>1</sub>** – критические точки (температуры) соответствующие линии PSK (727°C), показывают превращение П в А при нагреве выше температур линии **Ac<sub>1</sub>** и превращение А в П при охлаждении ниже температур линии **Ar<sub>1</sub>**.

**A<sub>3</sub>** – критические точки (температуры) соответствующие линии GS, показывают превращение структуры Ф+А в А при нагреве выше температур линии **Ac<sub>3</sub>** и выделение Ф из А при охлаждении ниже температур линии **Ar<sub>3</sub>**.

**Ac<sub>м</sub>** – критические точки (температуры) соответствующие линии SE, показывают превращение структуры А+Ц в А при нагреве выше температур линии **Ac<sub>м</sub>** и выделение Ц из А при охлаждении ниже температур линии **Ar<sub>м</sub>**.

*Различают следующие виды термической обработки:* отжиг, нормализация, закалка, отпуск закаленных сталей, старение.

## 6.2. Образование и распад аустенита

### 6.2.1. Образование аустенита при нагреве

Теоретически все превращения в сталях рассматриваются в равновесном состоянии, когда свободные энергии структур минимальны. На практике все превращения при нагреве происходят с *перегревом*, при охлаждении – с *переохлаждением*. Фазовые превращения в сталях вызваны тем, что вследствие изменения, например, температуры старое состояние оказывается менее устойчивым, чем новое. Этим и вызываются *фазовые превращения в сталях*.

При термической обработке стали происходят *четыре основных структурных превращения*, которые представлены на рис. 49.

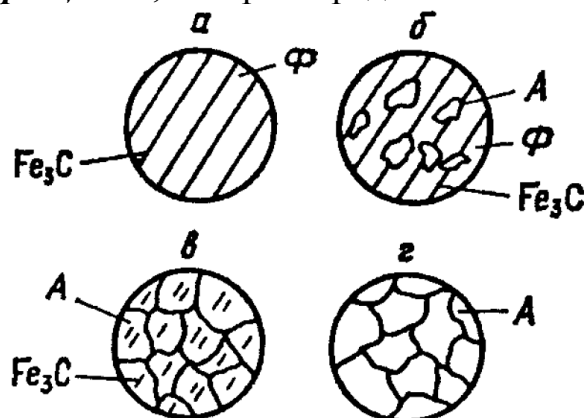


Рис. 49. Схема структурных изменений эвтектоидной стали при нагреве  
 а – исходная перлитная структура; б – перлит с зародышами аустенита – начало превращения  $\Pi \rightarrow A$ ; в – аустенит с остатками цементита – конец полиморфного превращения ( $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$ ) и растворение цементита; г – однородный аустенит – период получения однородного аустенита (гомогенизация)

При нагреве эвтектоидной стали выше критических точек линии  $A_{c1}$  происходит диффузионное образование аустенита (рис. 49,г) из перлита (рис. 49,а). При этих температурах минимальной свободной энергией обладает аустенит. Скорость превращения зависит от степени перегрева. Чем больше степень перегрева, тем быстрее идет превращение, так как скорость диффузии определяется температурой. При достаточно высокой температуре из-за большой подвижности атомов превращение протекает практически мгновенно. При очень малом перегреве превращение протекает вяло. На практике сталь нагревают до температур:  $727^{\circ}C + (30 \dots 50^{\circ}C)$ .

*Превращение  $\Pi \rightarrow A$*  происходит в соответствии с общими закономерностями превращений в твердом состоянии. Движущей силой является

стремление сплава достичь минимума свободной энергии. Кинетика превращения определяется двумя параметрами: скоростью зарождения центров кристаллизации (зародыши аустенита) и скоростью роста зерен. Переход  $\Pi \rightarrow A$  состоит из двух элементарных процессов: **полиморфного превращения  $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$**  и **растворения в  $Fe_\gamma$  углерода цементита**.

При нагреве до температуры линии  $A_{c1}$  (727 °С) происходит растворение в феррите некоторого количества цементита. При таком нагреве растворимость углерода цементита в феррите увеличивается, согласно линии максимальной растворимости углерода – PQ (рис. 48) и при температуре 727 °С достигает 0,02 %.

При нагреве сплава выше 727 °С начинается процесс полиморфного превращения кристаллической решетки феррита (ОЦК) в кристаллическую решетку  $Fe_\gamma$  (ГЦК). Именно при этих температурах  $Fe_\gamma$  устойчиво и обладает меньшей свободной энергией, чем  $Fe_\alpha$ . Одновременно начинает происходить растворение в  $Fe_\gamma$  углерода цементита и на межфазовых поверхностях раздела феррита и цементита, структурных составляющих перлита, образуются первые зародыши зерен аустенита (рис. 49,б).

По мере растворения углерода цементита, его сложная кристаллическая решетка перестраивается в кристаллическую решетку  $Fe_\gamma$ .

В 1 см<sup>3</sup> перлита межфазовая поверхность составляет несколько м<sup>2</sup>, и на такой разветвленной поверхности образуется множество мелких зерен аустенита (рис. 49,в).

Растворение цементита опаздывает, поэтому необходима выдержка для получения однородного аустенита (рис. 49,г). С повышением температуры зерна аустенита растут.

В доэвтектоидных сталях выше температур линии  $A_{c1}$  структура состоит из аустенита и феррита. В заэвтектоидных сталях – из аустенита и цементита. По мере нагрева до температуры линии  $A_{c3}$  или  $A_{cm}$  происходит постепенное растворение в аустените остаточного феррита или цементита. Однофазную структуру аустенита доэвтектоидные и заэвтектоидные стали получают только после нагрева выше температур линий  $A_{c3}$  или  $A_{cm}$ .

**Размер аустенитного зерна** – важная характеристика стали. От него зависят механические свойства сталей после последующих видов термообработок. Особенно чувствительна к размеру зерна ударная вязкость, которая понижается с увеличением зерна. К концу аустенитного превращения зерна получают мелкими. Они называются **начальными**. При дальнейшем нагреве зерна аустенита растут, причем разные стали характеризуются разной склонностью к росту зерна. По этой характеристике различают наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые стали. В наследственно крупнозернистых сталях зерно быстро растет даже при небольшом перегреве выше  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  и  $A_{cm}$ , а в наследственно мелкозернистых

сталях даже при большом перегреве сохраняется относительно мелкое зерно (рис. 50).

**Склонность к росту зерна** зависит от:

- 1) содержания в стали легирующих элементов, все легирующие элементы тормозят рост зерна, кроме марганца;
- 2) технологии производства и способа раскисления стали.

От склонности к росту зерна зависят технологические процессы горячей обработки давлением и термообработки. Наследственно мелкозернистые стали имеют больший интервал закалочных температур, прокатка и ковка могут начинаться при более высоких температурах.

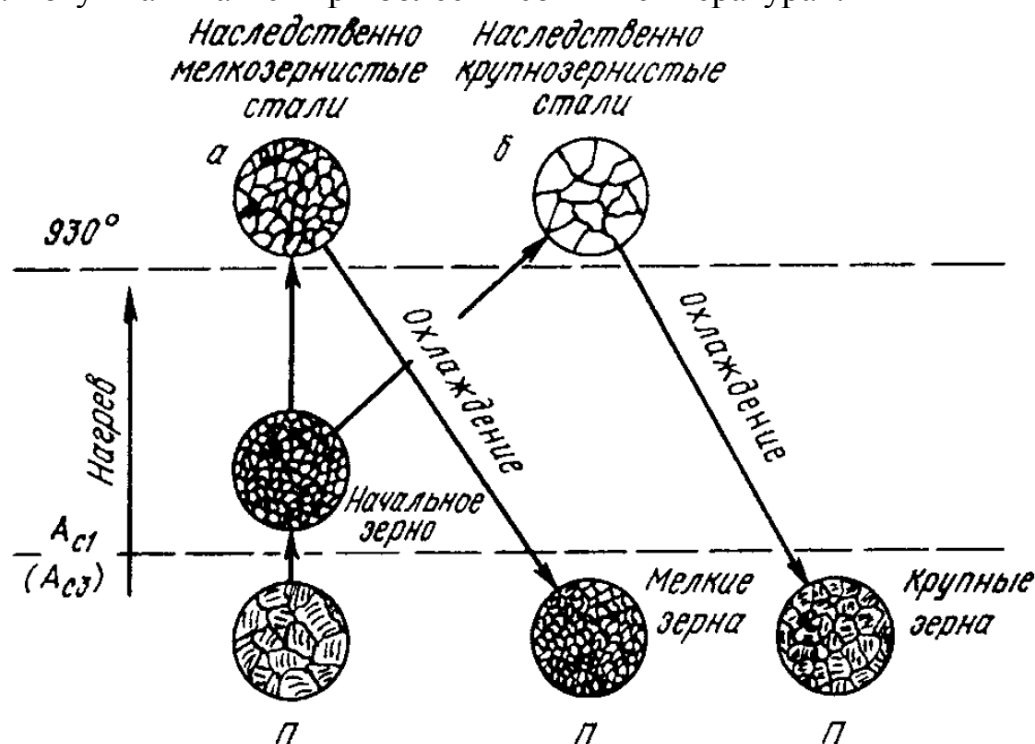


Рис. 50. Схема изменения размера зерна в зависимости от температуры нагрева стали:  
а – наследственно мелкозернистые стали; б – наследственно крупнозернистые стали

При нагреве до достаточно высокой температуры на 100...150 °С выше температур линий  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  и  $A_{cm}$  наследственно мелкозернистая сталь может иметь даже более крупное зерно, чем наследственно крупнозернистая, нагретая до температуры 930 °С. Поэтому введено понятие действительного зерна – это величина зерна при комнатной температуре, полученная в результате той или иной термообработки. Размер действительного зерна тем больше, чем больше размер зерна аустенита, полученного при нагреве. Величина зерна аустенита определяет величину действительного зерна после последующих термообработок, так как при охлаждении зерно не уменьшается. Перегрев может быть исправлен повторным нагревом до более низких температур. Если нагрев проводится при высокой температуре и сталь длительное время находится при этой температуре, то может

возникнуть неисправимый дефект – пережог стали, происходит окисление и частичное оплавление границ зерен.

### 6.2.2. Распад аустенита

При скорости охлаждения стали, обеспечивающей полное протекание диффузионных процессов, при температуре ниже температуры линии  $A_{r1}$  ( $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) происходит распад аустенита с образованием структуры перлита. Это превращение также соответствует общим закономерностям фазовых превращений в твердом состоянии. Новое состояние имеет меньшую свободную энергию и кинетика превращения определяется числом центров кристаллизации (зародышей перлита) и скоростью роста зерен.

Перлит растет из отдельных центров в виде колоний. Зародышем перлитной колонии является цементит, зарождение которого облегчено на границе аустенитных зерен. Вблизи цементитной пластинки аустенит обедняется углеродом и создаются условия для полиморфного превращения  $\text{Fe}_{\gamma} \rightarrow \text{Fe}_{\alpha}$ , в результате образуется пластина феррита, примыкающая к цементитной пластинке.

Кинетика эвтектоидного превращения аустенита в перлит изображается С-образными кривыми на диаграмме изотермического превращения аустенита (т.е. превращения, протекающего при постоянной температуре).

Для изучения изотермического превращения аустенита небольшие образцы эвтектоидной стали нагревают до температуры на  $30\ldots 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ , образцы, имеющие структуру однородного аустенита быстро охлаждают (переохлаждают) до температур ниже  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ , например, до  $700, 600, 500, 400\text{ }^{\circ}\text{C}$  и т.д., выдерживают при этих температурах до полного распада аустенита. Степень его распада можно определять разными методами.

Результаты исследования описываются с помощью кинетических кривых, по которым можно оценить количество распавшегося аустенита в зависимости от времени, прошедшего с момента начала распада.

Характер кривых (рис. 51) показывает, что сначала процесс распада аустенита идет медленно, затем скорость его растет, а по мере снижения количества оставшегося аустенита процесс снова замедляется, что показывают инкубационные периоды. Точки  $a_1, a_2, a_3, a_4, a_5, a_6$  соответствуют началу, а точки  $b_1, b_2, b_3, b_4, b_5, b_6$  – концу превращений. Кривая  $a_1 - a_6$  есть **линия начала**, кривая  $b_1 - b_6$  – **линия конца превращений**.

Область, расположенная слева от кривой начала распада аустенита, определяет продолжительность инкубационного периода, характеризующего устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением переохлаждения его устойчивость уменьшается, достигая минимума (для эвтектоидной стали около  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), и затем снова возрастает.

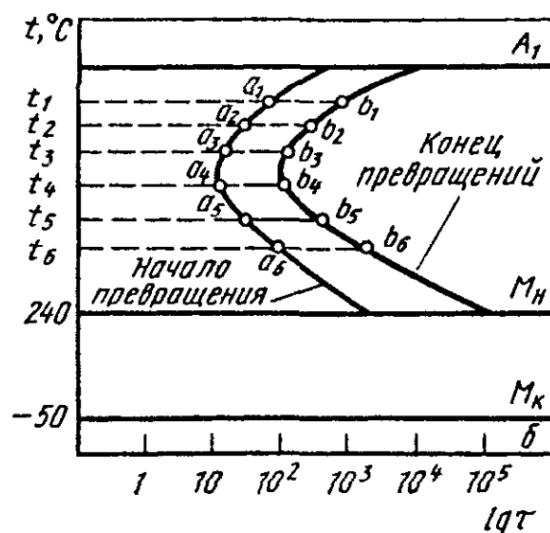


Рис. 51. Диаграмма изотермического превращения аустенита

В зависимости от степени переохлаждения (скорости охлаждения) аустенита образуется перлит (феррито-цементитная смесь) различной дисперсности:

- при  $V$  около  $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , в области температур от  $A_{c1}$  до  $680\text{ }^{\circ}\text{C}$  образуется структура **перлит**, представляющая собой **грубую** механическую смесь  $\Phi + \text{Ц}_{\text{II}}$ , расстояния между пластинками  $\Phi$  и  $\text{Ц}$  составляют от  $0,5$  до  $1\text{ мкм}$ , (HRC15–20);

- при  $V = 20 \dots 40\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , в интервале  $680 \dots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  образуется структура **сорбит**, представляющая собой тонкую (**среднедисперсную**) механическую смесь  $\Phi + \text{Ц}_{\text{II}}$ , с расстоянием между пластинами  $0,2 \dots 0,4\text{ мкм}$ , (HRC30–40);

- при  $V = 40 \dots 80\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , в интервале  $600 \dots 500\text{ }^{\circ}\text{C}$  образуется структура **троостит**, представляющая собой очень тонкую (**высокодисперсную**) механическую смесь  $\Phi + \text{Ц}_{\text{II}}$ , расстояние между пластинами до  $0,1\text{ мкм}$ , (HRC40...45).

При увеличении переохлаждения увеличивается количество зародышей новой фазы, поэтому уменьшаются размеры пластинок  $\Phi$  и  $\text{Ц}$  и расстояния между ними, т.е. **повышается дисперсность структур**.

**Перлит, сорбит, троостит** – это механическая смесь феррита и цементита и отличаются они друг от друга только **степенью дисперсности**. С увеличением степени дисперсности структур **растет твердость и прочность стали**, а наибольшую пластичность имеют стали с сорбитной структурой. Перлит, сорбит и троостит называются **перлитными структурами**.

В зависимости от формы цементита перлитные структуры могут быть **пластинчатыми** или **зернистыми**. **Пластинчатые** структуры образуются при превращении однородного аустенита, а **зернистые** – неоднородно-

го. В первом случае нагрев **доэвтектоидных** сталей должен быть выше температур линии  $A_{с3}$ , а **заэвтектоидных** – выше температур линии  $A_{см}$ . Для получения зернистых структур нагрев должен быть ниже температур линий  $A_{с3}$  или  $A_{см}$ . Таким образом, дисперсность перлитных структур определяется степенью переохлаждения, а форма цементита – однородностью аустенита.

Доэвтектоидные и заэвтектоидные стали для получения однородного аустенита необходимо нагревать до температур соответственно линий  $A_{с3}$  или  $A_{см}$ . При охлаждении у них сначала выделяются избыточные фазы – феррит или цементит, поэтому на С-образной диаграмме появятся дополнительные кривые, характеризующие начало выделения соответствующих избыточных фаз.

Ниже изгиба С-образной кривой в интервале температур примерно 500...250 °С в результате изотермического превращения образуется структура, которая представляет собой **игольчатый троостит**, и называется такая структура **бейнитом**.

Горизонтальные линии  $M_H$  и  $M_K$  показывают температуры начала и конца бездиффузионного мартенситного превращения (рис. 51, 52).

### 6.2.3. Мартенситное превращение

При очень больших скоростях охлаждения ( $>V_{кр}$ ) происходит бездиффузионный процесс превращения аустенита в **мартенсит**. **Критическая скорость охлаждения** ( $V_{кр}$ ) – минимальная скорость охлаждения данной стали, при которой образуется мартенсит.

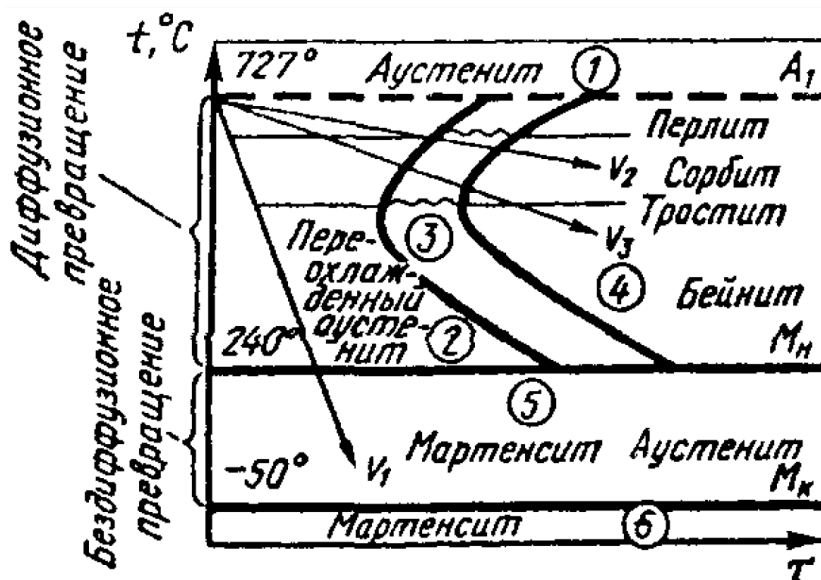


Рис. 52. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

**Мартенсит** (М) – пересыщенный твердый раствор углерода в тетрагональном  $Fe_\alpha$ .

С увеличением степени переохлаждения повышается неустойчивость аустенита, а скорость диффузии резко уменьшается. Например, при переохлаждении аустенита в эвтектоидной стали до  $240^\circ C$  подвижность атомов углерода близка к нулю.

При большом переохлаждении углерод не успевает выделиться из твердого раствора (аустенита) в виде частиц цементита, как это происходит при образовании перлита, сорбита и троостита. Происходит только перестройка решетки  $\gamma$ -Fe в решетку  $\alpha$ -Fe, а весь углерод, ранее растворенный в решетке аустенита, остается в решетке феррита с образованием мартенсита. Атомы углерода располагаются в междоузлиях (что характерно для твердого раствора внедрения).

При образовании мартенсита решетка сильно искажается, превращается из кубической в **тетрагональную** ( $c/a > 1$ ) (рис. 53). Чем больше в мартенсите углерода, тем больше соотношения  $c/a$ , т.е. больше тетрагональность решетки.

Поэтому, мартенсит отличается большими внутренними напряжениями, высокой твердостью (HR60...65) и хрупкостью (низкой ударной вязкостью). Высокая твердость мартенсита обусловлена большими искажениями кристаллической решетки, определяемыми растворенным углеродом в кристаллической решетке и соответственно большими внутренними напряжениями, определяемыми растворенным углеродом в кристаллической решетке, который равен содержанию углерода в стали, а также возникновением наклепа (упрочнением мартенсита) за счет увеличения объема при превращении аустенита в мартенсит. При комнатной температуре равновесная растворимость углерода в  $Fe_\alpha$  равна 0,006 %.

При превращении аустенита в мартенсит также увеличивается объем изделия (стали), повышается плотность дислокаций. Скорость образования кристаллов мартенсита велика и достигает 1000 м/с.

Превращение аустенита в мартенсит протекает в определенном интервале температур. При охлаждении оно начинается при некоторой температуре линии  $M_n$  (рис. 52), которая в отличие от перлитного превращения не зависит от скорости охлаждения для данной стали. По мере снижения температуры все больше образуется из аустенита мартенсита и заканчивается оно при температуре в точках линии  $M_k$ .

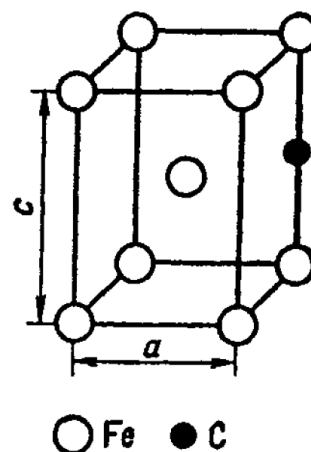


Рис. 53. Тетрагональная кристаллическая ячейка мартенсита

Характерным для мартенситного превращения является то, что в некоторых случаях (в сталях с пониженным содержанием углерода, при неверной выбранной скорости охлаждения и др.) даже при температуре конца превращения (температура линии  $M_k$ ) полного образования мартенсита не происходит. Аустенит частично остается не превращенным и называется **остаточным аустенитом**. Наличие остаточного аустенита нежелательно, т.к. это приводит к неоднородности свойств по сечению и изменению размеров деталей. Мартенсит имеет наибольший удельный размер по сравнению с другими структурами, а аустенит – наименьший.

Если, например, эвтектоидную сталь охладить только до комнатной температуры, то в структуре стали будет присутствовать некоторое количество остаточного аустенита. Наличие его нежелательно, так как это приводит к неоднородности свойств по сечению и изменению размеров деталей. Это объясняется тем, что мартенсит имеет наибольший удельный объем, а аустенит – наименьший. К особенностям мартенситного превращения относится то, что оно происходит только при непрерывном охлаждении.

**Размеры кристаллов мартенсита** определяются величиной исходного зерна аустенита. **Интервал температур образования мартенсита** определяется химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем при более низкой температуре начинается и заканчивается превращение аустенита в мартенсит. Например, для эвтектоидной стали (0,8 % С) мартенситное превращение начинается при  $t = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Поэтому, для того чтобы в высокоуглеродистых сталях получить большее количество мартенсита, их следует охлаждать до температур ниже нуля.

К особенностям мартенситного превращения относится то, что оно происходит только при **непрерывном охлаждении**. Задержка охлаждения при температуре выше линии  $M_k$  приводит к стабилизации аустенита.

Мартенсит имеет **высокую прочность** ( $\sigma_{в.р.} = 1200\text{ МПа}$ ), **твердость** (HRC60...65), которые повышаются с увеличением содержания углерода в стали. Однако с увеличением содержания углерода в мартенсите возрастает и его **склонность к хрупкому разрушению** (низкой ударной вязкости). Мартенсит, содержащий более 0,35...0,40 % С имеет низкое сопротивление зарождению и распространению трещин, а также низкие значения вязкости разрушения.

Увеличение объема, образование больших внутренних напряжений при образовании мартенсита являются основными причинами возникновения при закалке деформаций, коробления изделий и появления закалочных трещин.

### 6.3. Виды отжига, их цели и технология

**Отжиг** – нагрев стали выше или ниже критических температур, выдержка и медленное охлаждение вместе с печью. Отжиг применяется для получения равновесной структуры, свободной от остаточных напряжений и, поэтому, обладающей низкой твердостью. Структура стали после отжига: перлит+феррит у доэвтектоидных, перлит у эвтектоидных, перлит+цементит у заэвтектоидных сталей.

В результате применения отжига в кристаллическом теле остается минимальное количество дефектов кристаллического строения. Они приобретают низкие прочностные и повышенные пластические свойства и ударную вязкость.

Применяют два различных вида отжига: отжиг I рода и отжиг II рода.

К **отжигу I рода** относятся: гомогенизационный (диффузионный), рекристаллизационный и отжиг для снятия внутренних напряжений.

Все виды отжига I рода не связаны с фазовыми превращениями в твердом состоянии и протекают независимо от того есть фазовые превращения в стали или нет.

**Гомогенизационный (диффузионный) отжиг.** Чаще всего этому отжигу подвергают слитки и отливки из легированной стали. Нагрев проводят до 1050...1250 °С, так как при высоких температурах наиболее интенсивно проходят диффузионные процессы. Выдержка составляет 15...20 часов. После выдержки сталь охлаждают вместе с печью до 800...820 °С, затем охлаждение продолжается на воздухе. В результате диффузионного отжига получается крупное зерно, которое устраняется при обработке давлением или последующей термической обработкой (полный отжиг или нормализация).

**Цель:** устранение дендритной и внутрикристаллической ликвации в стальных слитках и отливках. **Ликвация** – химическая неоднородность в объеме слитка, отливки, кристалла, возникающая при кристаллизации металла. Ликвация повышает склонность сталей при обработке давлением к трещинообразованию, анизотропии свойств, образованию флокенов (тонкие внутренние трещины).

**Рекристаллизационный** отжиг применяется к пластически деформированным металлам, у которых возникли наклеп, текстура (преимущественное направление кристаллической решетки), анизотропия свойств. Пластическая деформация приводит металл в структурно неустойчивое состояние. Самопроизвольно должны протекать процессы, приближающие металл к равновесному состоянию с минимальной свободной энергией. При комнатной температуре эти диффузионные процессы могут протекать очень длительно. Для повышения скорости процесса надо повысить температуру.

Существуют 3 *стадии* рекристаллизационного отжига:

1) **возврат** – нагрев до невысоких температур (300...400 °С) снимает искажения кристаллической решетки, уменьшает количество дислокаций и точечных дефектов, снижает внутренние напряжения. В результате снижается прочность (на 20...30 %), повышается пластичность, текстура остается;

2) **первичная рекристаллизация**, т.е. образование мелких новых зерен округлой формы произвольной ориентации протекает с заметной скоростью после нагрева выше определенной температуры. Минимальная температура рекристаллизации вычисляется по формуле 15:

$$T_{\text{рек}} = \alpha \cdot T_{\text{пл}}, \quad (15)$$

где  $T_{\text{пл}}$  – температура плавления,  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от чистоты металла. Для металлов технической чистоты  $\alpha = 0,3...0,4$ ; для металлов высокой чистоты  $\alpha = 0,1...0,2$ ; для сплавов со структурой твердых растворов  $\alpha = 0,5...0,8$ . Кроме чистоты кристаллического тела минимальная температура рекристаллизации зависит от степени предшествующей пластической деформации. Чем больше степень деформации, тем больше стремление тела принять более устойчивое состояние. Следовательно, снижается температура начала рекристаллизации;

3) **собирательная рекристаллизация** заключается в росте зерен. Величина зерна после отжига зависит от температуры нагрева, его продолжительности, степени пластической деформации, химического состава сплава, размера зерна до деформации.

Для обеспечения достаточной скорости и полноты рекристаллизационных процессов *на практике применяют температуры выше*, чем минимальная температура рекристаллизации.

Для углеродистых сталей – это температуры 680...700 °С, для высокоуглеродистых легированных сталей – 680...740 °С, выдержка 0,5...1 час при этих температурах и последующее медленное охлаждение. После проведения рекристаллизационного отжига строение металла и его свойства становятся такими, какими были до деформации.

**Цель рекристаллизационного отжига:** снятие наклепа и внутренних напряжений в изделиях, подвергнутых холодному деформированию. Сталь из анизотропного материала становится изотропным материалом. **Холодной деформацией** называют такую деформацию, которую проводят при температурах ниже температуры рекристаллизации.

**Отжиг для снятия внутренних напряжений** проводят при температурах 160...700 °С, затем медленное охлаждение.

**Цель:** уменьшение остаточных напряжений, образовавшихся в стали при ковке, литье, сварке и способных вызвать коробление и разрушение детали.

**Отжиг II рода** заключается в нагреве стали до температур выше критических температур точек линий  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , до получения стабильного аустенита, выдержке и медленном охлаждении вместе с печью. Этот отжиг основан на прохождении фазовых превращений в твердом состоянии и поэтому часто называется фазовой перекристаллизацией, при этом происходит измельчение зерна, устраняются неблагоприятные структуры.

В большинстве случаев отжиг II рода и нормализация являются *подготовительной термической обработкой* к последующим технологическим операциям, либо применяются для исправления некоторых дефектов структуры после предыдущих операций. Часто отжиг II рода и нормализация являются окончательной термической обработкой.

К отжигу II рода относятся: полный, неполный и изотермический отжики.

**Полный отжиг** – нагрев доэвтектоидной стали до температур выше критических точек  $A_{c3}$  (линия GS), на  $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ , выдержка при этой температуре до полной перекристаллизации стали и медленное охлаждение вместе с печью. Образуется мелкое аустенитное зерно, из которого при охлаждении образуется мелкозернистая равноосная феррито-перлитная структура. Заэвтектоидные стали полному отжигу (нагрев выше температур точек линии  $A_{cm}$ ) не подвергаются. При нагреве выше температур линии  $A_{cm}$  и при последующем медленном охлаждении у заэвтектоидной стали избыточный углерод выделяется в виде цементита по границам перлитных зерен. Цементитная сетка становится причиной повышенной хрупкости сталей, для ее устранения применяют нормализацию (рис. 54).

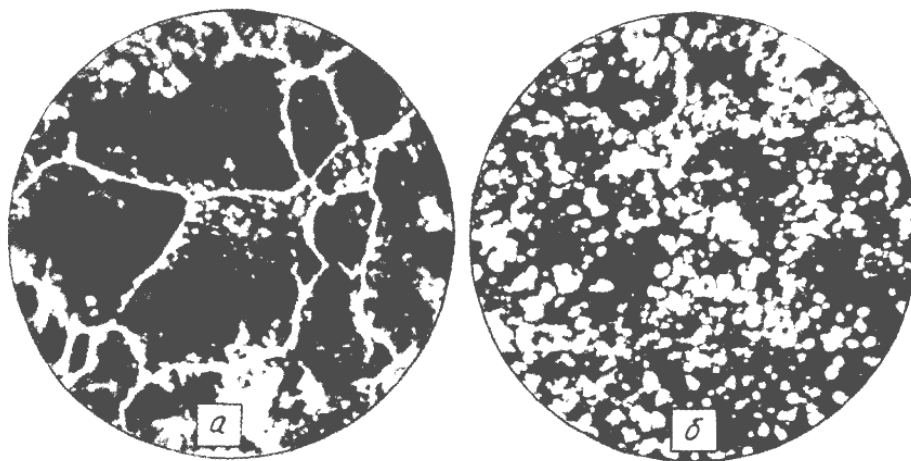


Рис. 54. Микроструктура заэвтектоидной стали с 1,2 % С  
 $a$  – избыточный цементит в виде сетки;  $b$  – зернистый цементит. М500:1

Скорость охлаждения зависит от химического состава стали. Углеродистые стали охлаждают со скоростью  $100...200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , легированные охлаждают со скоростью  $30...100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

**Цель полного отжига:** снятие внутренних напряжений сталей, измельчение зерна, понижение твердости и улучшение обрабатываемости резанием, в результате чего устраняются пороки структуры – видманштеттова структура (игольчатый феррит) и строчечность структуры, и происходит подготовка сталей к последующей термической обработке.

**Неполный отжиг** – нагрев до температур выше критических точек  $A_{c1}$  (линия PSK) на 10...30 °С и медленное охлаждение. У доэвтектоидных сталей при этом протекают процессы неполной перекристаллизации так как избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит. Для доэвтектоидных сталей применяется ограниченно, в основном тогда, когда требуется только снижение твердости для улучшения обрабатываемости резанием.

Неполный отжиг широко применяется для заэвтектоидных углеродистых и легированных сталей.

Охлаждение после нагрева несколько выше температур линии  $A_{c1}$  до температур несколько ниже  $A_{c1}$  позволяет получить зернистую форму перлита вместо пластинчатой.

Частицы цементита, не растворившиеся при нагреве, и микрообъемы с повышенной концентрацией углерода в аустените из-за недостаточно полной его однородности служат центрами кристаллизации для цементита, выделяющихся при последующем охлаждении ниже температур линии  $A_{c1}$  и принимающего, в этом случае зернистую форму. Поэтому такой отжиг называется **сфероидизирующим** или **отжигом на зернистый перлит**.

Регулируя скорость охлаждения можно получать глобулы карбида разных размеров и получать структуры глобулярного перлита от точечного до крупнозернистого. Более мелкозернистый перлит обладает повышенной твердостью.

**Отжигу на зернистый перлит** подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

**Цель:** такая же, как и у полного отжига, для доэвтектоидных сталей применяется в основном для улучшения обрабатываемости резанием.

**Изотермический отжиг** применяют для легированных сталей. Нагрев выше  $A_{c3}$  + (30...50 °С) ускоренное охлаждение до температуры на 30...50 °С ниже  $A_{c1}$  (660...680 °С) + изотермическая выдержка при этой температуре до полного распада аустенита и получения равноосного перлита, дальнейшее охлаждение на воздухе. **Изотермический отжиг** – более стабильный процесс; при его проведении легче поддерживать температуру на заданном уровне, чем регулировать скорость охлаждения при проведении полного отжига.

**Цель:** получить равновесную структуру, улучшить обрабатываемость резанием. Используют для поковок и других заготовок небольших размеров из легированной стали.

**Нормализация – нагрев стали** до температур выше критических точек  $A_{с3}$  (линия GS) для доэвтектоидных,  $A_{сm}$  (линия SE) для заэвтектоидных сталей на 30...50 °С, выдержка до 1 часа и затем **охлаждение на спокойном воздухе**.

**Цель:** та же, как у полного отжига, нормализацию применяют чаще всего в следующих случаях: как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием; для устранения пороков и общего улучшения структуры стали перед закалкой.

Таким образом, **назначение нормализации** как промежуточной операции, аналогично назначению отжига. Так как нормализация выгоднее отжига, то ее следует предпочесть отжигу, если оба эти вида обработки дают одинаковые результаты.

Нормализацию используют и как окончательную термическую обработку средне- и высокоуглеродистых доэвтектоидных сталей, если требования к свойствам этих сталей умеренные и для них не обязательна закалка с высоким отпуском.

Однако нормализация отличается от полного отжига более быстрым охлаждением. Поэтому сталь приобретает повышенную твердость и более мелкое зерно. В результате сталь обладает более высоким значением  $\sigma_B$  и пониженной пластичностью ( $\delta$ ,  $\psi$ ). Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига. В средне- и высоколегированных сталях может образоваться мартенсит (т. е. происходит воздушная закалка). В заэвтектоидных сталях нормализация устраняет грубую цементитную сетку вокруг зерен перлита, которая может образоваться вследствие медленного охлаждения.

Структуры сталей после всех видов отжига и нормализации соответствуют диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C. Доэвтектоидные стали, структура П+Ф. Эвтектоидные стали, структура П. Заэвтектоидные стали, структура П+Ц<sub>ц</sub>. Структурные превращения происходят при непрерывном медленном охлаждении.

#### 6.4. Технология закалки и отпуска сталей

Как было сказано выше, **закалка происходит при больших скоростях охлаждения**. Это сопровождается бездиффузионным процессом превращения аустенита в пересыщенный твердый раствор углерода в тетрагональном Fe<sub>α</sub> – **мартенсит**.

Закалка может быть полной и неполной.

**Полная закалка** – нагрев доэвтектоидных сталей до температур выше критических точек  $A_{c3}$  (линия GS) на 30...50 °С, выдержка при заданных температурах до получения структуры аустенита, а затем резкое охлаждение в закалочных средах.

**Неполная закалка** – применяется для эвтектоидных и заэвтектоидных сталей, нагрев проводится до температур выше критических точек  $A_{c1}$  (линия PSK) на 30...50 °С, выдержка при заданных температурах до получения структуры аустенита в эвтектоидных сталях и в заэвтектоидных сталях –  $A + \text{Ц}_{II}$ , а затем резкое охлаждение в закалочных средах.

Закалка не является окончательной операцией термической обработки, так как, как было указано выше, в результате закалки получается твердая, но хрупкая и напряженная структура мартенсита. Чтобы уменьшить хрупкость и напряжения, вызванные закалкой, и получить требуемые механические свойства, сталь после закалки подвергают отпуску.

Структура после закалки доэвтектоидных и эвтектоидных сталей – мартенсит, также может иметь некоторое количество остаточного аустенита. Если нагрев доэвтектоидных сталей проводить до температур ниже температур линии  $A_{c3}$ , то после охлаждения будет структура мартенсит + нерастворившийся феррит. Твердость и другие механические свойства будут ниже по сравнению с закалкой от температур выше линии  $A_{c3}$ . Структура заэвтектоидных сталей – мартенсит + округлые включения вторичного цементита. Наличие избыточного цементита в структуре полезно, так как при этом повышается твердость стали. При неполной закалке в нагретом состоянии структура заэвтектоидной стали аустенит + вторичный цементит. Твердость заэвтектоидных сталей после полной закалки снижается за счет значительного количества остаточного аустенита в мартенситной структуре. Остаточного аустенита тем больше, чем большее количество углерода переходит в твердый раствор при нагреве стали. При нагреве выше  $A_{cm}$  вторичный цементит растворяется в аустените и это снижает твердость стали после охлаждения. Округлые включения цементита увеличивают твердость, а следовательно, и износостойкость. Наиболее благоприятная структура заэвтектоидных сталей достигается тогда, когда включения вторичного цементита имеют сферическую форму – зернистую структуру. Поэтому закалке заэвтектоидных сталей должен предшествовать сфероидизирующий отжиг. Таким образом, для доэвтектоидных сталей рационально применять полную закалку, а для заэвтектоидных сталей – неполную. Скорость охлаждения определяется видом охлаждающей среды. Критическая скорость определяется по С-образной диаграмме, из которой следует, что быстрое охлаждение необходимо при температуре наименьшей устойчивости аустенита 500...650 °С, с тем чтобы предотвратить превращение аустенита в феррито-цементитную смесь. Ниже 300 °С, наоборот, необходимо медленное охлаждение, так как при быстром охлажде-

нии повышаются внутренние напряжения. Внутренние напряжения при закалке образуются из-за разницы температур по сечению деталей при их охлаждении и различного по времени протекания фазовых превращений в разных участках деталей. Значения скорости охлаждения указаны в таблице 2.

Продолжительность нагрева стали для получения аустенита должна обеспечить прогрев изделия по всему сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна.

Таблица 2

Скорость охлаждения сталей в различных закалочных средах, °C/с

| Закалочная среда                 | Интервал температур, °C |         |
|----------------------------------|-------------------------|---------|
|                                  | 650–550                 | 300–200 |
| Вода, 18 °C                      | 600                     | 270     |
| Вода, 50 °C                      | 100                     | 270     |
| 10%-й раствор NaOH в воде        | 1 200                   | 300     |
| 10%-й раствор NaCl               | 1 100                   | 300     |
| Минеральное масло                | 100–150                 | 20–50   |
| Спокойный воздух                 | 3                       | 1       |
| Полимерная закалочная среда ПК-2 | 300–550                 | 50–100  |
| Полимерная закалочная среда ВП-3 | 300–550                 | 50–100  |

Общая продолжительность нахождения изделий в печи (16):

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{с.п.}} + \tau_{\text{и.в.}}, \quad (16)$$

где  $\tau_{\text{с.п.}}$  – продолжительность сквозного прогрева до температуры закалки, обусловлена химическим составом стали, формой и размерами изделий, их расположением в печи, типом печи; продолжительность изотермической выдержки при температуре закалки, которая не зависит от формы и размера изделия и определяется только химическим составом и исходным состоянием стали.

Разработаны инженерные методы расчета по определению продолжительности нагрева, скорости нагрева, скорости охлаждения, перепада температуры по толщине металла и т.д. Например, для углеродистых сталей рассчитывают:  $\tau_{\text{с.п.}}$  – 1 минута на 1 мм поперечного сечения детали;  $\tau_{\text{и.в.}}$  – 0,2 от  $\tau_{\text{с.п.}}$ .

Немаловажное значение имеют *охлаждающие среды* для закалки.

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления и высоких остаточных напряжений. **Скорость охлаждения** определяется видом охлаждающей среды (табл. 2).

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше  $V_{кр}$ ) в интервале температур  $A_1 - M_n$  (650...500 °С) и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения  $M_n - M_k$  (ниже 300 °С).

Обычно для закалки используют *воду, водные растворы солей и щелочей, масла* и среды, объединенные в группу *полимерных закалочных сред*. Они обеспечивают в перлитном интервале скорость охлаждения, близкую к скорости охлаждения в воде, а в мартенситном интервале – близкую к скорости охлаждения в масле.

При закалке углеродистых и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды широко применяют *воду и водные растворы NaCl или NaOH* комнатной температуры. Применением смесей воды с воздухом, подаваемых через форсунки, можно варьировать скорость охлаждения от соответствующей воздуху до значений, значительно превышающих скорость охлаждения в воде.

Для легированных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют *минеральное масло* (чаще нефтяное). Температуру масла при закалке необходимо поддерживать в пределах 60...90 °С, когда его вязкость минимальна. Для снижения коробления деталей сложной формы при закалке в масле применяют охлаждение в штампах или в специальных приспособлениях.

Немаловажным при закалке является среда нагрева. При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие печной атмосферы с поверхностью изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали. Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания в рабочее пространство печи вводят защитную газовую среду. Например, применяются следующие среды: *эндотермическая атмосфера* (богатая), *экзотермическая атмосфера* (бедная), *диссоциированный аммиак, технический азот*. Также широко применяют *нагрев в вакууме*. Детали машин небольших размеров чаще всего нагревают в *расплавленных солях*.

#### 6.4.1. Прокаливаемость стали

*Прокаливаемостью стали* называется глубина проникновения закаленной зоны. Несквозная прокаливаемость обусловлена тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в сердцевине. У поверхности скорость охлаждения максимальная, а в центре – минимальная. Чем меньше критическая скорость, тем глубже прокаливаемость. За глубину прокаливаемости принимается слой с полумартенситной структурой: 50 % мартенсита и 50 % троостита. Полумартенситная структура во многих случаях не обеспечивает необходимые механические свой-

ства. Поэтому нередко прокаливаемость определяют по глубине проникновения закаленного слоя со структурой 95 % мартенсита и 5 % троостита.

Максимальный диаметр сечения детали, прокаливающегося в данном охладителе насквозь называется **критическим диаметром**. Прокаливаемость является важной характеристикой стали.

При сквозной прокаливаемости по сечению изделия механические свойства одинаковые, при несквозной – в сердцевине имеется снижение прочности, пластичности и вязкости. На прокаливаемость сталей оказывают влияние химический состав и характер закалочной среды. **Легированные стали** имеют значительно более высокую прокаливаемость по сравнению с **углеродистыми сталями**. Прокаливаемость углеродистых сталей зависит от содержания углерода: с понижением его прокаливаемость падает. Прокаливаемость является одним из основных критериев и при выборе марки стали рассматривается наряду с ее механическими свойствами, технологичностью и себестоимостью. В некоторых случаях сквозная прокаливаемость необязательна. Например, если детали работают на кручение и изгиб, возникающие в них напряжения уменьшаются от максимальных на поверхности до нуля в середине.

#### 6.4.2. Закаливаемость стали и способы закалки

Под **закаливаемостью** понимают способность стали приобретать ту или иную твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость. Легирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закаливаемость.

##### **Способы закалки.**

Наиболее простой способ закалки – это **закалка непрерывная (в одном охладителе)**. Нагрев проводится на 30...50 °С выше температуры линии  $A_{с3}$  для доэвтектоидной стали и температуры линии  $A_{с1}$  для эвтектоидной и заэвтектоидной. Охлаждающей средой в зависимости от вида стали чаще всего являются: **вода, масло** и другие среды, позволяющие переохладить аустенит до температуры линии  $M_n$  (рис. 52). Деталь погружается в охлаждающую жидкость и остается там до полного охлаждения. Недостатком этого способа является возникновение значительных внутренних напряжений. Для уменьшения внутренних напряжений применяется закалка в двух средах, при которой деталь сначала охлаждают в воде до 300...400 °С, а затем для окончательного охлаждения переносят в масло. Недостатком этого способа является трудность регулирования выдержки деталей в первой охлаждающей среде. Этого недостатка нет при ступенчатой закалке. Деталь быстро охлаждается погружением в соляную ванну с температурой превышающей на 30...50 °С температуру мартенситного

превращения данной стали  $M_n$ , выдерживается при этой температуре до достижения одинаковой температуры по всему сечению, после чего охлаждается на воздухе. *Применяется* такой вид закалки в сочетании с отпуском для получения высокой твердости, износостойкости, а также для получения высокого комплекса механических свойств. *Недостатком* является возникновение значительных внутренних напряжений и ограничение размеров деталей.

**Прерывистая закалка (в двух средах).** Нагрев проводится на  $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше температуры линии  $A_{c3}$  для доэвтектоидной стали и температуры линии  $A_{c1}$  для эвтектоидной и заэвтектоидной. Сначала быстрое охлаждение в *воде* до температуры несколько выше линии  $M_n$  ( $300...400\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) с последующим более медленным охлаждением в *масле*. В результате охлаждения во второй среде уменьшаются внутренние напряжения и деформации, которые возникли бы при быстром охлаждении в одной среде (воде). *Применяется* для уменьшения внутренних напряжений, *недостатком* этого способа закалки является трудность регулирования выдержки деталей в первой охлаждающей среде.

**Ступенчатая закалка.** Нагрев проводится на  $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше температур линии  $A_{c3}$  для доэвтектоидной стали и температур линии  $A_{c1}$  для эвтектоидной и заэвтектоидной сталей. Деталь быстро охлаждается погружением в *соляную ванну* с температурой на  $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше температуры мартенситного превращения данной стали. *Выдержка в расплавленных солях* должна обеспечить выравнивание температуры по сечению изделий, но не вызывать распада аустенита. Окончательное охлаждение – *на воздухе*. Мартенситное превращение происходит при медленном охлаждении на воздухе, что резко снижает внутренние напряжения и возможность коробления деталей. *Недостатком* этого способа является ограничение размера деталей. *Применяется* для закалки мелкого инструмента из углеродистой стали, более крупного из легированной стали.

**Изотермическая закалка.** Нагрев проводится на  $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше температур линии  $A_{c3}$  для доэвтектоидной стали и температур линии  $A_{c1}$  для эвтектоидной и заэвтектоидной сталей. При изотермической закалке сталь выдерживается в ваннах до окончания изотермического превращения аустенита. Температура соляной ванны составляет  $250...350\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Получается структура *бейнита* с твердостью HRC45...55 при сохранении повышенной пластичности и вязкости. Для уменьшения количества остаточного аустенита в структуре применяют *обработку холодом*. Она состоит в охлаждении ниже  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  до температур конца мартенситного превращения  $M_k$  в *смесьх сухого льда со спиртом*. Обработка холодом проводится сразу же после закалки.

**Закалка с самоотпуском.** Применяется для деталей, в которых должны сочетаться высокие твердость и вязкость. Охлаждение производится *в*

*воде (масле) в течение времени*, достаточного для прокаливания изделий на определенную глубину, *с последующим охлаждением на воздухе*. За счет тепла внутренних участков происходит нагрев поверхностных слоев до нужной температуры, т.е. происходит **самоотпуск**.

Достаточно широко распространена электротермическая обработка. Применяют электротермическую обработку – термическую обработку, при которой нагрев осуществляется с использованием электрической энергии (индукционным, контактным или другим методом), что позволяет применять большие скорости нагрева, а также нагревать отдельные части деталей и их поверхности с целью повышения прочности, твердости, долговечности металлов и сплавов. Одним из видов электротермической обработки является поверхностная закалка.

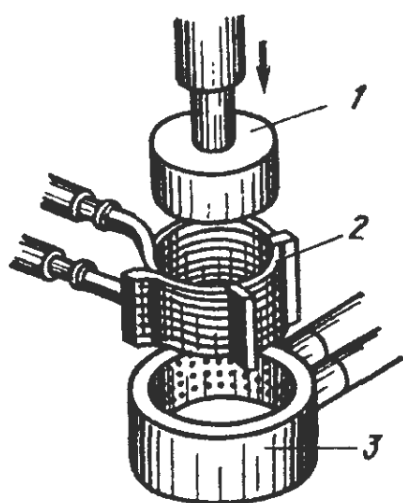


Рис. 55. Поверхностная закалка с нагревом токами высокой частоты:

1 – закаливаемая деталь;  
2 – индуктор; 3 – охладитель

**Поверхностная закалка** состоит в нагреве поверхностного слоя стали выше температур линии  $A_{c3}$  с последующим охлаждением для получения высокой твердости и прочности в поверхностном слое детали в сочетании с вязкой сердцевиной. **Нагрев под закалку производят токами высокой частоты (ТВЧ)** (рис. 55). После нагрева в индукторе деталь охлаждают с помощью специального охлаждающего устройства. Через имеющиеся в нем отверстия на поверхность детали разбрызгивается охлаждающая жидкость. Для поверхностной закалки может использоваться нагрев лазером. **Лазерная обработка** поверхности стальных и чугуновых деталей существенно увеличивает их износостойкость, предел выносливости при изгибе и предел контактной выносливости. Лазерная обработка – перспективный метод поверхностного упрочнения изделий сложной формы, работающих в условиях усталостного нагружения.

#### 6.4.3. Отпуск закаленных сталей

**Отпуск** – окончательный процесс термической обработки, заключающийся в нагреве и выдержке закаленных сталей при температурах ниже критических точек линии  $A_{c1}$  с последующим охлаждением на воздухе, при котором формируется окончательная структура стали. Отпуск – **обязательная операция после закалки**.

**Цель отпуска** – получение более равновесных структур мартенсита отпуска, троостита, сорбита из неравновесной структуры мартенсита за-

калки, снятие внутренних напряжений, уменьшение хрупкости, повышение пластичности.

Отпуск бывает низкий, средний, высокий.

**Низкий отпуск** – нагрев закаленной стали до 150...300 °С, выдержка при этой температуре и охлаждение на спокойном воздухе.

**Цель** – уменьшить внутренние напряжения в деталях после закалки, понизить хрупкость мартенсита при сохранении высокой твердости и износостойкости стали. **Применяется** низкий отпуск для деталей, которые должны обладать большой твердостью, износостойкостью и не подвергаться ударным нагрузкам (калибры, режущий и мерительный инструмент, детали топливной аппаратуры и др.). **Структура** стали – **мартенсит отпуска** (или отпущенный мартенсит) – насыщенный твердый раствор углерода в тетрагональном Fe<sub>α</sub>.

**Средний отпуск** – нагрев закаленной стали до 300...500 °С, выдержка при этой температуре и охлаждение на спокойном воздухе.

**Цель** – уменьшить внутренние напряжения в деталях после закалки, снизить твердость, повысить пластичность и упругость сталей. **Применяется** средний отпуск для деталей, которые должны обладать средней твердостью, иметь сравнительно высокие прочностные и упругие характеристики (пружины, рессоры, штампы, ударный инструмент и др.). **Структура** стали – **троостит отпуска** обеспечивающий высокие пределы прочности, упругости и выносливости, а также улучшение сопротивляемости действию ударных нагрузок.

**Высокий отпуск** – нагрев закаленной стали до 500...650 °С, выдержка при этой температуре и охлаждение на спокойном воздухе.

**Цель** – достижение оптимального сочетания прочностных, пластических и вязких свойств. **Применяется** высокий отпуск для конструкционных сталей, детали из которых подвергаются воздействию высоких напряжений и ударным нагрузкам. (коленчатые валы, шатуны, штоки). **Структура** стали – **сорбит отпуска с зернистым цементитом**.

**Троостит** и **сорбит отпуска** (как было указано ранее) – механические смеси феррита и цементита, отличающиеся степенью дисперсности. Более высокую дисперсность имеет троостит.

Термическая обработка, состоящая из **закалки с высоким отпуском**, улучшающая комплекс механических свойств, является основным видом термической обработки конструкционных сталей, называется **улучше-**

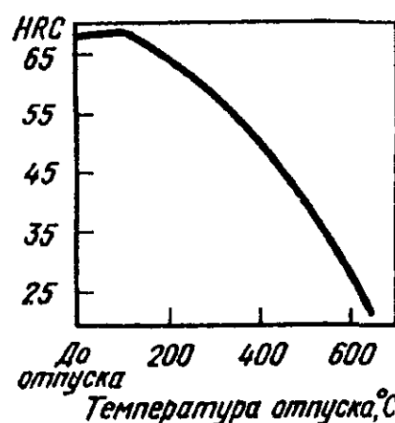


Рис. 56. Зависимость твердости закаленной эвтектоидной углеродистой стали от температуры отпуска

ем.

Температуру отпуска выбирают в зависимости от заданной твердости. Изменение твердости при отпуске закаленной углеродистой стали, содержащей 0,8 % С, показано на рисунке 56.

**Вязкость сталей**, особенно легированных, зависит от режима отпуска. При определенных температурах и медленном охлаждении в сталях может появиться **отпускная хрупкость**. Различают отпускную хрупкость I и II рода.

**Отпускная хрупкость I рода (необратимая)** наблюдается при отпуске углеродистых и легированных сталей при температуре  $\approx 300$  °С. **Причина** – неравномерность распада мартенсита по границам и внутри зерна при отпуске. При повышении температуры отпуска или увеличении продолжительности нагрева структура по сечению зерна выравнивается, и отпускная хрупкость I рода устраняется. Повторный отпуск при температурах  $\approx 300$  °С не приводит к отпускной хрупкости.

**Отпускная хрупкость II рода (обратимая)** наблюдается при медленном охлаждении после отпуска при температурах 450...550 °С. Этот вид хрупкости обратим, так как при повторном нагреве, но быстром охлаждении при этой же температуре он исчезает. При медленном охлаждении по границам зерен успевают выделиться мелкие карбиды, фосфиды, нитриды, которые приводят к охрупчиванию сталей. При быстром охлаждении эти частицы не выделяются. Этот вид хрупкости характерен для легированных сталей. Мерами борьбы с отпускной хрупкостью II рода являются охлаждение после отпуска не на воздухе, а в масле, а для крупных деталей – даже в воде.

#### 6.4.4. Мартенситное старение сталей

Упрочнение сталей достигается совмещением двух механизмов упрочнения: мартенситного превращения, сопровождающегося фазовым наклепом, и **старения мартенсита**.

Высокопрочные мартенситно-стареющие стали характеризуются **высокими** значениями **прочности** ( $\sigma_b \geq 2000$  МПа) в сочетании с высокой **вязкостью** и **пластичностью** ( $\psi \geq 50$  %,  $KCU \geq 5$  МДж/м<sup>2</sup>). Опасность хрупких разрушений уменьшается благодаря минимальному содержанию углерода (не более 0,03 %). Основным легирующим элементом является никель, содержание которого составляет 17...26 %. Для более эффективного протекания процесса старения мартенсита стали дополнительно легируют титаном, алюминием, молибденом, ниобием, а также кобальтом.

Широкое распространение имеет сталь 03Н18К9М5Т, содержащая: не более 0,03 % С, 17...19 % Ni, 7...9 % Со, 4...6 % Мо, 0,5 % Ti.

Сталь 03Н18К9М5Т подвергают закалке на воздухе при 800...850 °С. После закалки сталь имеет структуру безуглеродистого мартенсита. В закаленном состоянии сталь хорошо обрабатывается давлением, резанием и хорошо сваривается.

Мартенситно-стареющая сталь получает основное упрочнение при старении, т.е. отпуске при 450...500 °С. **Упрочнение при старении** связано с выделением из мартенсита дисперсных частиц интерметаллидов типа  $\text{Ni}_3$ ,  $\text{NiTi}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ,  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ . Если интерметаллидные фазы находятся на стадии предвыделения, когда они еще когерентно связаны с твердым раствором и имеют очень малые размеры, то в этом случае достигается наибольшее упрочнение. Легирование кобальтом **увеличивает эффект старения**. При высокой прочности сталь сохраняет высокое сопротивление хрупкому разрушению.

Мартенситно-стареющие стали применяют в самолетостроении, ракетостроении, т.е. в тех отраслях, в которых важна удельная прочность, а также в криогенной технике, где они нашли применение благодаря высокой пластичности и вязкости при низких температурах.

## Тема 7. ОСНОВЫ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ (ХТО) И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ (ТМО)

### 7.1. Сущность и основы ХТО

Развитие машиностроения, ядерной энергетики, химической промышленности, кораблестроения предъявляет весьма жесткие требования к деталям механизмов и корпусных конструкций: их сопротивляемости износу и контактными нагрузкам, коррозионной стойкости в различных агрессивных средах (в том числе и морской воде), жаропрочности, жаростойкости. Разрушение деталей механизмов и корпусных конструкций часто начинается с поверхности.

Одним из основных методов упрочнения и улучшения свойств сталей является *химико-термическая обработка*.

Под *химико-термической обработкой* понимается процесс, сочетающий в себе, поверхностное насыщение стали различными элементами путем их диффузии из внешней среды при высокой температуре и термическую обработку, в результате которых происходит изменение химического состава, микроструктуры и свойств поверхностных слоев деталей. Таким образом, **химико-термическая обработка** – это технологический процесс поверхностного насыщения стали элементами в атомарном состоянии с целью изменения структуры и свойств поверхностных слоев металла.

*Целью химико-термической обработки* является поверхностное упрочнение металлов и сплавов при нормальной и повышенной температурах, устойчивость против коррозии, износостойкость, жаростойкость поверхностных слоев металла. В результате такой обработки происходят изменения химического состава, микроструктуры и свойств поверхностных слоев деталей.

Насыщение поверхностного слоя происходит при нагреве детали до определенной температуры в среде, легко выделяющей насыщающий элемент в активном состоянии, и выдержке при этой температуре. Среда, выделяющие насыщенный элемент, могут быть газообразными, жидкими и твердыми.

Различают *три стадии процесса* химико-термической обработки.

1. *Диссоциация* – образование активных диффундирующих элементов в активном атомарном состоянии в результате разложения исходных веществ. Например, диссоциация окиси углерода  $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$  или аммиака  $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{H}_2 + 2\text{N}$ ; степень распада молекул газа (в %) называют **степенью диссоциации**.

2. *Абсорбция* – захват атомов диффундирующих элементов поверхностью детали, подвергаемой химико-термической обработке. С повышени-

ем температуры абсорбционная способность металлов увеличивается. Развитию процесса абсорбции способствует возможность диффундирующего элемента образовывать с основным металлом твердые растворы или химические соединения.

В результате абсорбции меняется химический состав поверхностного слоя, при этом создается градиент концентраций насыщающего элемента в поверхностных и нижележащих слоях.

3. **Диффузия** – проникновение насыщающего элемента в глубь металла на определенную глубину.

Скорость диффузии при проникновении диффузионных атомов в решетку растворителя будет выше, если образуются твердые растворы внедрения (C, N), и значительно ниже, если образуются твердые растворы замещения (Al, Cr, Si).

Поверхностный слой детали, отличающийся от исходного материала по химическому составу, называется диффузионным слоем. Материал для детали под диффузионным слоем с не изменившимся химическим составом, называют **сердцевиной**.

Толщина диффузионного слоя зависит от температуры нагрева, продолжительности выдержки при насыщении и концентрации диффундирующего элемента на поверхности. Границы зерен являются участками, где диффузионные процессы облегчаются из-за наличия большого числа дефектов кристаллического строения.

**Преимущества химико-термической обработки**, благодаря которым она получила широкое применение во всех отраслях промышленности, заключаются в следующем: изменяя химический состав стали, можно получить в поверхностном слое особые свойства (устойчивость против коррозии, износостойкость, жаростойкость, высокую твердость); форма детали при этом не имеет значения. **Недостаток** – низкая производительность по сравнению с другими технологическими процессами поверхностного упрочнения.

## 7.2. Виды и цели ХТО

Среди видов ХТО следует выделить: цементацию, азотирование, цианирование и диффузионную металлизацию.

**Цементация** – технологический процесс диффузионного насыщения поверхности стальной детали **углеродом**.

**Цель:** повышение твердости, прочности и износостойкости поверхностного слоя металла, с сохранением вязкой сердцевины.

Цементации обычно подвергаются углеродистые и легированные стали, содержащие 0,08...0,25% углерода с ферритно-перлитной структурой. Цементацию (насыщение поверхностного слоя углеродом)

проводят при температуре выше линии  $A_{с3}$ , ( $910...930\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) в течение длительного времени, которое рассчитывается исходя из заданной глубины цементированного слоя. Глубина цементированного слоя обычно составляет  $0,5...2,0\text{ мм}$ . Для достижения высокой твердости поверхности и вязкой сердцевины после цементации всегда проводят закалку с низким отпуском.

Во многих случаях цементации подвергается только часть детали, тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем меди ( $20...40\text{ мкм}$ ) или изолируют специальными обмазками.

Различают два основных вида цементации: в твердой и газовой средах, содержащих углерод, которые называются **карбюризатором**. Газовая цементация имеет ряд **преимуществ** по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе, поэтому она применяется более широко на заводах с массовым изготовлением цементованных деталей.

После цементации характерно неравномерное распределение углерода по сечению детали. Полученный в результате цементации наружный слой содержит более  $0,8\text{ \% C}$  ( $1,0...1,1\text{ \% C}$ ) и имеет структуру заэвтектоидных сталей. Глубже лежит слой эвтектоидного состава ( $0,8\text{ \% C}$ ) с перлитной структурой, а далее – слой с феррито-перлитной структурой ( $< 0,8\text{ \% C}$ ) (рисунок 57). За эффективную толщину цементованного слоя принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной зон. После цементации из-за длительной выдержки при высоких температурах сталь становится крупнозернистой.

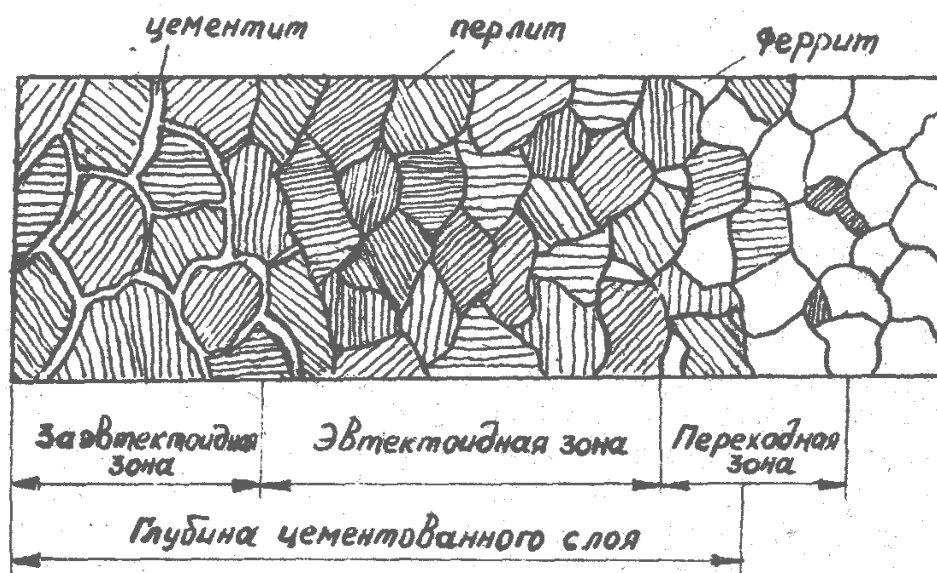


Рис. 57. Микроструктура цементованного слоя

В большинстве случаев, особенно при обработке наследственно мелкозернистых сталей применяют закалку при  $820...850^{\circ}\text{C}$ . Заключительной термической обработкой цементованных деталей является

низкий отпуск при 160...180 °С. При закалке высоколегированных сталей в структуре цементованного слоя сохраняется большое количество остаточного аустенита, снижающего твердость. Поэтому такие стали после закалки обрабатывают холодом, что способствует переводу части остаточного аустенита в мартенсит.

**Целью термической обработки после цементации** является упрочнение поверхности с одновременным измельчением зерна и получением вязкой сердцевины. После термообработки поверхностный (заэвтектоидный) слой имеет структуру отпускаемого мартенсита с включениями глобулярных карбидов (HRC59...62). Твердость цементованного слоя сохраняется до 200...225 °С, так как при этих температурах происходит дополнительный отпуск, что приводит к снижению твердости. Структура сердцевины определяется химическим составом стали, твердость сердцевины для различных сталей составляет HRC20...40 (рис. 57). При цементации углеродистой стали сердцевина имеет феррито-перлитную структуру. Легированная сталь получает в сердцевине структуру сорбита с высоким значением ударной вязкости.

Цементации подвергают, как правило, зубчатые колеса, валы, поршневые пальцы, распределительные валы двигателей внутреннего сгорания, кулачки, червяки и другие детали.

**Азотирование** – технологический процесс диффузионного насыщения поверхности стальной детали азотом.

**Цель:** получение в поверхностном слое высокой твердости, износостойкости, повышенной усталостной прочности, коррозионной стойкости в водной среде, в паровоздушной и влажной атмосфере. Твердость азотированного слоя стали выше, чем цементованного и сохраняется до 450...550 °С, так как твердость придают нитриды, на которые не влияет такая температура. Процесс азотирования, как правило, проходит при температурах 500...600 °С в среде аммиака ( $\text{NH}_3$ ) в течение до 60 ч. Толщина слоя обычно 0,3...0,6 мм.

Высокую твердость азотированному слою придают нитриды легирующих элементов, прежде всего, хрома, молибдена, алюминия. При совместном легировании этими элементами твердость азотированного слоя по Виккерсу достигает 1200HV, в то время как после цементации и закалки твердость достигает 900HV. Поэтому благодаря высокой твердости нитридов легирующих элементов азотированию подвергают легированные среднеуглеродистые стали. К таким сталям относятся 38Х2МЮА, 35ХМА, более дешевая 38Х2Ю6, а также некоторые штамповые стали, например, 3Х2В8, 5ХНМ. Азотированию обычно подвергают готовые изделия, прошедшие механическую и окончательную термическую обработку, закалку с высоким отпуском 600...675 °С, температура которой выше температуры азотирования. После такой термической обработки сталь

приобретает структуру сорбита, (рис. 58) имеющую высокую прочность и вязкость. Эта структура сохраняется в сердцевине детали и после азотирования. Высокая прочность сердцевины необходима для того, чтобы тонкий и хрупкий азотированный слой не продавливался при эксплуатации детали. Высокая твердость азотированного слоя достигается сразу и не требует последующей термической обработки.

Защита участков деталей, не подлежащих азотированию, проводится нанесением тонкого слоя (10...15 мкм) олова или жидкого стекла.

По сравнению с цементацией азотирование имеет ряд преимуществ и недостатков. **Преимуществами** являются более высокая твердость и износостойкость поверхностного слоя, сохранение высоких свойств до 500°C и высокие коррозионные свойства. Также повышенная усталостная прочность за счет остаточных напряжений сжатия, которые создаются в азотированном слое.

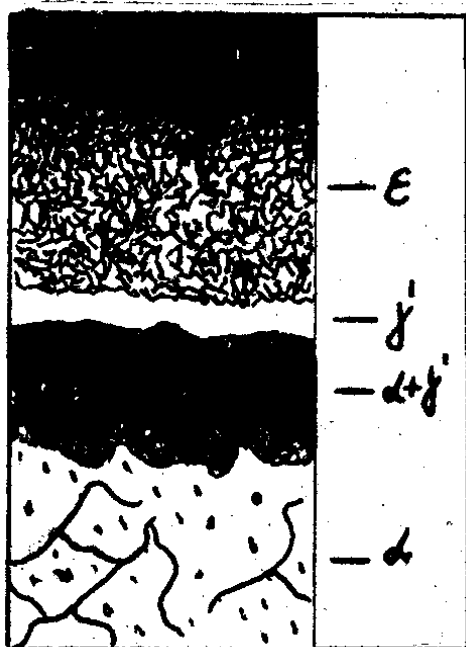


Рис. 58. Микроструктура азотированного слоя:

- 1)  $\epsilon$ -фаза – химическое соединение (нитрид железа)  $\text{Fe}_2\text{N}$ ;
- 2)  $\gamma'$ -фаза – химическое соединение (нитрид железа)  $\text{Fe}_4\text{N}$ ;
- 3) комбинация из  $\gamma' + \alpha$ -фазы (эвтектоид).  
Здесь  $\alpha$ -фаза – твердый раствор азота в  $\text{Fe}_\alpha$  или азотистый феррит;
- 4)  $\alpha$ -фаза или азотистый феррит (твердый раствор азота в железе);
- 5) сердцевина имеет исходную структуру азотируемой стали, сорбит отпуска.

Азотированию подвергают детали, которым предстоит работать в условиях циклического нагружения и повышенной износостойкости. Этим условиям должны отвечать коленчатые валы, гильзы цилиндров двигателей внутреннего сгорания, червяки редукторов и другие детали механизмов и машин.

К **недостаткам** по сравнению с цементацией относятся более высокая длительность процесса и необходимость применения дорогостоящих легированных сталей.

**Цианирование** – технологический процесс одновременного диффузионного насыщения поверхности стальной детали углеродом и азотом.

**Цель:** повышение твердости, износостойкости, коррозионной стойкости поверхностного слоя детали.

Состав и свойства цианированного слоя зависят от температуры проведения процесса.

Цианирование бывает:

– **высокотемпературное** (820...950 °С), когда поверхность металла насыщена больше углеродом и меньше азотом;

После высокотемпературного цианирования на глубину 0,6...1,8 мм детали подвергают закалке и низкому отпуску. Твердость после термообработки составляет 59...62HRC. По сравнению с цементованным цианированный слой имеет более высокую твердость, износостойкость и высокую коррозионную стойкость.

– **низкотемпературное** (500...600 °С), когда поверхность металла насыщена больше азотом, чем углеродом. Низкотемпературному цианированию обычно подвергают окончательно изготовленный и заточенный режущий инструмент из быстрорежущих марок сталей с целью повышения его износостойкости и красностойкости. Глубина цианированного слоя 0,01...0,04 мм с твердостью по Виккерсу 1000HV.

### 7.3. Виды и цели диффузионной металлизации

**Диффузионной металлизацией** называется технологический процесс диффузионного насыщения поверхностных слоев стали различными металлами для изменения его химического состава и структуры. Детали, поверхность которых насыщена алюминием, хромом, кремнием, бором, приобретают ряд ценных свойств, например, жаростойкость, коррозионную стойкость, повышенную износостойкость и твердость.

**Металлизация** бывает твердая, жидкостная и газовая. При диффузионной металлизации в твердых средах применяют порошкообразные смеси, состоящие обычно из ферросплавов с добавлением хлористого аммония ( $\text{NH}_4\text{Cl}$ ) в количестве 0,5...5,0 %.

**Жидкостная диффузионная металлизация** осуществляется погружением детали в расплавленный металл (цинк, алюминий).

При **газовом способе насыщения** применяют летучие хлористые соединения металлов ( $\text{AlCl}_3$ ,  $\text{CrCl}_2$ ,  $\text{SiCl}_4$ ), образующиеся при взаимодействии хлора с металлами при высоких температурах. Хлориды диссоциируют на поверхность железа и, выделяющийся в атомарном состоянии металл, диффундирует в железо.

Диффузия металлов в железе идет медленнее, чем углерода и азота, так как углерод и азот образуют с железом твердые растворы внедрения, а металлы – твердые растворы замещения. Диффузионные слои при металлизации получаются в десятки раз более тонкими. Поверхностное насыщение стали металлами проводится при температурах 900...1200 °С.

Наиболее часто применяемые виды диффузионной металлизации: хромирование, алитирование, борирование, титанирование и др.

**Хромирование** – процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали хромом.

**Цель** – повышение коррозионной стойкости против газовой коррозии до 800 °С (жаростойкость или окалиностойкость), а также стойкость против коррозии в пресной воде, морской воде и азотной кислоте, получение высоких твердости и износостойкости. Поверхностный слой хромированной стали имеет твердость HV1200...1300.

Хромирование используют для деталей паросилового оборудования, пароводяной арматуры, клапанов, вентилях, патрубков, а также деталей, работающих на износ в агрессивных средах.

Процесс проводят в твердой, жидкой и газовой средах при температуре 900...1100 °С в течение 5...20 час. Толщина хромированного слоя 0,1...0,3 мм. Чем больше углерода в стали, тем меньше толщина слоя.

**Алитирование** – процесс насыщения поверхности стали алюминием.

**Цель** – получение высокой жаростойкости (до 850...900 °С) поверхностей стальных деталей и коррозионной стойкости в атмосфере и в морской воде. Процесс проводят в порошкообразных смесях, ваннах с расплавленным алюминием при температуре 700...800 °С в течение 45...90 мин. и напылением с последующим диффузионным отжигом при 900...1000 °С. Толщина алитированного слоя 0,2...1,0 мм, структура – твердый раствор алюминия в  $\alpha$ -железе. Твердость алитированного слоя до HV500, но низкая износостойкость.

Алитированию подвергают многие детали газовых турбин и двигателей внутреннего сгорания (ДВС) – выхлопные клапаны, газоотводы, лопатки турбин, чехлы термпар, детали разливочных ковшей и другие детали, работающие при высоких температурах

**Силицирование** – процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали и чугуна кремнием.

**Цель** – повышение коррозионной стойкости в агрессивных средах и жаростойкости поверхности стальных деталей, а также резкое повышение жаростойкости молибдена и некоторых других металлов и их сплавов. Процесс проводят в порошкообразных смесях, состоящих из 60 % ферросилиция, 30 % окиси алюминия и 10 % хлористого аммония, и в газовой среде во вращающихся ретортах при разложении хлорида кремния при температуре 950...1050 °С с выдержкой 2...5 часов. Толщина слоя 0,5...1,0 мм, поверхность с трудом обрабатывается резанием. Силицированию подвергают рубашки цилиндров ДВС, патрубки охлаждающих систем, детали насосов и арматуры систем агрессивных жидкостей.

**Титанирование** – процесс диффузионного насыщения поверхности стальных изделий титаном.

**Цель** – повысить коррозионную стойкость и кислотостойкость. Процесс осуществляется в вакуумных печах или среде нейтральных газов (аргон и др.) при температуре 950...1000 °С. Глубина диффузионного слоя составляет 0,1...0,3 мм. Применяют жидкое и газовое титанирование. Сочетание твердости и коррозионной стойкости поверхностного слоя с вязким подслоем диффузионной зоны существенно повышает механические свойства стальных изделий, что весьма важно для эксплуатационной долговечности корабельных механизмов, работающих в морской воде.

**Борирование** – процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали бором при нагревании.

**Цель** – получение высокой твердости, HV1800...2000, повышение абразивного износа, коррозионной стойкости, теплостойкости и жаростойкости (до 800 °С) стальных изделий.

Применяют два вида борирования: электролизное и газовое.

При **электролизном борировании** в тигель с расплавленной бурой (950°С) помещают графитовый стержень (анод) и обрабатываемую деталь (катод). Бура разлагается, образуя атомарный бор, диффундирующий в поверхность обрабатываемой детали.

**Газовое борирование** осуществляется при 850...900 °С в газовой смеси, состоящей из диборана  $B_2H_6$  и водорода. Толщина слоя не превышает 0,3 мм. Недостаток процесса – высокая хрупкость. Борированию подвергают сильно изношенные детали.

#### 7.4. Термомеханическая обработка

**Термомеханическая обработка** (ТМО) – это сочетание пластической деформации стали, нагретой до аустенитного состояния, с ее закалкой и последующим низким отпускком. ТМО относится к числу наиболее эффективных способов повышения сопротивления высокопрочных сталей хрупкому разрушению.

В зависимости от температуры, при которой проводится деформация, различают высокотемпературную (ВТМО) и низкотемпературную (НТМО) термомеханическую обработку (рис. 59). При ВТМО пластическая деформация проводится в области аустенита при температуре выше температур линии  $A_{C3}$ , а при НТМО – при температурах 350...500 °С.

Пластическая деформация приводит к дроблению зерен и образованию структуры с высокой плотностью дислокаций. Чем мельче зерна исходного деформированного аустенита, тем более дисперсной будет структура образующегося мартенсита.

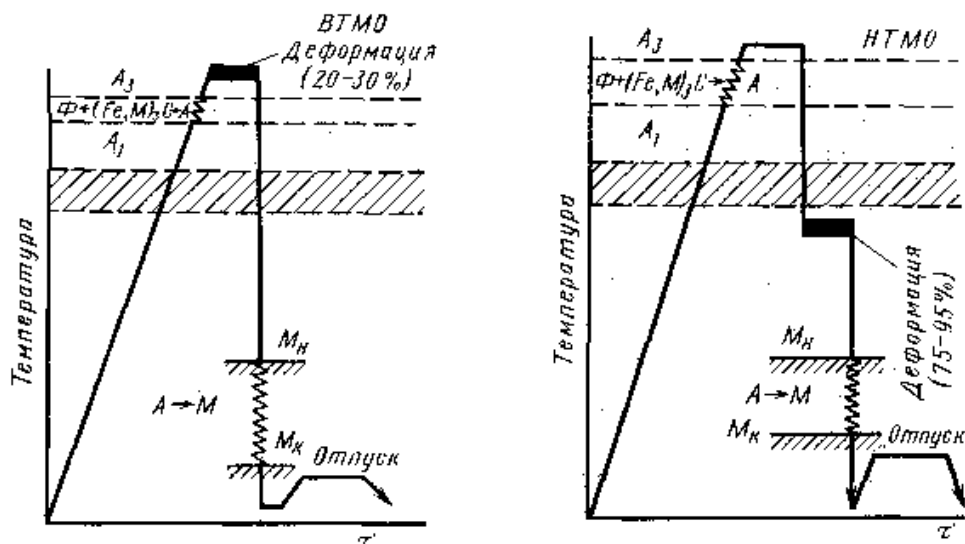


Рис. 59. Термомеханическая обработка

По сравнению с обычной термообработкой ТМО повышает прочность стали на 20...30 % при одновременном увеличении пластичности и вязкости. Возрастает сопротивление усталости, уменьшается склонность к образованию трещин и снижается порог хладноломкости.

НТМО обычно применяется для конструкционных легированных сталей с широким временным интервалом устойчивости аустенита ниже температуры рекристаллизации.

Преимуществом ВТМО перед НТМО является то, что пластическая деформация проводится при высоких температурах, не требующих больших удельных давлений и более мощного оборудования для деформации. При ВТМО деформируют сталь методами прокатки, ковкой и штамповкой. ВТМО более технологична, ее можно применять для изготовления деталей большого сечения и сложной конфигурации. Процесс ВТМО применяют для повышения прочностных и пластических свойств листового и сортового проката из конструкционных сталей. Пластическая деформация аустенита осуществляется на прокатных станах.

В результате ВТМО в конструкционных сталях достигается временное сопротивление  $\sigma_v = 1800...2200$  МПа, относительное удлинение  $\delta = 8...12$  %, ударная вязкость  $50...90$  Дж/см<sup>2</sup>, в 2 раза и более может быть повышена циклическая прочность и другие характеристики стали.

Дополнительное измельчение зерна и повышение однородности структуры достигается при введении промежуточной нормализации.

ВТМО коррозионностойких аустенитных сталей типа 08X18H10T даже при охлаждении проката на воздухе позволяет повысить предел текучести до 500 МПа при относительном удлинении около 50 %.

Термомеханическая обработка применяется для повышения свойств инструментальных и мартенситностареющих сталей, а также некоторых титановых сплавов.

**Высокотемпературная** термомеханическая обработка (ВТМО – деформация на 20...30 % при температурах выше  $A_{c3} \approx 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) обеспечивает высокую прочность ( $\sigma_B = 2200...2600\text{ МПа}$ ); пластичность ( $\delta = 7...8\text{ %}$ ) и вязкость выше чем после НТМО, ниже температура хладноломкости. Усилия деформации ниже, чем при НТМО.

**Низкотемпературная** термомеханическая обработка (НТМО – деформация на 75...95 % при температурах ниже  $A_{c1} \approx 400...600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) обеспечивает высокую прочность ( $\sigma_B = 2800...3300\text{ МПа}$ ), ниже пластичность ( $\delta = 5...7\text{ %}$ ), применяют только для легированных сталей.

## 7.5. Обработка холодом

Для перевода остаточного аустенита в мартенсит производят чаще всего **обработку холодом** при температуре ( $-80^{\circ}\text{C}$ ) и однократный отпуск после обработки холодом (рис. 60).

Такой вид обработки применяют чаще всего к высоколегированным сталям, у которых высокое содержание карбидообразующих элементов, таких как V, Mo, W, Cr и др., что приводит к сохранению большого количества аустенита в структуре стали после закалки. Это связано с тем, что перечисленные легирующие элементы снижают температуру начала мартенситного превращения ( $M_n$ ) на С-образной диаграмме до отрицательных температур. Примером таких сталей служат быстрорежущие инструментальные стали.

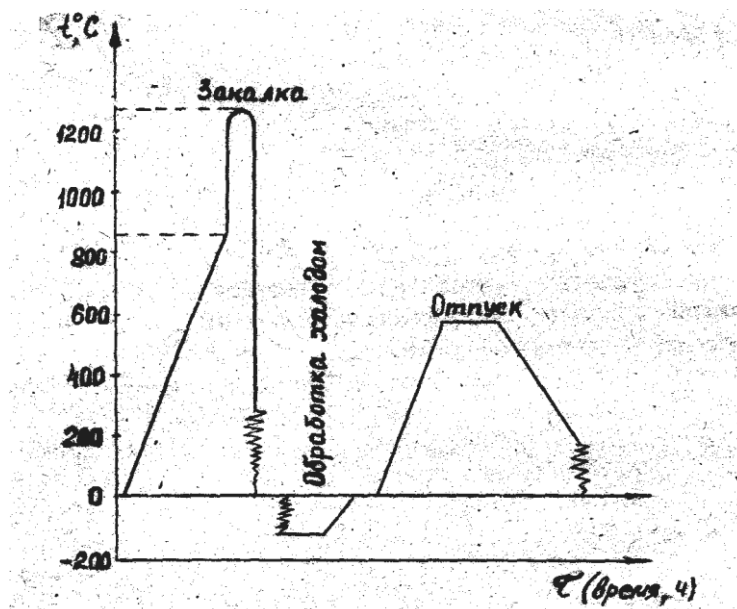


Рис. 60. Обработка холодом

**Термоциклирование.** Размер конечного зерна стали зависит от различных факторов: химического состава стали, исходной микроструктуры, скорости нагрева в интервале превращения,

максимальной температуры нагрева, времени выдержки выше  $A_{с3}$  и числа циклов быстрый нагрев – охлаждение.

Многократные циклы фазового перехода при нагреве и охлаждении позволяют измельчить аустенитное зерно до размера (средний диаметр 3...5 мкм). После термоциклирования стали по сравнению со сталями, прошедшими обычную термообработку, имеют значительно более высокие прочностные свойства при одновременном снижении порога хладноломкости, пластичность и ударная вязкость при этом не снижаются.

## Тема 8. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

В ядерной энергетике широко применяются различные низко-, средне- и высоколегированные стали. Из них изготавливают оболочки ТВЭлов, трубы I и II контуров, пароперегреватели, теплообменники, корпуса и другие детали ядерных реакторов. На сегодняшний день легированные стали рассматриваются в качестве основного конструкционного материала в ядерной энергетике.

Учитывая сложные условия эксплуатации, к конструкционным материалам в ядерной энергетике предъявляют повышенные требования.

Цели легирования:

- получение более высокого комплекса механических свойств;
- получение специальных свойств, которые невозможно получить в углеродистых сталях.

### 8.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа

*Легированной* называется сталь, в состав которой входят легирующие элементы, заметно изменяющие ее структуру и свойства.

Элементы, специально вводимые в сталь в определенных количествах с целью изменения ее строения и свойств, называются *легирующими элементами*. К основным легирующим элементам относятся: Cr, Si, Al, Ni, Cu, Mn, V, W, Co и др. Часто сталь легируют не одним, а несколькими элементами.

При взаимодействии с железом легирующие элементы могут образовывать:

- легированный феррит – твердый раствор углерода и легирующих элементов в  $Fe_\alpha$ ; при этом прочность и твердость феррита повышается, а ударная вязкость снижается, не снижают значение ударной вязкости только Si, Mn, Ni;

- легированный аустенит – твердый раствор углерода и легирующих элементов в  $Fe_\gamma$ ;

- легированный цементит – сложные карбиды, содержащие железо, легирующие элементы и углерод.

Все легирующие элементы, которые образуют твердые растворы в железе, влияют на концентрационный и температурный интервалы существования его аллотропических модификаций, то есть сдвигают точки:

- $A_3 = 911^\circ\text{C}$  – температура превращения  $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ ;
  - $A_4 = 1392^\circ\text{C}$  – температура превращения  $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$ ;
- на температурной шкале (рис. 61).

Легирующие элементы повышают точку  $A_4$  и снижают точку  $A_3$ , расширяя область существования  $Fe_\gamma$  и сужая область существования  $Fe_\alpha$  (рис. 61, а).

Или легирующие элементы понижают точку  $A_4$  и повышают точку  $A_3$ , сужая область существования  $Fe_\gamma$  и расширяя область существования  $Fe_\alpha$  (рис. 61, б).

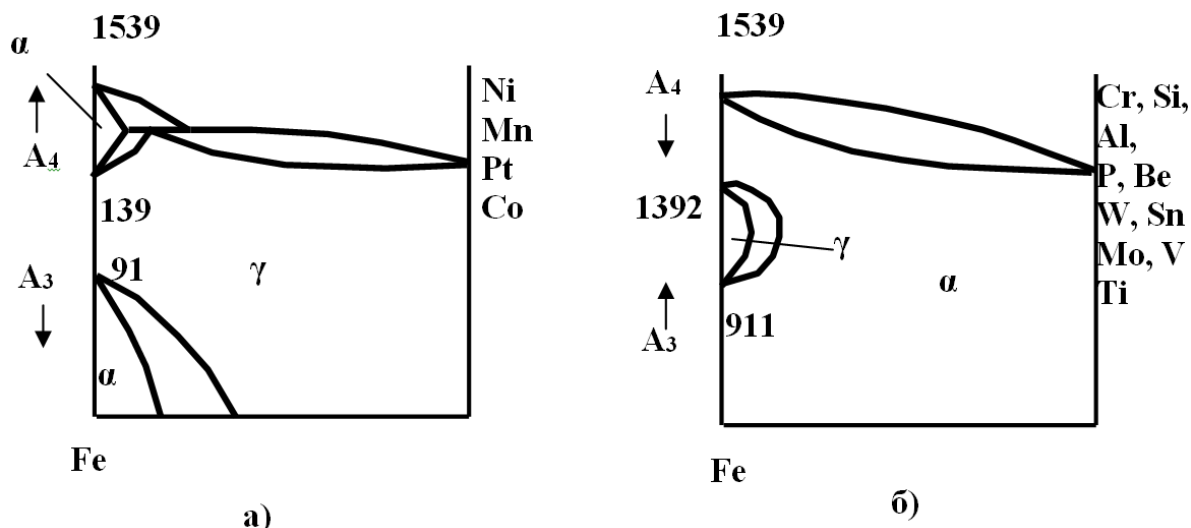


Рис. 61. Диаграммы состояния железо – легирующий элемент:  
а) – элементы, расширяющие область существования  $\gamma$ -железа;  
б) – элементы, расширяющие область существования  $\alpha$ -железа

Легирующие элементы расширяющие концентрационную и температурную область существования  $Fe_\alpha$ , называются **ферритостабилизирующими** – это такие элементы, как V, Cr, Al, Si, Zn, Mo, W. Причем при содержании их свыше определенного количества феррит является устойчивым при всех температурах. Такие стали называются **ферритными**. Они обладают высокой коррозионной стойкостью, повышенной прочностью, пластичностью и вязкостью.

Легирующие элементы расширяющие концентрационную и температурную область существования  $Fe_\gamma$ , называются **аустенитостабилизирующими** – это элементы: Ni, Mn, Co, N. При содержании их свыше определенного количества аустенит устойчив при всех температурах, такие стали называются **аустенитными**, обладают высокой коррозионной стойкостью, хорошей прочностью, пластичностью, вязкостью и не обладают магнитными свойствами.

Аустенитные и ферритные стали при нагреве не имеют превращений, т.е. не образуют закалочных структур.

При комбинированном легировании сталей аустенитостабилизирующими и ферритостабилизирующими элементами стали будут состоять из аустенита и феррита.

Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа приводит к изменению точек на диаграмме «железо-углерод». Так, например, легирующий элемент хром при содержании его в стали около 10 % смещает точку S влево таким образом, что при содержании в стали 0,4 % C и 10 % Cr структура стали при 20 °C – перлит, а не П+Ф, как это было в стали 40. При введении в высокоуглеродистую сталь около 2 % вольфрама в структуре стали появляется ледебурит при содержании углерода в ней 1,4 %, т.е. точка E на диаграмме «железо-углерод» смещается влево (рис. 62).

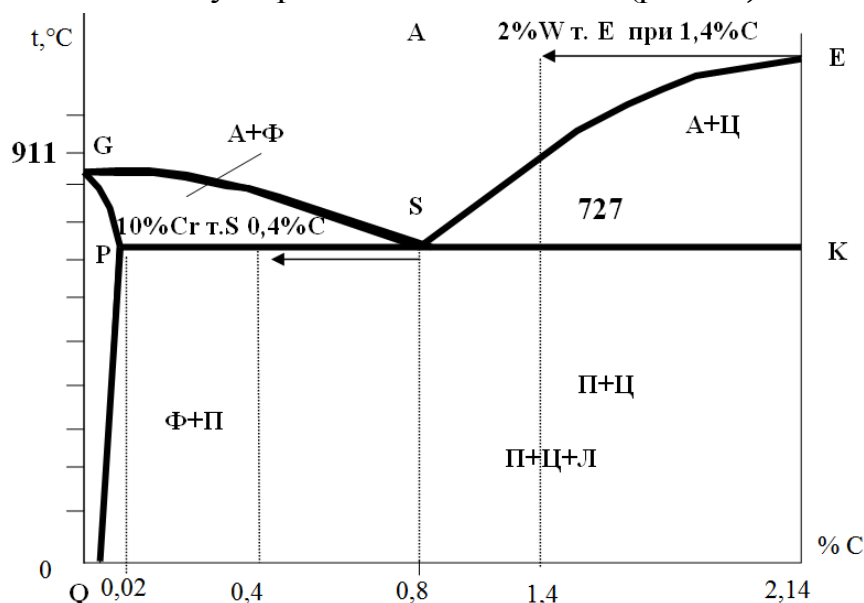


Рис. 62. Влияние легирующих элементов на положение точек на диаграмме Fe-Fe<sub>3</sub>C, т.е. на формирование структуры сталей

## 8.2. Отношение легирующих элементов к углероду

Поскольку, сталь – это сплав железа с углеродом, то легирующие элементы взаимодействуют не только с железом, но и с углеродом.

При взаимодействии легирующих элементов с углеродом все легирующие элементы делятся на две группы:

– **карбидообразующие**, те, которые могут создать химические соединения с углеродом (карбиды).

К ним относятся: Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb.

Это элементы, расположенные в таблице Менделеева левее железа и имеющие большее, чем железо, сродство с углеродом. Стрелка показывает, что склонность к карбидообразованию растет от Mn к Nb.

Если сталь содержит не один карбидообразующий элемент, например Mn и Mo, то в первую очередь образуются карбиды с Mo, а оставшийся

углерод идет на образование карбидов с Mn. Карбиды также могут содержать одновременно Fe, Mn и Mo.

**Карбиды** являются твердыми и хрупкими соединениями, наличие которых в сталях увеличивает твердость, прочность и износостойкость, уменьшая при этом их вязкость и пластичность.

Карбидообразующие элементы могут также образовывать и твердые растворы.

– **графитизирующие**, те, которые сами не создают карбидов и препятствуют образованию карбидов другими элементами. Эти элементы располагаются правее железа и образуют только с ним твердые растворы.

К ним относятся: Si, Al, Ni, Cu, Co.

Растворение легирующих элементов в  $\alpha$ -Fe происходит в результате замещения атомов железа атомами этих элементов. Изменение размеров решетки (ОЦК) вызывает изменение свойств феррита – прочность повышается, а пластичность уменьшается. Хром, молибден, вольфрам упрочняют феррит меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден, вольфрам, марганец, кремний снижают вязкость феррита. Хром уменьшает вязкость значительно слабее перечисленных элементов, а никель не снижает вязкости феррита.

Важное значение имеет влияние легирующих элементов на порог хладноломкости. Под **хладноломкостью** понимают склонность стали к хрупкому разрушению при понижении температуры. Хладноломкий металл разрушается хрупко, то есть без предварительной видимой пластической деформации. Хрупкая трещина распространяется мгновенно. Температура перехода из вязкого состояния в хрупкое зависит от вида легирующих элементов, вида деформации (растяжение, изгиб и другие), размера зерна, текстуры и не является константой стали.

Из перечисленных наиболее распространенных легирующих элементов особенно ценным является никель. Интенсивно упрочняя феррит, никель не снижает его вязкость и понижает порог хладноломкости. Другие элементы, если и слабо снижают вязкость, то и слабо упрочняют феррит (хром) либо, сильно упрочняя феррит, резко снижают его вязкость (марганец, кремний).

### **8.2.1. Карбидная фаза в легированных сталях**

В легированных сталях карбиды одновременно содержат железо и все карбидообразующие элементы данной стали, то есть образуют сложные карбиды.

В сталях имеются карбиды шести видов: 1 группа –  $M_3C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ; 2 группа –  $MC$ ,  $M_2C$ ; где под М подразумевается сумма карбидообразующих металлических элементов.

**Карбиды 1 группы** имеют сложную кристаллическую решетку, они довольно легко растворяются в аустените при нагреве, например при температурах аустенизации.

**Карбиды 2 группы** имеют простую кристаллическую решетку (ГЦК, например VC, TiC, NbC, TaC, ZrC, или ГПУ, например WC, Mo<sub>2</sub>C), и они трудно растворимы в аустените. Это значит, что при нагреве они могут не раствориться в аустените. В этом их отличие от карбидов 1 группы, которые легко растворяются в аустените.

Все карбиды обладают высокой твердостью, но твердость карбидов 2 группы выше твердости карбидов первой группы.

Важной является **способность легирующих элементов замедлять скорость распада аустенита**. Это способствует более глубокой прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении, например, при охлаждении в масле и на воздухе, а это связано с уменьшением критической скорости закалики.

Сильно **увеличивают прокаливаемость** хром, никель, молибден, марганец, поэтому они входят в состав большинства конструкционных легированных сталей. Наиболее сильно увеличивается прокаливаемость при совместном легировании несколькими элементами.

Легирующие элементы влияют на температурный интервал мартенситного превращения и это изменяет количество остаточного аустенита в закаленной стали. Некоторые элементы **повышают точку мартенситного превращения** и **уменьшают количество остаточного аустенита** (алюминий, кобальт), другие не влияют на нее (кремний), но большинство легирующих элементов **снижают точку мартенситного превращения** и **увеличивают количество остаточного аустенита**. Таким образом, в легированных сталях можно при комнатной температуре получить структуру **аустенита**.

Все легирующие элементы уменьшают склонность аустенитного зерна к росту. Исключение составляют марганец и бор, которые способствуют росту зерна. Элементы, не образующие карбидов, например, никель, кобальт, кремний, медь слабо влияют на рост зерна.

Например, хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан сильно измельчают зерно. Наиболее сильно измельчают зерно карбиды не растворенные в аустените. Поэтому сталь при наличии хотя бы небольшого количества нерастворимых карбидов сохраняет мелкозернистое строение до относительно высоких температур.

Легирующие элементы **замедляют процесс распада мартенсита**. Некоторые элементы (никель, марганец) влияют незначительно, тогда как большинство влияют весьма заметно. Поэтому легированную сталь нужно

нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность отпуска по сравнению с углеродистой сталью.

После одинаковой температуры отпуска легированная сталь будет иметь более высокую прочность, но несколько меньшую пластичность и вязкость, чем углеродистая. Легированная сталь и в отожженном (нормализованном) состоянии будет обладать большей прочностью, но меньшей пластичностью, чем углеродистая.

### 8.3. Классификация легированных сталей (рис. 63)



Рис. 63. Классификация легированных сталей

**По химическому составу** легированные стали, в зависимости от содержания легирующих элементов, делятся на хромистые, хромоникелевые, хромоникельванадиевые и т.д. Основные легирующие элементы дают ста-

лям свое название и каждый легирующий элемент придает сталям определенные свойства.

**Хром** существенно увеличивает прокаливаемость стали и, как следствие, повышает прочность. При содержании в стали хрома более 12 % они становятся коррозионно-стойкими (нержавеющими), то есть они приобретают устойчивость против электрохимической коррозии.

**Никель** повышает прокаливаемость, но в меньшей степени, чем хром. Увеличивает прочность и ударную вязкость стали. Хромоникелевая сталь обладает хорошей прокаливаемостью и повышенной прочностью, а при содержании хрома более 12 % и никеля 8...9 % приобретает высокую сопротивляемость коррозии.

**Ванадий, молибден, вольфрам** – активные карбидообразователи, увеличивают прокаливаемость, измельчают зерно, повышают прочность и твердость, жаропрочность. **Жаропрочность** – способность металла сохранять прочность при высоких температурах (выше 550 °С) при длительном действии нагрузки.

**Кремний** в низколегированной стали повышает упругость, а в среднелегированной и низкоуглеродистой – магнитную проницаемость и электросопротивление.

**Алюминий** придает сталям **жаростойкость** (окалиностойкость) – способность противостоять газовой коррозии при температурах выше 550°С (не окисляться).

**По степени легирования** стали разделяются на низколегированные, среднелегированные и высоколегированные. **Низколегированные** стали в сумме содержат менее 2,5 %, **среднелегированные** – 2,5...10 %, **высоколегированные** – более 10 % легирующих элементов, например, стали марок 08X13, 15X25T, 12X18H10T, 10X14H13M2T, 03X22H6M2 и др.

Структура стали определяет предъявляемые к ней механические и эксплуатационные свойства. Формирование структур происходит под влиянием легирующих элементов и термической обработки.

**По структуре** стали разделяются на пять классов: ферритный, перлитный, мартенситный, карбидный и аустенитный. **Аустенитные, перлитные и мартенситные** стали выявляются по структуре после нормализации. **Ферритные, карбидные** – по структуре после отжига.

**Стали ферритного класса** легированы элементами, расширяющими  $\alpha$ -область (твердые растворы углерода и легирующих элементов в феррите). Этими основными элементами являются хром и кремний. По содержанию углерода это низкоуглеродистые стали ( $< 0,1$  % С); по степени легирования – среднелегированные кремнистые стали; высоколегированные хромистые стали. Это стали, например, 1512; 10X13 и др.

**Стали перлитного класса** – это в основном низколегированные и среднеуглеродистые стали. Чаще всего используются как конструкцион-

ные. Основными легирующими элементами в них являются хром, никель, марганец, кремний и др. Это стали, например, 40Х, 30ХГСА и др.

В состоянии проката или после отжига они, благодаря перлитной или перлитоферритной структурам, хорошо обрабатываются резанием. Для повышения высокой прочности, твердости, износостойкости их подвергают закалке, а затем – соответствующему отпуску.

**Стали мартенситного класса** – средне- и высоколегированные стали, которые при закалке, как и при нормализации, дают мартенситную структуру, это стали, например 30Х13, 40Х13.

**Стали аустенитного класса** – высоколегированные, имеют структуру аустенита, полученную после закалки или нормализации, что зависит от содержания углерода и легирующих элементов. Используются, как стали с особыми физическими и химическими свойствами. Содержат легирующие элементы (марганец, никель и др.), расширяющие  $\gamma$ -область (аустенит) на диаграммах состояния железо – легирующий элемент.

Упрочнение этих сталей обычно производится холодной обработкой давлением (прокатка, штамповка). Например, сталь 10Х18Н9Т содержит углерода – 0,1 %; хрома – 18 %; никеля – 9 %; титана – до 1 %.

**Стали карбидного класса** – высоколегированные, высокоуглеродистые. Имеют структуру ледобурита, полученную после отжига. Эти стали обладают красностойкостью (сохраняют режущие свойства, твердость при температурах выше 600 °С), которая обеспечивается введением, в первую очередь, большого количества вольфрама совместно с другими карбидообразующими элементами – хромом, молибденом, ванадием, а также графитизатором кобальтом. Из-за красностойкости стали называют быстрорежущими. Например, сталь Р18.

**По назначению** легированные стали разделяются на **конструкционные, инструментальные, стали и сплавы особыми свойствами.**

#### 8.4. Маркировка легированных сталей

В соответствии с государственным стандартом для обозначения легированных сталей принята буквенно-цифровая система маркировки, позволяющая определить химический состав стали.

Легирующие элементы обычно обозначают первой буквой их названия. При наличии же нескольких элементов, названия которых начинаются с одинаковых букв, произвели замену символов.

**Легирующие элементы** имеют следующие обозначения:

|               |               |
|---------------|---------------|
| азот – А;     | молибден – М; |
| алюминий – Ю; | никель – Н;   |
| бор – Р;      | ниобий – Б;   |
| ванадий – Ф;  | селен – Е;    |

вольфрам – В;

кобальт – К;

кремний – С;

марганец – Г;

медь – Д;

титан – Т;

фосфор – П;

хром – Х;

цирконий – Ц;

редкоземельные элементы – Ч.

Вначале перед буквенными обозначениями ставятся цифры, показывающие содержание углерода. В конструкционных легированных сталях и сталях с особыми физическими свойствами содержание углерода показывается в **сотых долях процента**, для легированных инструментальных сталей – в **десятых долях процента**.

Цифры, стоящие справа от букв, показывают на среднее содержание легирующего элемента в процентах. Если после букв не стоит цифра, то содержание этого элемента принимается около 1 %.

Буква «А» при расположении между другими буквами показывает содержание в стали азота, при расположении в конце марки – пониженное содержание вредных примесей (обозначает высокое качество стали).

Например:

– сталь марки 12ХН3А содержит в среднем углерода 0,12 %; хрома – около 1 %; никеля – 3 %; пониженное количество вредных примесей;

– сталь марки 12Х17Г9АН4 содержит в среднем углерода 0,12 %; хрома – 17 %; марганца – 9 %; азота – 1 %; никеля – 4 %.

– **Быстрорежущие стали**, как исключение из правил, обозначаются буквой «Р». Цифра, стоящая после буквы «Р», указывает на содержание вольфрама (основной легирующий элемент) в **целых процентах**. Углерода в таких сталях, как правило, содержится около 1 % и хрома около 4 %. Стали, содержащие дополнительно молибден, ванадий, имеют в марке соответственно буквы «М» и «Ф» и цифры, показывающие количество этих элементов в процентах.

Например сталь марки Р6М3Ф2 содержит углерода порядка 1 %; вольфрама – 6 %; хрома – 4 %; молибдена – 3 %; ванадия – 2 %.

**Магнитно-твердые легированные стали** обозначаются буквой Е, стоящей впереди марки стали. Например: сталь марки ЕХ2К5 содержит углерода порядка 1 %, хрома – 2 %, кобальта – 5 %.

## 8.5. Конструкционные легированные стали

Конструкционные легированные стали **по назначению** делятся на строительные и машиностроительные (рис. 64).

Машиностроительные стали в свою очередь подразделяются на цементуемые и улучшаемые.

**Строительные** – стали, из которых изготавливают конструкции, например, корпуса двигателей, трансформаторов, основания для их крепления и установки и т.п.

К строительным сталям предъявляются следующие требования: **повышенные прочность, пластичность, вязкость, упругость, повышенная коррозионная стойкость, хорошая свариваемость**. Эти свойства придают сталям: Cr, Si, Ni, Mn, Cu, добавленные в сталь в небольших количествах (< 2,5% в сумме). Это стали марок 15ХСНД, 14Г2, 14Г2АФ, 25Г2С.

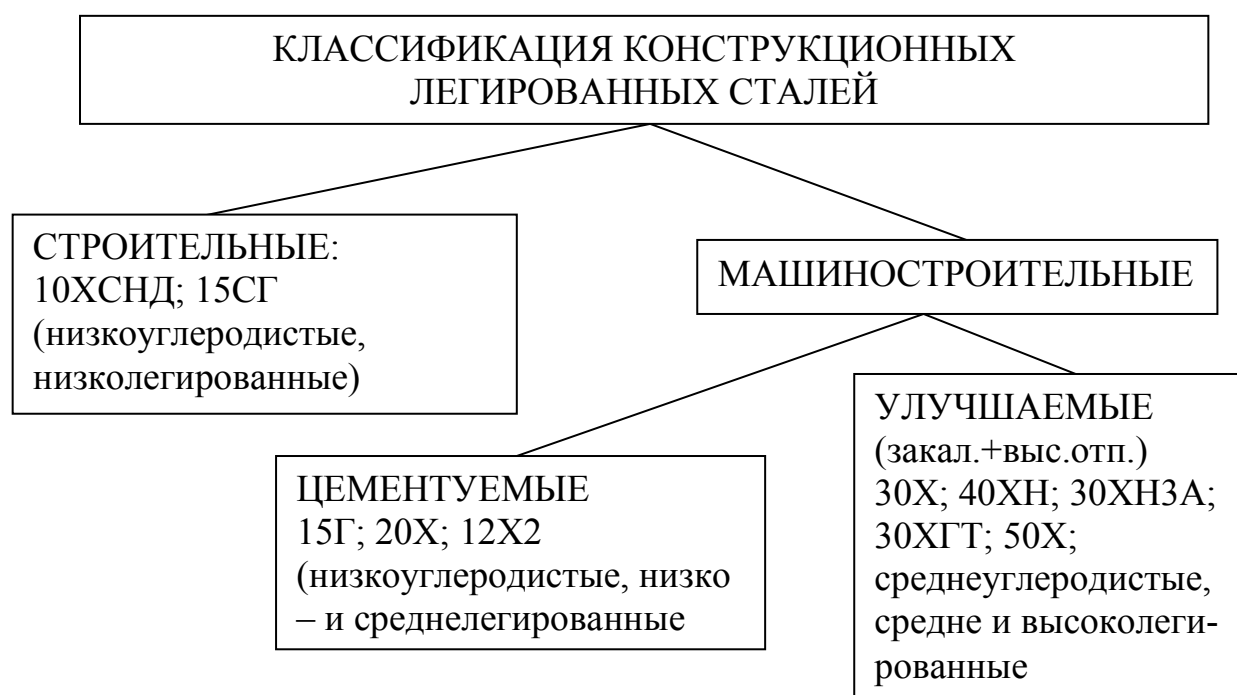


Рис. 64. Классификация конструкционных легированных сталей

**Машиностроительные** – стали, из которых изготавливают детали конструкций механизмов и машин, например, валы двигателей, соединительные муфты, пружины, всевозможные валики, втулки и т.п.

К машиностроительным сталям могут предъявляться требования:

1) **высокой износостойкости и твердости поверхности с сохранением вязкой или достаточно прочной и пластичной сердцевины** – это **цементуемые стали**, т. е стали, детали из которых подвергают цементации (ХТО – поверхностное насыщение углеродом, см. тему 7); такие стали должны быть легированы карбидообразующими элементами (Cr, Mn), что увеличивает поверхностную твердость и износостойкость. Это обычно низкоуглеродистые и низколегированные стали, например 20ХН, 12ХН3А, 18Х2Н4ВА, 18Х2Н4МА. Их химические составы и механические свойства представлены в таблице 3;

2) *достаточной прочности, твердости и пластичности всего сечения детали* – это *улучшаемые машиностроительные стали*, детали из которых подвергают улучшению (закалке с последующим высоким отпуском); такие стали должны содержать углерода не менее 0,3 % и легированы элементами улучшающими способность стали к ТО (Cr, Mn, Ti, V и др., в количестве  $\leq 5$  %). Это стали марок 38ХНЗМ, 38ХМЮФ, 30ХГТ и другие. Их химические составы и механические свойства представлены в таблице 4.

Таблица 3

**Характеристика цементируемых сталей после закалки и низкого отпуска  
(ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71)**

| Марка стали                                          | Содержание элемента, % |           |           |             | Прочие легирующие элементы | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_b$ , МПа | $\delta$ , % | $\psi$ , % | КСУ, МДж/м <sup>2</sup> |
|------------------------------------------------------|------------------------|-----------|-----------|-------------|----------------------------|----------------------|------------------|--------------|------------|-------------------------|
|                                                      | C                      | Mn        | Ni        | Cr          |                            |                      |                  |              |            |                         |
| 10*                                                  | 0,07–0,14              | 0,35–0,65 | –         | $\leq 0,15$ | –                          | 205                  | 330              | 31           | 55         | –                       |
| 20*                                                  | 0,07–0,14              | 0,35–0,65 | –         | $\leq 0,25$ | –                          | 245                  | 410              | 25           | 55         | –                       |
| 15Х                                                  | 0,12–0,18              | 0,4–0,7   | –         | 0,7–1,0     | –                          | 490                  | 690              | 12           | 45         | 0,7                     |
| 20Х                                                  | 0,17–0,23              | 0,5–0,8   | –         | 0,7–1,0     | –                          | 635                  | 780              | 11           | 40         | 0,6                     |
| 15ХФ                                                 | 0,12–0,18              | 0,4–0,7   | –         | 0,8–1,1     | 0,06–0,12V                 | 540                  | 740              | 13           | 50         | 0,8                     |
| 20ХН                                                 | 0,17–0,23              | 0,4–0,7   | 1,0–1,4   | 0,45–0,75   | –                          | 590                  | 780              | 14           | 50         | 0,8                     |
| 18ХГТ                                                | 0,17–0,23              | 0,8–1,1   | –         | 1,0–1,3     | 0,03–0,09Ti                | 885                  | 980              | 9            | 50         | 0,8                     |
| 12ХНЗА                                               | 0,09–0,16              | 0,3–0,6   | 2,75–3,15 | 0,6–0,9     | –                          | 685                  | 930              | 11           | 55         | 0,9                     |
| 12Х2Н4А                                              | 0,09–0,15              | 0,3–0,6   | 3,25–3,65 | 1,25–1,65   | –                          | 930                  | 1130             | 10           | 50         | 0,9                     |
| * Свойства приведены для нормализованного состояния. |                        |           |           |             |                            |                      |                  |              |            |                         |

Таблица 4

**Характеристика улучшаемых конструкционных сталей после ТО  
(ГОСТ 4543-71)**

| Группа | Марка стали | Содержание элемента, % |         |         |           |         | Прочие легирующие элементы | Порог хладноломкости $T_{50}$ , °C | Критический диаметр $D_{95}$ , мм |
|--------|-------------|------------------------|---------|---------|-----------|---------|----------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|
|        |             | C                      | Mn      | Si      | Cr        | Ni      |                            |                                    |                                   |
| I      | 40          | 0,37–0,44              | –       | –       | –         | –       | –                          | –20                                | 10                                |
| II     | 40Х         | 0,36–0,44              | –       | –       | 0,8–1,1   | –       | –                          | –40                                | 15                                |
| III    | 30ХМ        | 0,26–0,34              | –       | –       | 0,8–1,1   | –       | 0,15–0,25Mo                | –50                                | 25                                |
|        | 40ХГ        | 0,36–0,45              | 0,9–1,2 | –       | 0,9–1,2   | –       | –                          | –20                                | 25                                |
|        | 30ХГС       | 0,28–0,35              | 0,8–1,1 | 0,9–1,2 | 0,8–1,1   | –       | –                          | –20                                | 25                                |
| IV     | 40ХН        | 0,36–0,44              | –       | –       | 0,45–1,75 | 1,0–1,4 | –                          | –60                                | 35–40                             |
|        | 40ХНМ       | 0,37–0,44              | –       | –       | 0,6–0,9   | 1,2–1,6 | 0,15–0,25Mo                | –70                                | 50                                |
| V      | 38ХНЗМФ     | 0,30–0,42              | –       | –       | 1,2–1,5   | 3,0–3,4 | 0,35–0,45Mo, 0,1–0,2V      | –100                               | 100                               |

## 8.6. Инструментальные стали

По назначению инструментальные стали делятся на стали для режущего, штампового и измерительного инструментов.

### 8.6.1. Стали для режущего инструмента

Режущий инструмент работает в условиях длительного контакта и трения с обрабатываемым металлом. В процессе работы должны сохраняться свойства режущей кромки. Поэтому стали для изготовления режущего инструмента должны обладать высокой твердостью ( $>60...65\text{HRC}$ ), прочностью и износостойкостью. Чем больше твердость обрабатываемых материалов, тем больше механическая энергия переходит в тепловую. Выделяющаяся теплота нагревает резец, деталь, стружку, и поэтому некоторые инструментальные стали должны обладать **высокой теплостойкостью**, т.е. способностью сохранять твердость и режущие свойства при длительном нагреве в процессе работы. По теплостойкости различают следующие группы инструментальных сталей для режущего инструмента: нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие.

К нетеплостойким сталям относятся углеродистые (небольшой прокаливаемости) и низколегированные стали (повышенной прокаливаемости), содержащие до 3...4 % легирующих элементов. При нагреве до 200...300 °С у них снижается твердость и износостойкость.

К полутеплостойким сталям относятся некоторые среднелегированные стали, содержащие более 4 % хрома и другие карбидообразующие элементы, сохраняют твердость до температур около 400°С.

Теплостойкие стали сохраняют твердость и износостойкость при нагреве до температур несколько выше 600 °С.

Таким образом, основными требованиями, предъявляемыми к инструментальным сталям для режущего инструмента являются:

- 1 – высокая твердость, прочность, износостойкость;
- 2 – высокая теплостойкость.

Для режущего инструмента применяются углеродистые и легированные стали.

### 8.6.2. Углеродистые стали для режущего инструмента (ГОСТ 1435–90)

Применяются углеродистые качественные стали марок У7...У13 и высококачественные стали марок У7А...У13А. Качественные стали содержат не более 0,03 % серы и фосфора, высококачественные – не более 0,02 %.

По назначению различают углеродистые стали для работы при ударных нагрузках и для статически нагруженного инструмента.

Стали марок У7...У9 применяют для изготовления инструмента при работе с ударными нагрузками (зубила, клейма по металлу, деревообделочный инструмент, в частности пилы, топоры и т.д.).

Стали марок У10...У13 применяются для изготовления режущего инструмента, не испытывающего при работе толчков, ударов (напильники, шаберы, острый хирургический инструмент и т.п.).

Углеродистые стали наиболее целесообразно применять для инструментов небольшого сечения (до 5 мм), которые можно закаливать в масле и достигать сквозной прокаливаемости. Также для инструментов диаметром или наименьшей толщиной 18...25 мм, в которых режущая часть приходится только на поверхностный слой, например, напильники, зенкера, метчики.

Достоинствами углеродистых инструментальных сталей являются низкая стоимость, хорошая обрабатываемость давлением и резанием в отожженном состоянии.

Недостатками являются невысокие скорости резания, ограниченные размеры инструмента из-за низкой прокаливаемости и его значительные деформации при закалке в воде.

### ***8.6.3. Легированные стали для режущего инструмента***

Низколегированные стали для режущего инструмента (13Х6, 9ХС) не обладают теплостойкостью и пригодны для работы при температурах не выше 200...250 °С. Среднелегированные стали (9Х5ВФ, 3Х4В3М3Ф2) могут применяться для работы при температурах до 300...500 °С. В отличие от углеродистых сталей легированные стали имеют большую прокаливаемость и более высокую износостойкость.

Сталь 13Х применяется для инструментов диаметром до 15 мм. Из нее изготавливают, например, хирургический, гравировальный инструменты.

Стали 9ХС, ХВГ, ХВСГ используют для изготовления инструмента крупного сечения: сверл, разверток, протяжек диаметром 60...80 мм.

Их можно закаливать в масле или в полимерных средах до критического диаметра 40 мм и более. Применение масла и полимерных закалочных сред позволяет уменьшить деформацию и коробление инструмента. Он может иметь большее сечение и большую длину (табл. 5).

Содержание углерода в высокоуглеродистых легированных сталях указывается в начале марки двумя цифрами в десятых долях процента, например 13Х содержит 1,3 % углерода и до 1 % хрома.

Таблица 5

**Химический состав некоторых легированных  
инструментальных сталей, % (ГОСТ 5950–2000)**

| Марка стали | C         | Si        | Mn        | Cr        | W         | V         |
|-------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| 13X         | 1,25-1,40 | 0,10-0,40 | 0,15-0,45 | 0,40-0,70 | –         | –         |
| 9XC         | 0,85-0,95 | 0,10-0,40 | 0,90-1,20 | 0,50-0,80 | 0,50-0,80 | 0,50-0,80 |
| ХВГ         | 0,90-1,05 | 0,10-0,40 | 0,80-1,10 | 0,90-1,20 | 1,20-1,60 | –         |
| ХВСГФ       | 0,95-1,05 | 0,65-1,00 | 0,60-0,90 | 0,60-1,10 | 0,50-0,80 | 0,05-0,15 |
| 9Х5ВФ       | 0,85-1,00 | 0,10-0,40 | 0,15-0,45 | 4,50-5,50 | 0,80-1,20 | 0,15-0,30 |

#### **8.6.4. Быстрорежущие стали**

С увеличением скорости резания возрастают требования к теплостойкости стали. Этим требованиям удовлетворяют быстрорежущие стали, впервые появившиеся в 1902 году.

Маркируют буквой Р (быстрый, скорый), цифры показывают среднее содержание вольфрама – основного легирующего элемента. Среднее содержание углерода во всех быстрорежущих сталях около 1 %, а хрома – до 4 %. Эти элементы в марке не указываются. Содержание остальных легирующих элементов в целых процентах указывается, как обычно, цифрами, следующими за их буквенным обозначением.

Стали сохраняют свои свойства при нагреве до 600...620 °С. Резцы из быстрорежущей стали позволяют увеличить скорость резания в 2...4 раза и стойкость инструментов в 10...30 раз по сравнению с теми же характеристиками инструмента из других классов сталей. Теплостойкость быстрорежущих сталей обусловлена легированием их карбидообразующими элементами – вольфрамом, ванадием, молибденом в количествах, достаточных для связывания почти всего углерода в специальные тугоплавкие карбиды. Стали относятся к ледебуритному классу. Применяют послековки или прокатки, когда сетка эвтектики раздроблена с измельчением входящих в нее карбидов и более равномерным их распределением в основной матрице.

Высокую теплостойкость инструмент из быстрорежущей стали приобретает после закалки и многократного низкого отпуска, HRC63...65.

Для изготовления инструмента применяют также порошки из быстрорежущих сталей. Исходная шихта состоит из предварительно тонко измельченной стружки быстрорежущей стали, которую формуют в холодном состоянии с последующим спеканием формованных заготовок. Порошковая быстрорежущая сталь обладает более высокой теплостойкостью и износостойкостью, чем сталь, изготовленная традиционными методами (табл. 6).

**Химический состав некоторых быстрорежущих сталей, %  
(ГОСТ 19265–73)**

| Марка стали | C         | Cr      | W         | V       | Mo      | Co      |
|-------------|-----------|---------|-----------|---------|---------|---------|
| P18         | 0,73-0,83 | 3,8-4,4 | 17,0-18,5 | 1,0-1,4 | До 1,0  | До 0,5  |
| P9          | 0,85-0,95 | 3,8-4,4 | 8,5-9,5   | 2,3-2,7 | До 1,0  | До 0,5  |
| P6M5        | 0,82-0,90 | 3,8-4,4 | 5,5-6,5   | 1,7-2,1 | 4,8-5,3 | До 0,5  |
| P6M5Ф       | 0,95-1,05 | 3,8-4,3 | 5,7-6,7   | 2,3-2,7 | 4,8-5,3 | До 0,5  |
| P6M5K5      | 0,84-0,92 | 3,8-4,3 | 5,7-6,7   | 1,7-2,1 | 4,8-5,3 | 4,7-5,2 |

### **8.6.5. Стали для измерительного инструмента**

Стали для измерительного инструмента должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, сохранять постоянство формы и размеров в течение длительного срока эксплуатации. У них должна быть высокая чистота поверхности и малая деформация при термической обработке.

Для измерительного инструмента применяют высокоуглеродистые стали У8...У12 и низколегированные стали марок Х, ХВГ, 9ХС. Их твердость должна быть не менее 60...64HRC.

Для измерительного инструмента большого размера и сложной геометрии используют азотируемые стали типа 38Х2МЮА.

### **8.6.6. Штамповые стали**

Применяют для изготовления штампов холодного и горячего деформирования, пуансонов, матриц, фильер, пресс-форм для литья под давлением.

Стали для штампов холодного деформирования должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, высокой прочностью и удовлетворительной вязкостью для работы при ударных нагрузках.

Различают три группы штамповых сталей, которые используются для деформирования металла в холодном состоянии:

К 1-ой группе относятся стали для вытяжных и вырубных штампов. Основное требование к сталям: высокая твердость (60HRC) и износостойкость. Это стали типа: У10...У12 и Х, ХВГ, ХВСГ.

Стали с повышенным содержанием хрома (6...12 %), например, Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1, Х12Ф4М имеют более высокую износостойкость и глубину прокаливаемости, HRC61...63.

Ко 2-ой группе относятся стали для штампов холодного выдавливания, испытывающие большие удельные давления. Эти стали,

например, 6Х4М2ФС должны хорошо сопротивляться деформации и иметь высокую прочность.

К 3-ей группе относятся стали для высадочных и чеканочных штампов, работающих при высоких ударных нагрузках. Например, это стали 7ХЗ, 6ХЗФС.

#### **8.6.7. Стали для штампов горячего деформирования**

Материал для горячих штампов должен удовлетворять комплексу требований. Это высокая прочность сталей, достаточная вязкость для предупреждения поломок при ударном нагружении, высокое сопротивление термической усталости, хорошая окалиностойкость (жаростойкость) и высокая прокаливаемость.

В соответствии с перечисленными требованиями применяют легированные стали, содержащие 0,3...0,6 % С, подвергаемые закалке и отпуску при 550...680 °С с целью получения трооститной и трооститно–сорбитной структуры.

Для молотовых штампов применяют стали 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНТ.

Для пресс-форм литья под давлением и прессования цветных металлов и сплавов применяют сталь марки 3Х2М2Ф.

Для изготовления крупного прессового инструмента применяют стали 3ХВ4СФ и 4ХСН2МВФ.

Стали с рабочей температурой 700...800 °С, 4Х2Н5М3К5Ф.

Для увеличения твердости при высоких температурах используют химико-термическую обработку: азотирование, диффузионное хромирование, борирование.

### **8.7. Стали и сплавы с особыми свойствами**

#### **8.7.1. Коррозия и ее виды**

**Коррозией** называется разрушение материалов под влиянием окружающей среды в результате ее химического или электрохимического воздействия. Это явление характерно не только для металлов и сплавов, коррозия может протекать и в неметаллических материалах, например, в пластмассах, керамике.

Конструкционные металлические материалы, работающие в коррозионной среде, должны обладать не только определенными механическими свойствами, но и высокой коррозионной стойкостью (способностью сопротивляться коррозии), так как при наличии коррозии механические свойства резко ухудшаются, иногда даже при отсутствии видимого изменения внешнего вида поверхности.

Различают:

1) химическую коррозию, протекающую при воздействии на металл газов (газовая коррозия) и жидкостей, не являющихся электролитами (нефть и ее производные);

2) электрохимическую коррозию, обусловленную действием электролитов: водных растворов кислот, щелочей, солей, влажного воздуха, грунтовых вод, т.е. растворов, содержащих ионы и являющихся проводниками электрического тока. Основные разновидности электрохимической коррозии: равномерная, коррозия под напряжением, местная (питтинговая) и межкристаллитная коррозия.

Наиболее распространенным видом *химической коррозии* является газовая коррозия при высоких температурах ( $> 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), в результате на поверхности сталей образуется окалина. Образование окалины – процесс химического окисления поверхности в газовых средах при повышенных температурах. Окалина железа состоит в основном из трех окислов:  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{FeO}$ . До  $560\ldots 600\text{ }^{\circ}\text{C}$  окалина состоит преимущественно из плотного слоя оксидов  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , кристаллические решетки этих окислов сложны и скорость диффузии в них мала. Выше  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит растрескивание этих оксидов и окалина, главным образом, состоит из рыхлого оксида  $\text{FeO}$ , при этом скорость коррозии возрастает, что является следствием более ускоренной диффузии атомов в простой решетке оксида  $\text{FeO}$ . Нагрев выше  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  приводит к интенсивному окислению сплавов на основе железа. К газовым средам относятся: воздух, печные газы, продукты сгорания топлива и другие газы.

*Электрохимическая коррозия* – наиболее распространенный вид коррозии металлов и сплавов при нормальной температуре.

В основе электрохимической коррозии металлов и сплавов лежит работа гальванической пары. Разные фазовые составляющие структуры гетерогенного (неоднородного) сплава, находясь в электролите, приобретают разные по величине и знаку электродные потенциалы. Электрохимическая неоднородность поверхности металла и является причиной коррозии. При коррозии всегда разрушается анод (металл или фаза, имеющие более отрицательный электродный потенциал), отдает положительно заряженные ионы в раствор и сам растворяется. Катод при этом не разрушается, а электроны из него удаляются во внешнюю среду. Наличие в стали шлаковых включений, трещин, раковин, различных загрязнений и других неоднородностей также может привести к образованию микрогальванических пар и развитию коррозии.

Особенно сильно электрохимическая коррозия развивается в конструкции в случае контакта разнородных материалов с разными электродными потенциалами.

Более коррозионностойкими являются (гомогенные) сплавы со структурой однородного твердого раствора или чистые металлы. В этом случае коррозия распространяется равномерно по всей поверхности металла – происходит, так называемая, **общая или равномерная коррозия**. Обработка, ведущая к гомогенизации (однородности) структуры, делает сплав более устойчивым к электрохимической коррозии. Примером такой обработки является закалка хромоникелевой стали, так как в результате закалки образуется аустенитная структура – однородный твердый раствор. Наоборот, нагрев сплава, приводящий к распаду твердого раствора и выделению частиц второй фазы, снижает коррозионную стойкость. Может возникнуть гетерогенность поверхности из-за наличия межкристаллитной пористости, наличия остаточных напряжений в отдельных зернах и других факторов.

**Коррозия под напряжением** возникает при одновременном действии коррозионной среды и нагрузки или остаточных напряжений. Она проявляется в виде коррозионного растрескивания или сетки трещин (КР). Места концентрации напряжений являются анодными участками. На поверхности металла, как правило, мало затронутой общей коррозией, возникают разветвленные или неразветвленные трещины, иногда видимые невооруженным глазом, а чаще выявляемые при осмотре с оптическим увеличением от 2 до 50 раз или выявляемые лишь металлографическими или физическими (ультразвук, вихревые токи и др.) методами. Трещины могут развиваться внутрикристаллитно (по зерну) или межкристаллитно (по границам зерен).

Например, высокие остаточные напряжения являются причиной ускоренной коррозии сварных швов, околошовной зоны, болтовых, заклепочных и других соединений.

Многочисленны случаи возникновения коррозионного растрескивания изготовленных из сталей типа 10X18H10 или 06X17H13M2 труб теплообменников, трубопроводов, стенок сварных емкостей, деталей запорной арматуры и др. в горячих водных и водно-органических средах, содержащих хлоридные, сульфидные, щелочные соединения.

По оценкам экспертов на долю коррозионного растрескивания в атомной промышленности приходится до 40 % всех коррозионных разрушений.

**Питтинговая (точечная) коррозия** (ПК) относится к локальным (местным) видам коррозии, при протекании которой разрушение сосредоточивается в отдельных точках на поверхности. Очаги местной коррозии являются концентраторами напряжений. Грубо обработанная поверхность из-за наличия дефектов (задилов, закатов части окарины, вмятин, остатков не удаленных загрязнений), повышающих гетерогенность

поверхности и облегчающих возникновение микрогальванических пар, имеет большую склонность к ПК. Устранение дефектов поверхности методом полирования обеспечивает более высокую стойкость к ПК. Образование питтингов в коррозионностойких сталях происходит, чаще всего, около частиц неметаллических включений.

ПК коррозионностойких сталей наблюдается в средах, содержащих активирующие анионы, в первую очередь галоидные ( $\text{Cl}^-$ ,  $\text{Br}^-$ ,  $\text{I}^-$ ,  $\text{F}^-$ ), причем наиболее агрессивным является хлор-ион. Питтингообразование идет предпочтительно на межфазных границах. Зависимость стойкости против ПК от термической обработки определяется влиянием последней на повышение или уменьшение гетерогенности поверхности стали. Полностью гомогенная структура – наиболее стойкая против ПК (даже с учетом наличия в ней частиц неметаллических включений).

При слиянии нескольких точек и относительной небольшой их глубине наблюдается ***язвенная (пятнистая) коррозия***.

Большое влияние на процесс коррозии в водных средах оказывает растворенный в жидкости кислород. При достаточном его содержании на поверхности образуется защитная оксидная пленка, повышающая электродный потенциал металла. Наиболее опасные анодные зоны создаются в местах, куда затруднен доступ растворенного в воде кислорода.

Состав атмосферы (ее чистота) оказывает влияние на коррозию сплавов.

Выбор методов борьбы с ПК зависит от условий эксплуатации, особенностей конструкции и т.п.

Наиболее простым способом борьбы с ПК является применение устойчивых против ПК сталей. Высокое содержание хрома (30...35 %) и молибдена (1,5...3,5 %), вместе с повышенным содержанием кремния (3,0...4,5 %), чистота по неметаллическим включениям, рациональная термообработка (устранение гетерогенности и избыточных фаз) создают возможности для более высокой стойкости против ПК. Желательно, чтобы поверхность, контактирующая с агрессивной средой, имела высокую чистоту обработки. Подщелачивание агрессивной среды (pH11), если это возможно, является самым простым и эффективным способом борьбы с ПК.

Накопление повреждений металла под действием переменных циклических напряжений и коррозионной среды может вызвать ***коррозионную усталость***. Образование и развитие усталостных трещин сопровождается проникновением коррозионной среды в эти трещины и это облегчает разрушение.

***Межкристаллитной коррозии (МКК)*** в большей или меньшей степени могут быть подвержены коррозионностойкие стали всех структурных классов – ферритные, мартенситные, аустенитные. Условия,

приводящие к возникновению МКК в сталях разных структурных классов, различны, однако проявление МКК для всех этих классов практически одинаково. Межкристаллитная коррозия заключается в том, что при достаточно высокой общей коррозионной стойкости происходит избирательная коррозия границ зерен металла. В отличие от аустенитных сталей ферритные и мартенситные стали при 550...750 °С значительно меньше подвержены МКК.

Анодными участками (разрушающими) в гальваническом элементе могут быть границы зерен, в то время как сами зерна являются катодами. В этом случае и возникает наиболее опасный вид коррозии – межкристаллитная коррозия. Она почти незаметна с поверхности и распространяется в глубь металла по границам зерен. В результате МКК нарушается связь между зернами, металл становится хрупким, при постукивании по металлу пропадает характерный металлический звук, и после приложения даже небольших статических и особенно динамических нагрузок металл легко разрушается.

Причина возникновения МКК чаще всего – неправильно проведенная термическая обработка или проведение технологических операций (сварка, штамповка, гибка и др.) в опасном температурном интервале (500... 700 °С). Также МКК может возникать при длительной эксплуатации оборудования при повышенных температурах или при неправильном выборе структурного класса стали, тогда когда содержание хрома на границах зерен становится < 12 %.

Имеется несколько теорий, объясняющих склонность коррозионностойких сталей к МКК.

Причину склонности сталей к МКК теория обеднения (наиболее распространенная) объясняет обеднением границ зерен аустенита хромом, его содержание становится < 12 % в результате выделения при отпуске или при замедленном охлаждении при закалке по границам зерен карбидов преимущественно типа  $Cr_{23}C_6$ . Количество этих карбидов зависит от содержания углерода в стали. Растворимость углерода зависит от температуры. Закалка аустенитных сталей при температурах 1050...1150 °С переводит весь углерод стали в раствор и при быстром охлаждении образуется однородный твердый раствор – аустенит. Замедленное охлаждение при закалке или последующий отпуск стали вследствие уменьшения растворимости углерода, вызывает образование карбидов. Эти карбиды образуются в результате диффузии углерода из всего объема зерна, а хрома – только с приграничных областей. Это различие связано с разной скоростью диффузии углерода и хрома при температурах нагрева 500...700 °С. При образовании карбида диффузия углерода к границам зерен протекает гораздо быстрее, чем диффузия хрома. В результате происходит снижение содержания хрома в приграничных областях ниже

12 %, что приводит к скачкообразному падению коррозионностойкости границ зерен.

Эффективным средством, подавляющим МКК, является максимальное снижение содержания углерода и введение в сталь таких сильных карбидообразующих элементов, как титан или ниобий, обладающих большим сродством к углероду, так как у них более высокая скорость диффузии, чем у хрома, при температуре 500...700 °С. В результате в образовании карбидов участвуют титан или ниобий. При их введении в сталь углерод образует карбиды типа МС (М – это Ti или Nb) и содержание хрома на границах зерен остается выше 12 %. Хромоникелевые стали, легированные титаном или ниобием, и не склонные к МКК, называются стабилизированными. Например, стали 12X18H9T, 10X18H9T, 08X18H10T, 09X14H16Б, 08X18H12Б.

Эффект стабилизации может быть достигнут также снижением содержания углерода ниже 0,04 %.

### ***8.7.2. Методы защиты от коррозии***

В технике используются методы защиты от всех видов коррозии, объединенные в следующие группы:

- 1) нанесение защитных покрытий и пленок (наиболее распространенный метод);
- 2) изменение электрохимического потенциала защищаемого материала по отношению к среде на границе фаз (создание на металле такого потенциала, при котором металл становится термодинамически устойчивым);
- 3) модификация коррозионной среды (для уменьшения агрессивности окружающей среды в нее вводят добавки, называемые ингибиторами коррозии).

### ***8.7.3. Коррозионностойкие стали***

При введении в сталь Cr, Al, Si устойчивость ее против коррозии увеличивается. Эти элементы образуют на поверхности стали непрерывную сплошную прочную оксидную пленку и повышают ее электродный потенциал. Al, Si повышают хрупкость стали и применяются реже хрома. Сталь, содержащая > 12 % Cr, становится коррозионно-стойкой, так как резко повышается ее электродный потенциал и на поверхности образуется защитная плотная, прочная пленка оксида хрома Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Такая сталь устойчива против коррозии в атмосфере, морской воде, ряде кислот, щелочей и солей. Кроме хрома, в состав коррозионностойких сталей вводят также другие элементы – чаще никель для повышения

коррозионной стойкости, улучшения механических свойств и получения однофазной структуры. С ростом содержания хрома коррозионная стойкость растет.

Стали с содержанием менее 12 % хрома практически также корродируют, как и железо, а стали, содержащие более 12 % хрома, ведут себя как благородные металлы, поэтому они и называются коррозионностойкими.

По структуре коррозионностойкие стали делят на хромистые и хромоникелевые.

**Хромистые** по структуре могут быть:

- ферритные, содержащие 12...25 % хрома и 0,07...0,2 % углерода;
- феррито-мартенситные (содержание феррита более 10 %),
- мартенситные, содержащие 12...18 % хрома и 0,15...1,2 % углерода.

**Хромоникелевые** стали, содержащие 12...18 % хрома, 8...30 % никеля и 0,02...0,25 % углерода, по структуре могут быть:

- аустенитные;
- аустенитно-мартенситные;
- аустенитно-ферритные (феррита более 10 %).

#### **8.7.3.1. Хромистые коррозионностойкие стали**

В зависимости от содержания углерода хромистые стали после охлаждения на воздухе имеют ферритную структуру (08X13, 12X17, 08X17, 15X25T), ферритно-мартенситную структуру с содержанием феррита более 10 % (12X13), мартенситную структуру (40X13, 30X13, 20X13). Эти стали коррозионностойкие при температуре до 300 °С в водопроводной воде, влажной атмосфере, растворах азотной кислоты и многих органических кислот. В морской воде хромистые стали подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением. Хромистые феррито-мартенситные и мартенситные стали при нагреве и охлаждении претерпевают фазовые ( $\gamma \leftrightarrow \alpha$ ) превращения, поэтому к ним применяют термическую обработку: отжиг, закалку с высоким или низким отпуском. Коррозионная стойкость после термической обработки не снижается. Прочность после закалки возрастает с увеличением содержания углерода.

Ферритные стали подвергают отжигу для получения структуры однородного твердого раствора легированного феррита и увеличения коррозионной стойкости. После высокотемпературного нагрева стали приобретают склонность к МКК, так как не содержат Ti или Nb. Из сталей марок 08X13, 12X17, 15X25 изготавливают, например, трубы теплообменной аппаратуры, работающие в агрессивной среде. Сварке

ферритные стали подвергают редко, так как она приводит к росту зерна и снижению коррозионной стойкости.

Механические свойства **ферритной стали**, например, сталь 08X13:  $\sigma_{вр} = 400$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 250$  МПа,  $\delta = 20$  %,  $\varphi = 60$  %.

Термическая обработка **ферритно-мартенситных сталей** состоит из закалки и высокого отпуска для получения сорбитной структуры, с механическими свойствами, например, сталь 12X13:  $\sigma_{вр} = 600$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 420$  МПа,  $\delta = 20$  %,  $\varphi = 60$  %,  $KCU = 1,4$  МДж/м<sup>2</sup>. Эти стали имеют оптимальные свойства, когда содержание феррита не превышает 15 %. Применяются для изготовления деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся ударным нагрузкам, работающих в слабоагрессивных средах.

Термическая обработка **мартенситных сталей** состоит из закалки и низкого отпуска, структура – отпущенный мартенсит, с механическими свойствами, например, сталь 40X13:  $\sigma_{вр} = 1600$  МПа,  $\delta = 3$  %,  $\varphi = 50$  %,  $KCU = 0,5$  МДж/м<sup>2</sup>. Применяется для изготовления режущего, мерительного и хирургического инструментов, упругих элементов и деталей, работающих на износ.

После термической обработки стали 20X13, 30X13 и 40X13 имеют примерно одинаковую коррозионную стойкость.

Среди рассмотренных, более высокой коррозионной стойкостью обладают ферритная сталь 08X13 и феррито-мартенситная сталь 12X13.

Шлифование и полирование поверхности повышает коррозионную стойкость.

Недостатком сталей с 13 % хрома является низкая стойкость против коррозионного растрескивания и точечной коррозии в средах, содержащих ионы хлора.

#### 8.7.3.2. Коррозионностойкие хромоникелевые стали

Хромоникелевые коррозионностойкие стали после охлаждения на воздухе имеют аустенитную, аустенитно-мартенситную или аустенитно-ферритную структуры. Широко применяемые стали типа 12X18H10T, 12X18H9, 04X18H10, 03X18H12, 17X18H9 обычно содержат 18 % Cr и 9...12 % Ni. Они имеют более высокую коррозионную стойкость по сравнению с хромистыми сталями, так как никель повышает коррозионную стойкость хромистых сталей и в отличие от хромистых сталей хромоникелевые стали сохраняют ее при нагреве. Термообработка этих сталей состоит из закалки от температуры около 1100 °С в воде без отпуска. В результате нагрева до высоких температур при закалке растворяются карбиды, и при быстром охлаждении получается структура однородного аустенита. Такая структура обеспечивает сталям

максимальную коррозионную стойкость. После закалки стали имеют следующие свойства: низкую твердость, высокую пластичность, хорошо деформируются и свариваются. При медленном охлаждении при закалке структура стали будет состоять из аустенита и небольшого количества, выделившихся из аустенита, феррита и карбидов. Такая структура снижает коррозионную стойкость и пластичность.

Высокая пластичность позволяет подвергать стали холодной пластической деформации, в результате наклепа повышается прочность при сохранении коррозионной стойкости почти на прежнем уровне. После холодной деформации (60...70 %) механические свойства:  $\sigma_{вр} = 1200...1300$  МПа, но  $\delta = 4...5$  %.

Механические свойства стали 12X18H9 в закаленном состоянии:  $\sigma_{вр} = 520...600$  МПа,  $\delta = 50$  %,  $\varphi = 50...60$  %.

При нагреве до 550... 800 °С закаленных сталей, например, при сварке стали приобретают склонность к МКК, чем больше в стали содержание углерода, тем выше склонность к МКК, поэтому следует применять стабилизированные хромоникелевые аустенитные стали. Повышению коррозионной стойкости способствует введение в сталь 0,5...1,5 % молибдена, например, в сталь 12X18H10T. Аустенитные стали с молибденом не подвержены точечной коррозии в морской воде.

Чисто аустенитные стали склонны к коррозии под напряжением (коррозионному растрескиванию). Такому разрушению подвержены, но несколько слабее и ферритные коррозионностойкие стали. Аустенитоферритные стали обладают наименьшей склонностью к коррозионному растрескиванию.

Аустенитные стали применяют широко не только из-за высокой коррозионной стойкости, но и благодаря высоким технологическим и механическим свойствам. Эти стали хорошо прокатываются в горячем и холодном состояниях, в холодном состоянии выдерживают глубокую вытяжку и профилирование, при сварке не происходит охрупчивание околошовных зон.

Закалка фиксирует состояние пересыщенного твердого раствора. В результате закалки твердость этих сталей не повышается, а снижается, поэтому для аустенитных сталей закалка является смягчающей термической обработкой. Например, сталь 04X18H10 в закаленном состоянии  $\sigma_{вр} = 450$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 180$  МПа,  $\delta = 40$  %,  $\varphi = 60$  %.

Радикальный способ упрочнения аустенитных сталей – наклеп, при деформации порядка 80...90 %  $\sigma_{вр} = 1200...1400$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 100...1200$  МПа при сохранении достаточно высокой пластичности.

В сталях аустенитно-мартенситного класса механические свойства сильно зависят от режима термообработки.

Меньшее применение имеют стали аустенитно-ферритного класса. Причина заключается в том, что эти стали не отличаются стабильностью свойств – небольшие колебания химического состава (внутри марочного содержания элементов) приводят к существенному изменению количественного соотношения аустенита и феррита, следовательно, к различию в свойствах.

У коррозионностойких сталей может быть три основных вида коррозионного разрушения:

1. Общая коррозия, заключающаяся в равномерном по всей поверхности распространении коррозии вглубь металла;
2. МКК;
3. Коррозионное растрескивание.

Скорости этих трех видов коррозии зависят от состава стали и ее структуры.

Главным фактором, определяющим стойкость против общей коррозии, является содержание хрома. Чем больше хрома, тем выше стойкость.

МКК зависит от содержания углерода и наличия элементов – стабилизаторов. Высокая стойкость к МКК у сталей с содержанием углерода  $< 0,03\%$  и сталей с титаном или ниобием.

Коррозионное растрескивание ускоряется при недостаточной стабильности аустенита. Поэтому увеличение устойчивости аустенита относительно мартенситного превращения достигается увеличением содержания аустенитообразующих элементов (Ni, Mn), что приводит к повышению сопротивления коррозионному растрескиванию.

**Хромомарганцевоникелевые аустенитные стали.** Хромоникелевые аустенитные стали содержат дефицитный и дорогостоящий никель и поэтому имеют высокую стоимость. В ряде случаев применяют более дешевые стали, в которых весь никель или часть его заменены аустенитообразующим элементом – марганцем. Например, сталь 10X17H13M2T, ее механические свойства в закаленном состоянии:  $\sigma_{вр} = 520$  МПа,  $\delta = 40\%$ .

Коррозионностойкие стали нередко содержат азот. С помощью атомов азота, располагающихся в междоузлиях решетки (атомы внедрения) можно существенно увеличить прочностные свойства аустенитных сталей, концентрация азота может быть от 0,15 до 0,3 %. Азот стабилизирует аустенит. Например, присутствие в стали 12X17Г9АН4 азота позволяет повысить  $\sigma_{0,2}$  до 500 МПа и  $\sigma_{в}$  до 1000 МПа. Такие стали хорошо свариваются. Закалку проводят с 1000...1080 °С в воде или на воздухе.

Хромоникелевые стали аустенито-ферритного класса. Стали марок 08X22H6T, 03X23H6, 08X21H6M2T, 03X22H6M2 и другие после закалки имеют структуру, состоящую из равномерно чередующихся зерен

$\delta$ -феррита (высокотемпературный феррит) и аустенита с соотношением фаз примерно 1:1. Аустенито-ферритные стали по сравнению с аустенитными обладают более высокими механическими свойствами,  $\sigma_{вр} = 600 \dots 700$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 450 \dots 550$  МПа,  $\delta = 30 \%$ ,  $\varphi = 50 \%$ . Обладают хорошей стойкостью в окислительных средах, более высокой стойкостью к МКК и коррозионному растрескиванию. Предельная рабочая температура этих сталей  $350^\circ\text{C}$ .

Аустенито-мартенситные стали применяют в тех случаях, когда наряду с хорошей коррозионной стойкостью требуются высокие механические свойства. Например, стали марок 09X15H8Ю, 09X17H7Ю, механические свойства этих сталей соответствуют:  $\sigma_{вр} \geq 1200$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 900$  МПа,  $\delta \geq 12 \%$ ,  $\varphi \geq 45 \%$ , КСЧ = 4,0 МДж/м<sup>2</sup>.

Нержавеющие хромоникелевые стали подвергаются также общей коррозии, заключающейся в равномерном распространении коррозионных трещин по всей поверхности и в глубь металла. Скорость общей коррозии измеряется в линейных единицах (мм/год) и оценивается по пятибалльной шкале (табл. 7).

Таблица 7

| Классы                    | I   | II    | III | IV   | V  |
|---------------------------|-----|-------|-----|------|----|
| Скорость коррозии, мм/год | 0,1 | 0,1–1 | 1–3 | 3–10 | 10 |

Стали, относящиеся к I классу, устойчивы к общей коррозии и могут работать в течение нескольких лет без замены. Например, 12X18H8, 17X18H9, 08X18H10T, 08X18H12Б, 12X17Г9АН4, 04X18H10, 06X18H11 стойкость их примерно одинаковая. Такой металл можно считать устойчивым в данной среде, так как практически оборудование может работать в течение нескольких лет без смены деталей.

Стали, относящиеся ко II классу, ограниченно стойки, срок эксплуатации их не более года.

Стали, относящиеся к III...V классам, характеризуются низкой коррозионной устойчивостью, как правило, считаются неустойчивыми, непригодными для эксплуатации в данной среде.

Высокая стойкость к МКК 04X18H10, 12X18H10T, 08X18H12T, 12X18H12T, 08X18H12Б, 10X14Г14Н4T.

### **8.7.3.3. Конструкционные жаропрочные стали и сплавы**

Многие детали в атомной промышленности должны работать под нагрузкой в течение длительного времени при высокой температуре ( $> 550^\circ\text{C}$ ).

Жаропрочностью называется способность материала сопротивляться деформации и разрушению при высоких температурах.

Повышение температуры сильно влияет на все механические свойства металла. Оно понижает пределы текучести и прочности и особенно склонность к упрочнению в процессе пластической деформации (наклеп).

При нагреве металла до температур около 0,4...0,5 или более от абсолютной температуры плавления  $T_{пл}$  и длительной работе его под действием постоянной нагрузки, создающей в детали растягивающие напряжения, превышающие предел упругости, но меньше, чем предел текучести материала детали при этой температуре, металл испытывает медленную пластическую деформацию. Такая деформация называется ползучестью или крипом. Ползучесть металла может, в конечном счете, привести к его разрушению, время до разрушения тем больше, чем ниже нагрузки.

Жаропрочность характеризуется условным пределом ползучести и длительной прочности.

Предел ползучести обозначают числовыми индексами  $\sigma_{\delta/\tau}^t$ , где  $t$  – температура, °С;  $\delta$  – суммарное удлинение, %;  $\tau$  – время, ч. Например,  $\sigma_{1/1000}^{400} = 350$  МПа означает, что предел ползучести металла при 1%-й деформации за 1000 часов при температуре 400 °С составляет 350 МПа.

Пределом ползучести называют напряжение, которое вызывает за установленное время испытания при данной температуре заданное удлинение образца или данную скорость деформации (ползучести).

Пределом длительной прочности называют напряжение, которое приводит к разрушению образца при заданной температуре за определенное время, обозначают  $\sigma_{\tau}^t$ , где индексы обозначают температуру ( $t$ ) и время ( $\tau$ ), например,  $\sigma_{200}^{700} = 300$  МПа означает, что длительная прочность металла в течение 200 часов при температуре 700 °С составляет 300 МПа.

Образец помещают в электрическую печь, нагревают до заданной температуры и прикладывают к нему определенную постоянную нагрузку. Возникающую в образце деформацию измеряют и по результатам испытаний серии образцов строят кривые длительной прочности и ползучести (рис. 65).

Кривая ползучести состоит из четырех участков (рис. 65,б). Участок ОА соответствует упругой и пластической деформации, возникшей в момент приложения нагрузки. Участок АВ характеризует неустановившуюся ползучесть, где металл деформируется с неравномерной скоростью, участок ВС – установившуюся ползучесть и участок СД – ускоренное разрушение, связанное с образованием шейки.

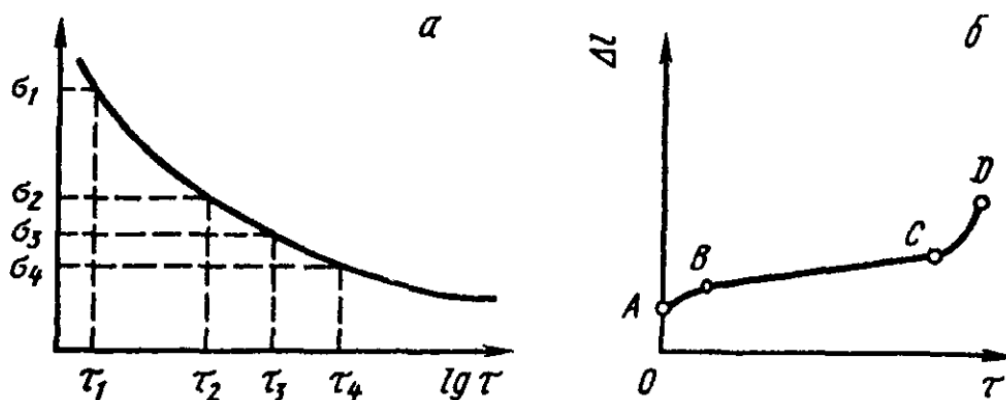


Рис. 65 – Кривые длительной прочности (а) и ползучести (б)

Жаропрочностью называется сопротивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки.

При деформации нагретого металла в нем развиваются два противоположных процесса: упрочнение за счет наклепа при пластической деформации и разупрочнение в результате нагрева. Если второй процесс преобладает, то в металле начинает развиваться диффузионное разупрочнение – рекристаллизация, способствующая ползучести.

Срок службы, на который рассчитана машина или механизм, то есть длительность работы при повышенных температурах определяет выбор жаропрочного материала.

Структура сталей влияет на их жаропрочность. До температур порядка  $0,5 T_{пл}$  деформация ползучести определяется стабильностью дислокаций в металле. При более высоких температурах активизируются диффузионные процессы, происходит растворение атомов легирующих элементов и примесей, что ослабляет степень закрепления дислокаций и облегчает их перемещение по кристаллу. В этих условиях сопротивление ползучести будет определяться силами межатомной связи.

Прочность межатомных связей большинства металлов недостаточна при высоких температурах. В первом приближении считают, что чем выше температура плавления металла, тем больше сила межатомных связей и выше температурный уровень применения этих материалов. Для повышения жаропрочности необходимо снизить подвижность дислокаций и замедлить диффузию. Коэффициент диффузии для  $\gamma$ -железа с ГЦК решеткой примерно на два порядка меньше, чем для  $\alpha$ -железа с ОЦУ решеткой. В частности, этим объясняется, что аустенитные стали с ГЦК кристаллической решеткой имеют значительно более высокую жаропрочность по сравнению со сталями с ОЦК решеткой (ферритные стали).

Деформация и разрушение при высоких температурах часто происходит по границам зерен, содержащих большое количество дефектов

(вакансий, дислокаций и др.). При высоких температурах границы зерен облегчают движение дислокаций, диффузию вакансий и скольжение границ зерен относительно друг друга при наличии напряжений. Таким образом, границы зерен уменьшают сопротивление ползучести. В результате происходит разрушение металла по границам зерен (интеркристаллитное разрушение). Более крупное зерно способствует повышению жаропрочности, хотя пластичность при этом снижается.

Создание препятствий перемещению дислокаций достигается применением материалов, упрочненных дисперсными частицами. Упрочняющими фазами в жаропрочных сталях являются специальные карбиды. Такая гетерогенная структура достигается в жаропрочных сталях закалкой и отпуском.

Прочность межатомных связей в кристаллической решетке возрастает при легировании элементами с высокой температурой плавления – Cr, Mo, W, Nb, Ta. Эти элементы снижают коэффициент диффузии и сдвигают температуру рекристаллизации в область более высоких температур, что также способствует росту жаропрочности.

Жаропрочные стали в зависимости от химического состава могут быть перлитного, мартенситного и аустенитного классов.

Рабочие температуры жаропрочных сталей 500...750 °С. При температурах до 600 °С используются стали на основе  $\alpha$  – твердого раствора, а при более высоких температурах – на основе аустенитной структуры, обладающих более высокой жаропрочностью.

Стали перлитного класса, например, 12X1МФ, 12ХМ, 15ХМ низкоуглеродистые стали, легированные Cr, Mo, V применяются для изготовления крепежа, труб, паропроводов, пароперегревателей и коллекторов энергетических установок длительно работающих при температурах не выше 500...550 °С, но мало нагруженных. Используют их в закаленном или нормализованном и высоко отпущенном состоянии. Перлитные стали чаще подвергают нормализации при 950...1050 °С и высокому отпуску при 600...750 °С. После такой обработки сталь имеет структуру тонкопластичного сорбита и обладает более высокой и длительной жаропрочностью, чем после закалки и высокого отпуска со структурой зернистого сорбита. При длительной работе (десятки тысяч часов) жаропрочность может снизиться вследствие коагуляции карбидов и графитизации, и развиваться так называемая тепловая хрупкость благодаря выделению по границам зерен избыточных фаз.

Механические свойства жаропрочных сталей разных структурных классов указаны в таблице 8.

Таблица 8

## Свойства жаропрочных сталей (ГОСТ 5632-72)

| Материал    |                    | Средняя доля основных легирующих элементов, % | Температура, °С      |                               | Жаропрочные свойства |                      |                           |
|-------------|--------------------|-----------------------------------------------|----------------------|-------------------------------|----------------------|----------------------|---------------------------|
| Марка       | Группа             |                                               | максимальная рабочая | начала интенсивного окисления | $\sigma_b$ , МПа     | $\sigma_{0,2}$ , МПа | Температура испытания, °С |
| 12Х1МФ      | Перлитные стали    | 0,12 С; 0,1 Cr; 0,3 Мо; 0,2 V                 | 570–585              | 600                           | 140                  | 84                   | 560                       |
| 25Х2М1Ф     |                    | 0,25 С; 2,3 Cr; 1 Мо; 0,4 V                   | 520–550              | 600                           | 160–220              | 70                   | 550                       |
| 15Х5М       | Мартенситные стали | До 0,15 С; 5,2 Cr; 0,5 Мо                     | 600                  | 650                           | 100                  | 40                   | 540                       |
| 12Х18Н10Т   | Аустенитные стали  | До 0,12 С; 18 Cr; 10 Ni; 0,5 Ti               | 600                  | 850                           | 80–100               | 30–40                | 660                       |
| 10Х11Н20ТЗР |                    | До 0,10 С; 11 Cr; 20 Ni; 2,6 Ti; 0,02 В       | 700                  | 850                           | 400                  | –                    | 700                       |

Мартенситно-ферритные стали содержат 10...25 % феррита. Их используют для деталей и узлов газовых турбин и паросиловых установок. В состав сложнолегированных сталей кроме 11...13 % Cr входят W, V, Мо, Nb, которые повышая температуру рекристаллизации и образуя карбиды типа  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$ , MC и фазы Лавеса –  $Fe_2W$  ( $Fe_2Mo$ ), улучшают жаропрочность. Наиболее сильно повышает жаропрочность вольфрам и ванадий в сочетании с молибденом. Легирование стали бором, цирконием, церием, азотом дополнительно увеличивает жаропрочность. Рабочие температуры этих сталей до 600 °С. Для получения высокой жаропрочности стали закаливают на мартенсит при температуре 1000...1060 °С, охлаждение в масле и высокого отпуска при 650...700 °С, структура сорбит и троостит. Пример: Длительная прочность  $\sigma_{10^5}$  для стали 18Х12ВМБФР при 550 °С составляет 250...300 МПа, а для стали 15Х12ВНМФ 200 МПа.

Для выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания применяют хромокремнистые стали мартенситного класса, получившие название сильхромов. Это стали марок 40Х9С2 и 40Х10С2М. Сталь 40Х9С2 применяют после отжига при 850...880 °С, а сталь 40Х10С2М применяют после закалки в масле с 1050 °С и отпуска при 720...780 °С. Медленное охлаждение в интервале температур 450...600 °С вызывает охрупчивание сильхромов. Хрупкость может быть устранена повторным нагревом до 750...800 °С. При нагреве выше 600 °С прочность сильхромов резко падает, поэтому максимальная рабочая температура до 600 °С.

#### **8.7.3.4. Аустенитные жаропрочные стали**

Стали аустенитного класса обычно низкоуглеродистые (0,1...0,15 % C), легированные Cr, Mo, V, Nb, W, среднеуглеродистые (до 0,4 % C), легированные Cr и Si.

Стали аустенитного класса низко- и среднеуглеродистые (0,1...0,4 % C), легированные Ni, Mn, Cr, Mo, Nb, Ti, можно разделить на не упрочняемые термической обработкой и упрочняемые термической обработкой. Для получения аустенитной структуры эти стали должны содержать большое количество никеля или марганца, а для получения высокой жаростойкости – хрома. Эти стали применяют для деталей, работающих при 600...750 °C. Жаропрочность аустенитных сталей выше, чем перлитных мартенситных, мартенситно-ферритных и ферритных.

Аустенитные стали пластичны и хорошо свариваются, но сварной шов при наличии крупного зерна обладает повышенной хрупкостью. Полученное крупное зерно при перегреве вследствие отсутствия  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращения термической обработкой измельчено быть не может.

К первой группе относятся стали, например, 12X18H10T, 10X25H16Г7AP, с устойчивой структурой аустенита, которую они получают после закалки при  $t = 1100...1160$  °C в воде или на воздухе, повышающей пластические свойства; они применяются для изготовления пароперегревателей и трубопроводов главных энергетических установок, работающих при температуре  $t = 500...700$  °C. После закалки стали имеют умеренную прочность и высокую пластичность. Например, сталь 12X18H10T при температуре 660 °C имеет:  $\sigma_{вр} = 80...100$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 30...40$  МПа.

Стали, упрочняемые термообработкой, в свою очередь, подразделяются на стали с карбидным и интерметаллидным упрочнением.

Стали с карбидным упрочнением, например, 40X12H8Г8МФБ, 45X14H14B2M, содержат дополнительно карбидообразующие элементы W, Mo, Ti, Nb, V. Упрочнение достигается за счет выделения после закалки при  $t = 1100...11500$  °C и старения при  $t = 700...800$  °C из твердого раствора аустенита карбидов. Это могут быть карбиды: TiC, VC, ZrC, NbC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ . Отличаются высокой длительной прочностью и применяются для изготовления корпусов газовых турбин, дисков, лопаток турбин, крепежных деталей.

Сталь 40X12H8Г8МФБ имеет длительную прочность  $\sigma_{100} = 450$  МПа при  $t = 600$  °C,  $\sigma_{100} = 300$  МПа при  $t = 700$  °C.

#### **8.7.3.5. Жаростойкие стали**

Как было указано выше (8.7.1), сталь, устойчивую против газовой коррозии при высоких температурах, называют жаростойкой

(окалиностойкой). Защитные свойства металлов от окисления обусловлены образованием сплошных оксидных пленок на их поверхности, предупреждающих контакт между сталью и наружной агрессивной средой. Для обеспечения сплошности пленок необходимо, чтобы объем оксида  $V_{ок}$  был  $> V_{мет.}$  В противном случае образуется прерывистая пленка, не способная защитить металл от коррозии. Помимо сплошности оксидные пленки должны обладать высокими механическими свойствами, хорошо сцепляться с металлом и иметь достаточную толщину. Этим требованиям удовлетворяет пленка оксида хрома  $(Cr, Fe)_2O_3$ , что обуславливает высокую устойчивость против газовой коррозии сталей и сплавов с высоким содержанием хрома.

Повышение жаростойкости достигается введением в сталь кроме хрома, еще алюминия или кремния, т.е. элементов, находящихся в твердом растворе и образующих в процессе нагрева защитные пленки оксидов  $(Al, Fe)_2O_3$ ,  $(Si, Fe)O_2$ . Введение в сталь 5...8 % Cr повышает окалиностойкость до 700...750 °С, увеличение содержания Cr до 15...17 % делает сталь окалиностойкой до 950...1000 °С, а при введении 25 % Cr сталь остается окалиностойкой до 1100 °С. Легирование сталей с 25 %Cr алюминием в количестве 5 % повышает жаростойкость до 1300 °С. Жаростойкость зависит от температуры, состава газовой среды, химического состава стали, вида термической обработки, чистоты поверхности и в меньшей степени от структуры стали. В связи с этим жаростойкость ферритных (хромистых) и аустенитных (хромоникелевых) сталей при одинаковом количестве хрома практически одинакова. По структуре жаростойкие стали в основном относятся к ферритному, аустенитному и мартенситному классам.

Учитывая, что высокое содержание алюминия и кремния способствует охрупчиванию и ухудшает пластичность при обработке давлением, основным легирующим элементом в жаростойких сталях является хром.

Примеры жаростойких сталей: 15Х25Т (до 1050 °С), 12Х18Н9 (до 850 °С), 12Х17 (до 900 °С), Х10Х23Н18 (до 1050 °С), 12Х25Н16Г7АР (до 1100 °С), ХН32Т (до 1100 °С), ХН45Ю (до 1400 °С), 15Х25ТЛ (до 1050 °С), 30Х24Н12СЛ (до 1050 °С), 15Х25Н19С2Л (до 1050 °С).

## Тема 9. МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ

### 9.1. Медь

**Медь** – металл розовато-красного цвета, относится к тяжелым металлам, плотность меди при 20 °С составляет  $8,95 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ , обладает высокой тепло- и электропроводимостью, высокой пластичностью, небольшой прочностью.

Температура плавления  $T_{\text{пл}} = 1083 \text{ }^\circ\text{C}$ ; кристаллическая решетка ГЦК, не имеет полиморфных превращений.

Медь хорошо сопротивляется коррозии в обычных атмосферных условиях, в пресной, морской воде и в некоторых агрессивных средах, но плохо сопротивляется коррозии в сернистых газах и аммиаке.

Во влажном воздухе медь тускнеет из-за образования на ее поверхности темно-красной окиси  $\text{Cu}_2\text{O}$ .

На воздухе при наличии влаги и углекислого газа медь медленно окисляется, покрываясь пленкой зеленого цвета, которая является щелочным карбонатом меди  $(\text{CuOH})_2\text{CO}_3$  и защищает медь от дальнейшей коррозии.

Механические свойства меди:

Литая:  $\sigma_{\text{в}} = 150 \dots 160 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_{0,2} = 35 \text{ МПа}$ ;  $\delta = 20 \dots 25 \%$

В горячедеформированном состоянии:

$\sigma_{\text{в}} = 250 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_{0,2} = 95 \text{ МПа}$ ;  $\delta = 50 \%$

В холоднодеформированном состоянии:

$\sigma_{\text{в}} = 450 \text{ МПа}$ ;  $\delta = 3 \%$ .

Из-за низких значений предела текучести и высокой стоимости чистая медь как конструкционный материал не применяется

Маркировка меди:

M00 – медь особой чистоты (0,01 % примесей);

M0 – медь чистая (0,05 % прим.);

M1; M2; M3; M4 – медь техническая;

M1 (0,1 % прим.); M2 (0,3 % прим.);

M3 (0,5 % прим.); M4 (1,0 % прим.).

Вредными примесями, снижающими механические и технологические свойства меди и ее сплавов, являются висмут, свинец, сера и кислород. Висмут и свинец, практически нерастворимые в меди, образуют легкоплавкие эвтектики, которые, выделяясь по границам зерен, способствуют краснотекучести и снижают способность меди к горячей деформации. При содержании Вi больше 0,005 % медь становится хладнотекучей. Примеси кислорода и серы образуют с медью хрупкие химические соединения  $\text{Cu}_2\text{O}$  и  $\text{Cu}_2\text{S}$ , входящие в состав эвтектики. Сера улучшает обрабатываемость меди резанием, но приводит к хладнотекучести. Особо вредной примесью

является кислород, образующий хрупкую эвтектику по границам зерен. При нагреве меди с включениями эвтектики выше 400 °С в атмосфере, содержащей водород, возникает так называемая водородная болезнь, в результате взаимодействия закиси меди с водородом образуются пары воды согласно реакции (17):



Пары воды создают высокое давление в отдельных участках металла и вызывают образование микротрещин, которые могут привести к разрушению детали.

Сурьма сильно уменьшает электро- и теплопроводность меди.

Медь и ее сплавы имеют удовлетворительную технологичность. Медь хорошо сваривается, паяется низкотемпературными и высокотемпературными припоями, хорошо деформируется в горячем и холодном состояниях. Ее недостатком является сравнительно плохая обрабатываемость резанием, невысокие прочность и литейные свойства из-за большой усадки.

Сплавы меди устойчивы против коррозии, обладают хорошими антифрикционными, технологическими, механическими свойствами и широко используются в качестве конструкционных материалов. Также широко применяются в технике низких температур. Это обусловлено их высокими механическими свойствами, хорошей коррозионной стойкостью и высокой теплопроводностью при низких температурах.

Классификация медных сплавов по химическому составу представлена на рисунке 66. Основные группы медных сплавов: латуни, бронзы, медно-никелевые сплавы.

По технологии изготовления они могут быть: деформируемые и литейные. По химическому составу: двойные (простые) и многокомпонентные (сложные). По структуре: однофазные и двухфазные.

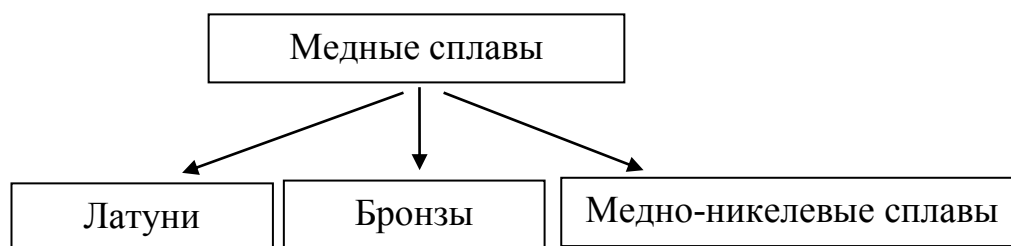


Рис. 66. Классификация медных сплавов

## 9.2. Латунни

**Латунями** называются сплавы меди с цинком и другими элементами. По химическому составу они могут быть двойными (Cu–Zn) или многокомпонентными сплавами на основе меди. Латунни широко применяются в промышленности благодаря сочетанию высоких механических и технологических свойств.

Основными легирующими элементами в латунях являются: алюминий (Al), железо (Fe), никель (Ni), олово (Sn), марганец (Mn), свинец (Pb), кремний (Si), фосфор (P). Они придают латуням дополнительные особые свойства. Легирующие элементы: Al, Fe, Ni – увеличивают прочность, при этом, Al повышает еще жидкотекучесть и коррозионную стойкость, например, латунни марок ЛА85–0,5, ЛА77–2 имеют  $\sigma_{вр} = 380$  МПа,  $\delta = 50$  %. Железо способствует измельчению зерна, поэтому повышает прочность и вязкость, например, ЛЖМц59–1–1 имеет высокую прочность, повышенную вязкость, высокие антифрикционные свойства, хорошую коррозионную стойкость в атмосфере и морской воде,  $\sigma_{вр} = 450$  МПа,  $\delta = 50$  %.

Sn повышает прочность, коррозионную стойкость, особенно в морской воде, поэтому, например, латунни марок ЛО90–1,  $\sigma_{вр} = 280$  МПа,  $\delta = 50$  %, ЛО70–1, ЛО62–1, ЛО60–1 называются морскими.

Mn повышает прочность, коррозионную стойкость, в морской воде, хлоридах, перегретом паре, например, латунни ЛМц58–2 и ЛМцА 57–3–1,  $\sigma_{вр} = 440$  МПа,  $\delta = 36$  %.

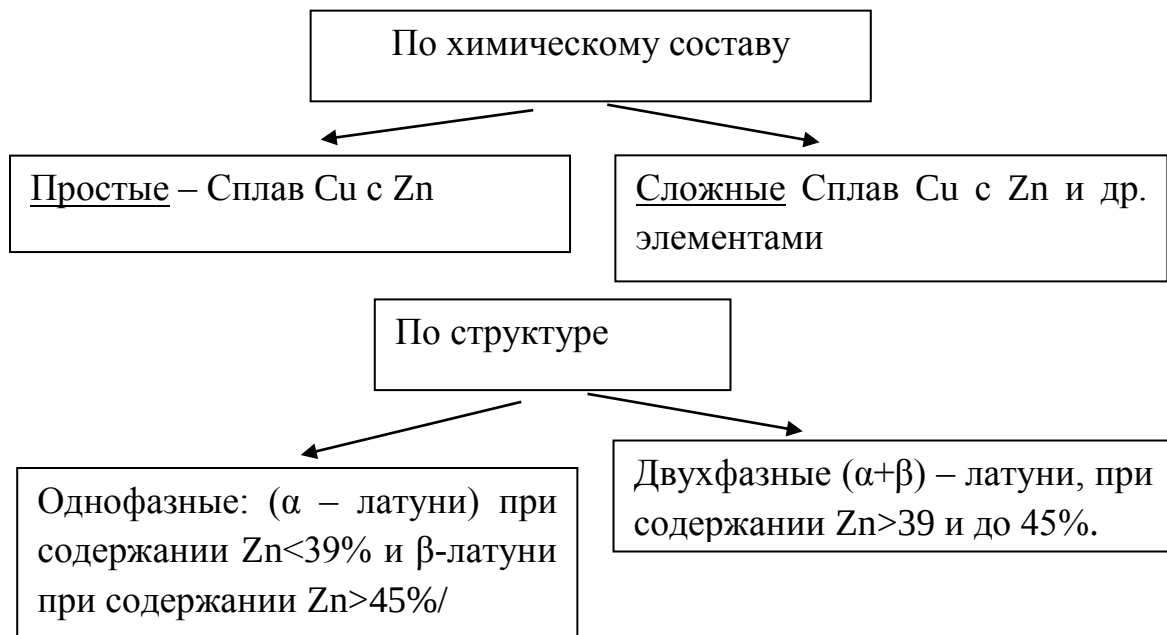


Рис. 67. Классификация латуней

Pb – улучшает обрабатываемость резанием, способствует лучшему отделению стружки, повышает антифрикционные свойства; например, ЛС59–1, ЛС60–1, ЛС63–3,  $\sigma_{вр} = 350$  МПа,  $\delta = 50$  %;

Si повышает жидкотекучесть и коррозионную стойкость, например, ЛК80–3, ЛК80–3Л,  $\sigma_{вр} = 380$  МПа,  $\delta = 20$  %, ЛКС80–3–3

P повышает антифрикционные свойства.

Общая классификация латуней представлена на рисунке 67.

Как показано на диаграмме Cu-Zn (рис 68), микроструктура  $\alpha$ -латуни представляет собой твердый раствор замещения цинком меди с решеткой ГЦК. При повышении содержания Zn до 39 % их прочность и пластичность растут. Это латуни: Л62, Л70, Л90, Л96 и другие. Они характеризуются высокой пластичностью, высокой теплопроводностью, невысокой прочностью, хорошо обрабатываются давлением в холодном и горячем состояниях. При содержании цинка более 30 % пластичность сплавов начинает уменьшаться, прочность при этом растет. Это изменение механических свойств  $\alpha$ -латуней связано с тем, что с повышением содержания цинка растет насыщенность цинком  $\alpha$ -твердого раствора (рис. 69).

$\alpha$ -латуни редко легируют дополнительно другими элементами; они представляют собой обычно двойные сплавы меди с цинком. Цинк дешевле меди и чем больше цинка в латуни, тем ниже ее стоимость. Это, например, латуни: Л62, Л68, Л80, Л90. Из однофазных  $\alpha$ -латуней холодным деформированием изготавливают листы, ленты, трубки теплообменников, проволоку и другие полуфабрикаты

$\beta$  латуни – при содержании Zn >45 % и до 50 % Zn имеют структуру – упорядоченного твердого раствора на базе электронного соединения CuZn с решеткой ОЦК (рис. 68).  $\beta$ -фаза твердая и хрупкая, поэтому такие латуни обладают низкой прочностью из-за высокой хрупкости и высокой твердостью (рис. 69) и как конструкционный материал не применяются.

В двухфазных ( $\alpha+\beta$ ) латунях при повышении содержания Zn более 39 % и до 45 % твердость и прочность растут, а пластичность монотонно падает (рис. 69) за счет появления твердой и хрупкой  $\beta$ -фазы. Из-за наличия  $\beta$ -фазы двухфазные латуни менее пластичны и более прочные. Такие латуни подвергаются обработке давлением только в горячем состоянии. Это латуни: Л60, ЛО60–1, ЛМц58–2, ЛС59–1 и др.

( $\alpha+\beta$ ) латуни легируют дополнительно другими элементами для увеличения прочности, коррозионной стойкости, улучшения обрабатываемости резанием.

У сложных латуней двухфазная структура появляется при содержании Zn около 39 %, а не > 39 %.

Наибольшей прочностью обладают латуни, дополнительно легированные алюминием, железом, марганцем. Примеры латуней, ЛАМцЖ67–5–2–2, ЛЖМц59–1–1, ЛАЖ60–1–1Л, ЛМцЖ52–4–1.

Механические свойства применяемых простых латуней определяются структурой согласно диаграмме состояния Cu – Zn:  $\alpha$ -латуни Zn < 39 %, ( $\alpha+\beta$ ) латуни Zn > 39 и < 45 %.

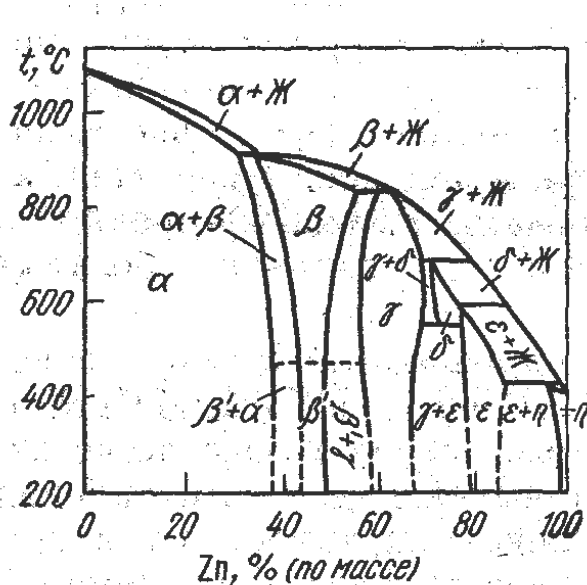


Рис. 68. Диаграмма состояния Cu-Zn сплавов

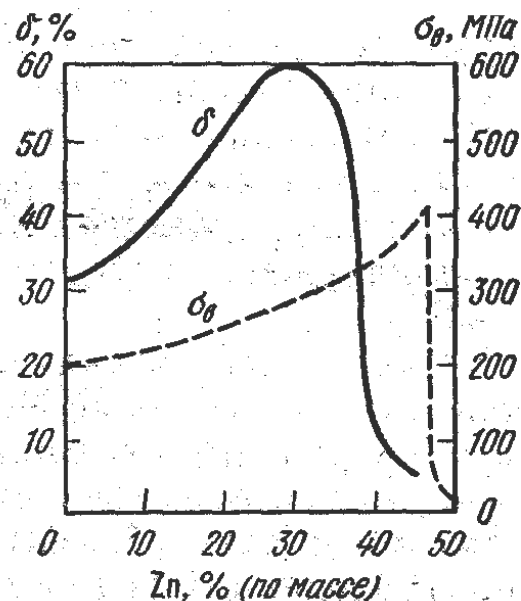


Рис. 69. График изменения свойств латуней в зависимости от содержания Zn в них

Как было указано выше, в латунях прочность растет до содержания цинка 45 %, при этом понижаются коррозионная стойкость, теплопроводность, повышается износостойкость. Обычно двухфазные латуни деформируют при температуре несколько выше 700 °С. При температуре выше 454 °С  $\beta$ -фаза представляет собой неупорядоченный твердый раствор и в этом случае она пластична.

По технологии изготовления различают деформируемые и литейные латуни.

Отрицательным свойством деформированных латуней, содержащих более 20 % цинка, является склонность к растрескиванию при нахождении во влажной атмосфере, содержащей следы аммиака. Для снижения этого дефекта после деформации латуни подвергают отжигу при температурах ниже температуры рекристаллизации (обычно  $\approx 250$  °С).

Литейные латуни широко применяются для фасонного литья. Небольшая склонность к газонасыщению обеспечивает получение плотного литья. Благодаря узкому интервалу между линиями ликвидуса и солидуса, литейные латуни обладают хорошей жидкотекучестью, не подвержены ликвации и усадочной пористости. Многие литейные латуни обладают высокими механическими свойствами, а некоторые и высокими антифрикционными свойствами.

Недостатки литейных латуней: при плавке теряются большие количества цинка из-за его летучести.

При кристаллизации в отливках образуются крупные усадочные раковины, поэтому приходится переводить довольно много металла в отходы.

### **Маркировка латуней.**

Легирующие элементы в цветных сплавах обозначаются первыми буквами русского названия элемента. Например:

Al – А; Be – Б; Fe – Ж; Ni – Н; Sn – О; Si – К; Mn – Мц; Mg – Мг; Zn – Ц; Pb – С

Буква «Л» в начале марки обозначает латунь.

В простых латунях после буквы «Л» стоит пара цифр, которые показывают содержание меди в %, все остальное в марке латуни – содержание цинка в %.

В сложных латунях после буквы «Л» стоят буквы, каждая из которых обозначает наличие конкретного легирующего элемента, после букв стоят цифры первые две из которых показывают содержание меди, остальные последовательно показывают содержание легирующих элементов в %, все остальное в марке латуни будет цинк. Пример: Л60 – латунь, содержит 60 % Cu, остальное (40 %) Zn; ЛО60–1 – латунь, содержит 60 % Cu, 1 % Sn, остальное цинк.

Буква Л в конце маркировки указывает, что данная латунь литейная.

## **9.3. Бронзы**

**Бронзы** – сплавы меди с другими элементами. Цинк в бронзах является легирующим, а не вторым основным элементом. Свое название бронзы получают по основному легирующему элементу.

Классификация бронз по химическому составу представлена на рисунке 70.

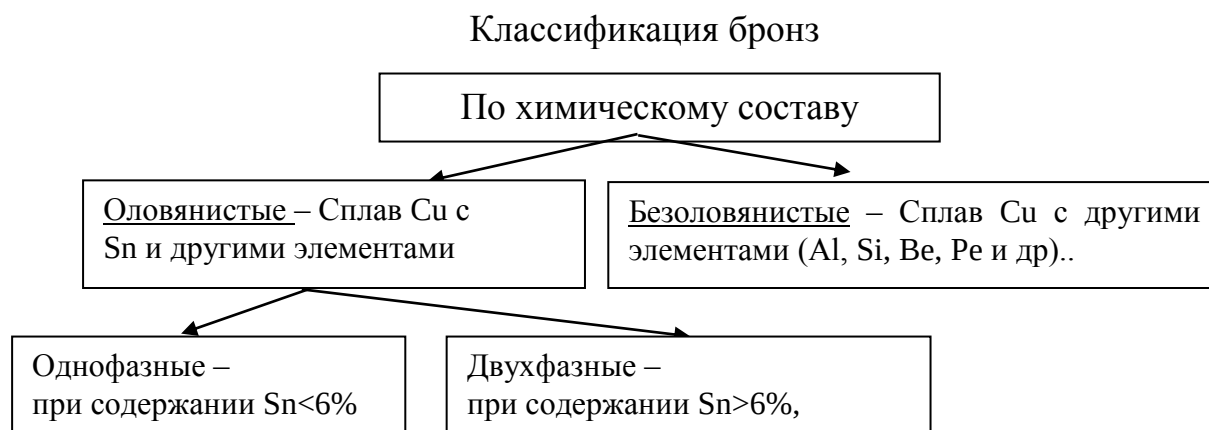


Рис. 70. Классификация бронз

### 9.3.1. Оловянистые бронзы

Все оловянистые бронзы (олово основной легирующий элемент) по структуре делятся на однофазные, содержащие олова менее 6 %, и двухфазные с содержанием олова более 6 % (рис. 10). Механические свойства определяются структурой согласно диаграмме состояния Cu – Sn (рис. 71).

Микроструктура однофазных оловянистых бронз после деформации и отжига представляет собой  $\alpha$ -фазу. Фаза  $\alpha$  – твердый раствор олова в меди с решеткой ГЦК. При повышении содержания Sn до 6 % в однофазных оловянистых бронзах их прочность и пластичность повышается (рис. 72). Это бронзы, например, Бр.ОЦС4–4–2,5; Бр.ОФ4–0,25 и др.

В двухфазных оловянных бронзах ( $\text{Sn} > 6\%$ ) при повышении содержания Sn более 6 % и до 12 % твердость и прочность растет, а пластичность монотонно падает за счет появления в структуре эвтектоида ( $\alpha + \delta$ ), в котором  $\alpha$ -фаза – твердый раствор олова в меди,  $\delta$ -фаза представляет собой твердое и хрупкое электронное соединение  $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$  (рис. 72). Это бронзы, например, Бр.ОФ7–0,2; Бр.ОФ10–1 и др.

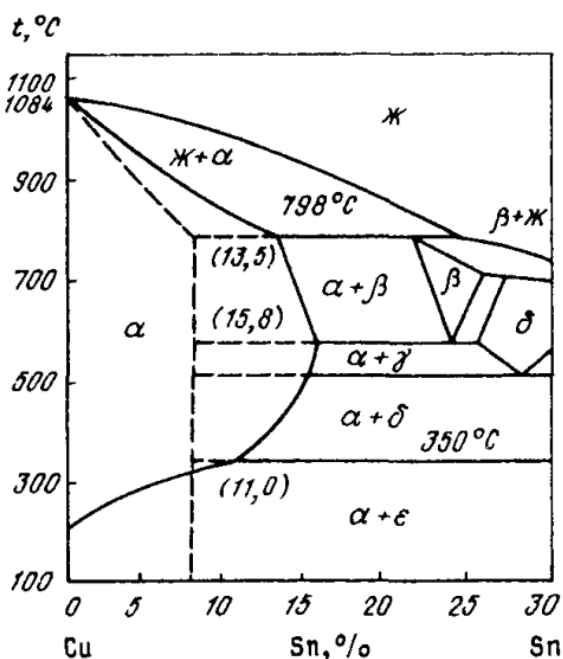


Рис. 71. Диаграмма состояния Cu–Sn сплавов

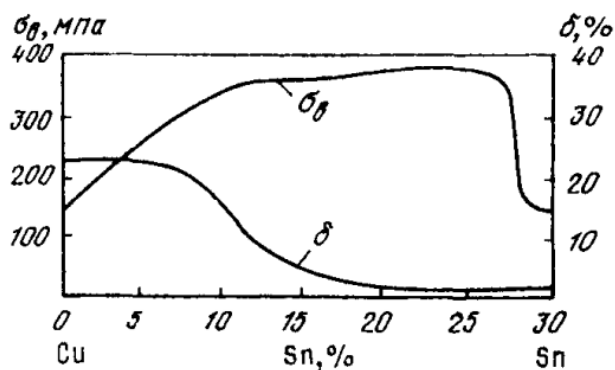


Рис. 72. График изменения свойств оловянных бронз в зависимости от содержания Sn в них

Бронзы с содержанием олова более 12 % из-за повышенной хрупкости как конструкционный материал не применяются.

Все оловянистые бронзы отличаются высокими коррозионными свойствами, которые им придает олово. В качестве легирующих добавок используют цинк, свинец, никель, железо, фосфор и другие. Диаграмма состояния характеризуется сравнительно большим расстоянием между линиями ликвидус и солидус. Поэтому особенностью двухкомпонентных оловянистых бронз являются повышенная склонность к ликвации, пористость и низкая жидкотекучесть. Герметичность отливок из оловянистых бронз не велика.

Различают деформируемые и литейные оловянные бронзы. Деформируемые оловянные бронзы содержат Sn 3...7 %, до 5 % Zn и Pb, до 0,4 % P. Они имеют структуру однородного твердого раствора и после отжига сохраняют однофазную структуру. Благодаря хорошей пластичности они легко подвергаются обработке давлением и поставляются в виде прутков, труб и лент в нагартованном (твердом) и отожженном (мягком) состояниях. Эти бронзы применяются для изготовления различных деталей с высокими упругими свойствами. Механические свойства таких бронз:  $\sigma_b = 320...350$  МПа,  $\delta = 30...50$  %.

Как было указано выше, при концентрации олова 9...11 % в структуре присутствует эвтектид, содержащий хрупкое электронное соединение  $Cu_{31}Sn_8$ , что исключает возможность пластической деформации. Такие бронзы применяются только в литом состоянии. Литые оловянные бронзы с цинком и свинцом имеют высокие литейные свойства: малую усадку и хорошую жидкотекучесть. Из них изготавливают сложные отливки. Высокая коррозионная стойкость позволяет использовать литейные сплавы в качестве арматуры, работающей в агрессивных средах. Наличие включений твердого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истирания, а мягкие частицы ( $\alpha$ -фаза) облегчают приработку и образуют на поверхности мельчайшие каналы, по которым циркулирует смазка. Поэтому бронзы, содержащие 9...11 % Sn, являются одним из лучших антифрикционных материалов и применяются для изготовления подшипников. Например, БрС30, содержит 30 % свинца и 70 % меди. Литые оловянные бронзы имеют механические свойства:  $\sigma_b = 170...200$  МПа,  $\delta = 5...10$  %. Цинк улучшает технологические свойства бронзы и удешевляет ее. Фосфор при содержании его  $>0,3$  % образует фосфид  $Cu_3P$ . Он улучшает литейные свойства, повышает твердость, прочность, износостойкость, упругие и антифрикционные свойства. Никель повышает механические свойства, коррозионную стойкость и плотность отливок и уменьшает ликвацию. Железо измельчает зерно, но ухудшает технологические свойства и сопротивление коррозии. Свинец снижает механические свойства, но повышает плотность

отливок, а главное – облегчает обработку резанием и улучшает антифрикционные свойства.

### ***Маркировка бронз.***

Буквы «Бр» в начале марки обозначает бронза.

После «Бр» в марке бронз стоят буквы, каждая из которых обозначает наличие конкретного легирующего элемента, после букв стоят цифры, которые последовательно показывают содержание этих легирующих элементов, все остальное в марке латуни будет медь. Пример: Бр.ОЦСН 3–7–5–1 – бронза оловянная, содержит 3 % Sn; 7 % Zn; 5 % Pb; 1 % Ni, остальное (84 %) Cu.

### ***9.3.2. Бронзы безоловянистые***

1) ***Алюминиевые бронзы*** могут быть однофазные, например, БрА5, БрА7, и двухфазные Бр.АМц–9–2; Бр.АЖНМц9–4–4–1, Бр.А10; Бр.АЖМц 10–3–1,5.

Однофазные алюминиевые бронзы это сплавы, содержащие до 9%Al, микроструктура их представляет собой  $\alpha$ -фазу – твердый раствор замещения алюминием меди (рис. 73). Эти бронзы характеризуются высокой пластичностью, детали из них получают методом глубокой штамповки, но прочность их невелика. Повышение содержания алюминия в однофазных алюминиевых бронзах сопровождается повышением прочности и пластичности. Пластичность начинает падать при содержании Al > 9 %, что связано с насыщением твердого раствора  $\alpha$  с алюминием (рис. 74).

Увеличение содержания алюминия более 9 % приводит к появлению в структуре эвтектоида ( $\alpha+\gamma$ ), в котором  $\gamma$  представляет собой твердое и хрупкое электронное соединение  $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$  (рис. 73). Это двухфазные алюминиевые бронзы, которые подвергают горячей обработке давлением или используют в виде фасонного литья. Они имеют повышенную прочность, но пластичность их заметно ниже. При содержании алюминия выше 10...12 % уменьшается и прочность сплавов (рис. 74).

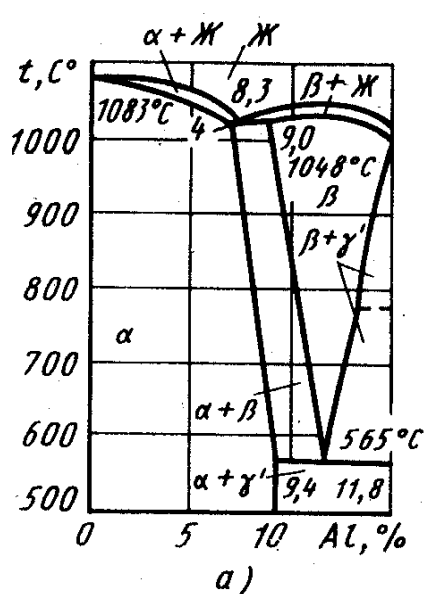


Рис. 73. Диаграмма состояния сплавов Cu-Al

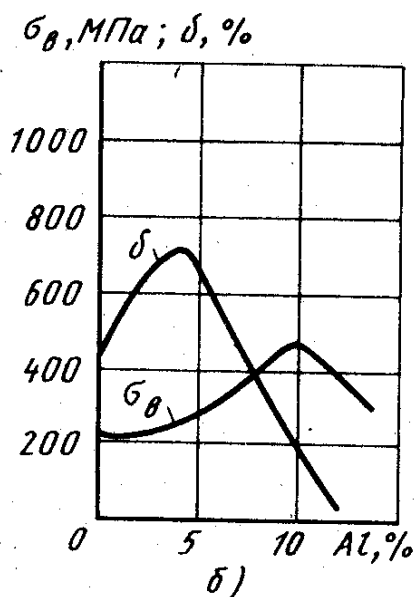


Рис. 74. График изменения механических свойств алюминиевых бронз в зависимости от содержания алюминия

Гетерогенная структура, состоящая из мягкой основы  $\alpha$ -твердого раствора и твердых включений эвтектоида обеспечивает высокие антифрикционные свойства алюминиевых сплавов.

Двухфазные бронзы, при содержании Al  $\approx 9...11\%$  могут подвергаться Т.О. – закалке и последующему отпуску. При нагреве до температуры около  $900^\circ\text{C}$  они приобретают однофазное строение  $\beta$ -твердого раствора, который в результате закалки переходит в игольчатую структуру, подобную мартенситной. Отпуск позволяет в широких пределах менять свойства алюминиевых сплавов. Например, твердость бронзы БрАЖН10-4-4 после закалки и отпуска при  $400^\circ\text{C}$  повышается с HB170...200 до HB 400.

Все алюминиевые бронзы отличаются высокой коррозионной стойкостью, прочностью и достаточной пластичностью. По коррозионной стойкости в морской воде и в тропиках они превосходят оловянистые бронзы и латуни и конкурируют в этом отношении с хромоникелевыми аустенитными коррозионностойкими сталями.

Дополнительное легирование алюминиевых бронз железом, марганцем, никелем повышает их механические свойства, а введение никеля, кроме того, увеличивает жаропрочность и коррозионную стойкость. Например, БрАЖН10-4-4  $\sigma_{\text{в}} = 650\text{ МПа}$ ,  $\delta = 35\%$ ;

Алюминиевые бронзы применяют для изготовления нагруженных деталей, работающих в тяжелых условиях повышенного нагрева, износа и коррозионного воздействия среды.

Железо в этих бронзах измельчает зерно и повышает механические и антифрикционные свойства. Никель улучшает механические свойства и

износостойкость при низких и высоких температурах (500...600 °С). Легко обрабатываются давлением в горячем состоянии, а если алюминия до 7...8 % – в холодном состоянии.

2) **Кремнистые бронзы**, обычно содержат до 3 % Si и часто дополнительно легируют никелем или марганцем, например, Бр.КМцЗ–1 – отличаются коррозионной стойкостью и высокими упругими свойствами, которые придает Si. Они имеют хорошие литейные свойства, легко обрабатываются давлением, резанием и хорошо свариваются. Благодаря высоким механическим свойствам, упругости и коррозионной стойкости их применяют для изготовления пружин, работающих при температурах до 250 °С, а также в агрессивных средах (пресная, морская вода). Часто кремнистые бронзы используют в качестве заменителя оловянных бронз, в некоторых случаях могут заменять дорогую бериллиевую бронзу.

3) **Бериллиевые бронзы**, например, Бр.Б–2 – отличается высокой коррозионной стойкостью, высокой прочностью и пластичностью, особенно после Т.О. (закалки и старения), при ударе не дает искры, поэтому широко применяется в электротехнике в дугогасительных камерах. Хорошо свариваются и обрабатываются резанием. У них высокая износостойкость поэтому используются для изготовления деталей, работающих на износ. Широкое применение бериллиевых бронз ограничивается высокой стоимостью бериллия.

Медь образует с бериллием  $\alpha$ -твердые растворы замещения с решеткой ГЦК. С понижением температуры растворимость бериллия в меди падает, использование переменной растворимости позволяет достичь значительного упрочнения при термической обработке. Закаленная бериллиевая бронза БрБ2 со структурой однородного твердого раствора имеет прочность  $\sigma_{\text{в}} = 500$  МПа при высокой пластичности  $\delta = 30$  %. В результате старения из пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные частицы  $\gamma$ -фазы (CuBe), механические свойства приобретают значение  $\sigma_{\text{в}} = 1200$  МПа,  $\delta = 4$  %. Упрочнению способствует предварительный наклеп бронзы. После закалки, холодной пластической деформации с обжатием и старения прочность возрастает до  $\sigma_{\text{в}} = 1400$  МПа,  $\delta = 2$  %.

Благодаря более высокой прочности и предела упругости по сравнению с другими медными сплавами бериллиевые бронзы находят применение для изготовления пружин, мембран, пружинящих контактов.

4) **Свинцовая бронза**, например Бр.С30, после затвердевания по структуре состоит из кристаллов меди с включениями свинца, так как свинец практически нерастворим в меди. Благодаря такой структуре бронза БрС30 имеет высокие антифрикционные свойства, что позволяет ее использовать вместо оловянных бронз для подшипников скольжения. Высокая теплопроводность бронзы БрС30 позволяет эффективно отводить тепло из зоны трения.

Свинцовая бронза имеет невысокие механические свойства  $\sigma_b = 70$  МПа,  $\delta = 4$  %. Для повышения надежности вкладышей подшипников тонкий слой бронзы наплавляют на основу из стальной ленты.

Дополнительное повышение механических и антифрикционных свойств достигается легированием небольшими добавками никеля и олова.

## Тема 10. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

### 10.1. Свойства алюминия

Большие природные запасы алюминия, хорошо разработанная технология его производства, относительно невысокая себестоимость способствуют широкому использованию алюминия во многих отраслях промышленности, в том числе и в атомной энергетике.

Алюминий относится к легким металлам, поэтому применение его дает возможность снизить массу изделий, что весьма важно и в атомной технике.

Из всех легких металлов алюминий характеризуется наибольшим объемом производства, занимает в мировой промышленности второе место после объема производства стали.

**Алюминий** – металл серебристого цвета, кристаллизуется в гранецентрированную кубическую решетку (ГЦК), не имеет полиморфных превращений, обладает малой плотностью ( $2,7 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ ), низкой температурой плавления ( $658^\circ\text{C}$ ), что ограничивает его применение для изготовления деталей и конструкций, работающих при повышенной температуре. Отожженный алюминий высокой чистоты обладает низкой прочностью ( $\sigma_{\text{в}} = 100 \dots 130 \text{ МПа}$ ) и высокой пластичностью ( $\delta = 35 \%$ ), а также высокой коррозионной стойкостью. Хорошая коррозионная стойкость обусловлена образованием на его поверхности тонкой, но сплошной, плотной пленки оксида  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , сильно затрудняющей пайку и сварку алюминия. Благодаря защитному действию пленки алюминий имеет высокую коррозионную стойкость в атмосфере и в среде многих органических кислот, т.е. в тех средах, которые не разрушают его окисную пленку. Чем меньше примесей содержит алюминий, тем выше его коррозионная стойкость. Постоянными примесями в алюминии являются Fe, Si, Cu, Zn, Ti, при этом Fe и Si практически не растворяются в алюминии. При одновременном присутствии эти два элемента образуют химическое соединение, которое выделяется по границам зерен и снижает пластичность алюминия. Поэтому содержание их в алюминии ограничивается. Однако непрерывное совершенствование технологии производства позволяет получать алюминий особо высокой чистоты (99,999 %).

#### **Маркировка алюминия.**

Алюминий маркируется буквой А, за которой следуют цифры, позволяющие определить количество примесей в данной марке алюминия. Делается это следующим образом: если перед цифрами, указанными в марке алюминия поставить цифры 99, то получим содержание алюминия в процентах в его марке. Полученное число отнимается от 100 % и полученная разница показывает количество примесей в алюминии данной марки.

Например, алюминий марки А97. Поставив перед цифрами 97 цифры 99, получим 99,97 % – процентное содержание чистого алюминия в данной марке. Если от 100 % – 99,97 % = 0,03 %. Таким образом данная марка алюминия А97 расшифровывается как алюминий, содержащий примесей 0,03 %. По чистоте алюминий принято разделять на алюминий особой чистоты, высокой чистоты и технической чистоты.

|                                                        |                     |
|--------------------------------------------------------|---------------------|
| А999 (99,999 % Al) прим. 0,001 %                       | } – высокой чистоты |
| А995 (99,995 % Al) прим. 0,005 %                       |                     |
| А99 (99,99 % Al) прим. 0,01 %                          |                     |
| А97 (99,97 % Al) прим. 0,03 %                          |                     |
| А95 (99,95 % Al) прим. 0,05 %                          |                     |
| А85...А0 – примесей 0,15...1,0 % – технической чистоты |                     |

Из-за низкой прочности технический алюминий (99,00...99,85 % Al) применяется ограниченно. Его используют для изготовления слабонагруженных деталей и элементов конструкций, когда от материала требуется легкость, хорошая свариваемость, высокая пластичность. Широкое применение в качестве конструкционных материалов имеют сплавы на основе алюминия с элементами Cu, Mg, Si, Mn, Zn, Ca, Be, Zr, В, Мо и рядом других элементов.

## 10.2. Классификация и маркировка алюминиевых сплавов

### *Классификация алюминиевых сплавов*

Алюминиевые сплавы классифицируют по:

- технологии изготовления (деформируемые, литейные, спеченные),
- способности к термической обработке (упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой),
- свойствам.

Согласно диаграмме состояния «Al – легирующие элементы» сплавы Al делятся на *деформируемые* и *литейные* (рис. 75).

Деформируемые алюминиевые сплавы имеют при нагреве однофазную структуру  $\alpha$ -твердого раствора легирующего элемента в алюминии (рис. 75). Сплавы отличаются высокой пластичностью и низкой прочностью, поэтому эти сплавы легко обрабатываются давлением и относятся к категории деформируемых сплавов. Деформируемые сплавы бывают двух типов:

1) не упрочняемые термической обработкой (I, рис. 75), содержание легирующих элементов в них меньше предельной концентрации легирующих элементов при комнатной температуре, точка F линии KF, таким образом, микроструктура этих сплавов при комнатной температуре:  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в алюминии;

2) упрочняемые термической обработкой (II, рис. 75), содержание легирующих элементов в них превышает предельную концентрацию легирующих элементов при комнатной температуре, поэтому с понижением температуры, согласно линии KF (линия максимальной растворимости легирующих элементов в алюминии) из  $\alpha$ -твердого раствора выделяется вторичная упрочняющая  $\beta'$  фаза. Точка К соответствует предельной растворимости легирующего элемента в алюминии при эвтектической температуре. После закалки и старения микроструктура:  $\alpha$ -твердый раствор + вторичные упрочняющие фазы.

Литейные алюминиевые сплавы в микроструктуре содержат эвтектику ( $\alpha + \beta$ ) (рис. 75). Благодаря наличию эвтектики они обладают хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, малой усадкой, низкой склонностью к образованию горячих трещин пористости. Лучшая жидкотекучесть – у эвтектических сплавов. Линия KCN – линия эвтектических превращений.

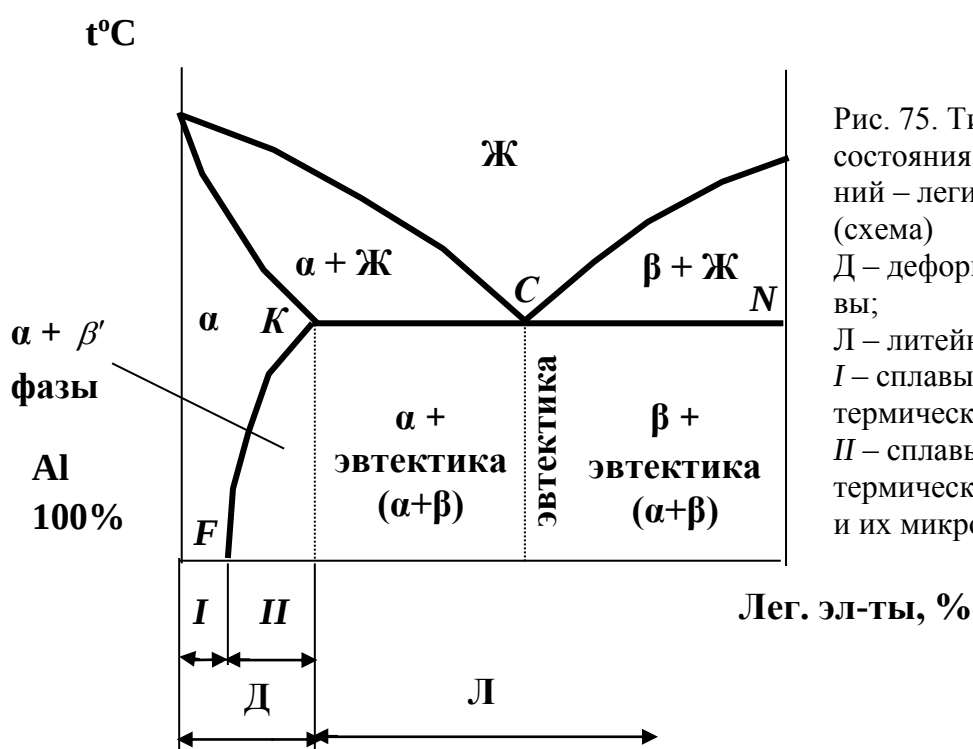


Рис. 75. Типовая диаграмма состояния сплавов алюминий – легирующий элемент (схема)

Д – деформируемые сплавы;  
Л – литейные сплавы;  
I – сплавы, не упрочняемые термической обработкой;  
II – сплавы, упрочняемые термической обработкой и их микроструктуры

Основными легирующими элементами в деформируемых алюминиевых сплавах являются Cu, Zn, Mg, Mn.

### 10.3. Деформируемые алюминиевые сплавы

*Деформируемые* (прессованные, кованные, катаные) алюминиевые сплавы делятся на:

1. *Не упрочняемые термической обработкой*, это сплавы системы: Al – Mn; Al – Mg, типа АМц–4; АМг–1,5, отличаются сравнительно невысокой прочностью, высокими пластичностью и коррозионной стойкостью, хорошими технологическими свойствами, хорошо обрабатываются давлением и свариваются. Обработка резанием в отожженном состоянии затруднена. Сплавы не упрочняются термической обработкой, так как не испытывают фазовых превращений от комнатной температуры до температуры плавления. Их применяют в отожженном состоянии или упрочняют с помощью холодной пластической деформации (наклеп). Применяются для изготовления деталей глубокой штамповкой из листового материала, сваркой, это также – поковки, прутки, трубы, профили, проволока, от которых требуется высокая коррозионная стойкость, так как детали предназначены для работы в условиях активных коррозионных сред.

*Марганец* улучшает прочность и коррозионную стойкость алюминия, поэтому сплавы Al – Mn превосходят чистый алюминий более высокими прочностью и коррозионной стойкостью.

*Магний* также повышает коррозионную стойкость, прочность не снижая пластичности, но и уменьшает плотность алюминиевого сплава (так как он легче алюминия). Поэтому алюминиево-магниевые сплавы применяются чаще, в том числе, для изготовления деталей, работающих в условиях высокой влажности.

В *маркировке деформируемых не упрочняемых ТО сплавов* после буквы А стоят буквы, обозначающие каким элементом легирован сплав, а затем цифры, показывающие количество легирующего элемента. Все остальное в сплаве – алюминий. Например, АМг–1,5 – алюминиевый деформируемый сплав, не упрочняемый Т.О., содержит 1,5 % Mg, остальное Al; микроструктура –  $\alpha$ -твердый раствор замещения алюминия магнием.

АМц–4 – алюминиевый деформируемый сплав не упрочняемый Т.О., содержит 4 % Mn, остальное Al, микроструктура –  $\alpha$ -твердый раствор замещения марганцем алюминия.

Сплавы, применяемые в отожженном состоянии, маркируются дополнительно буквой М (мягкий); после небольшой степени наклепа – П (полупонагартованный); после сильного наклепа – Н (нагартованный).

2. *Упрочняемые термической обработкой*. Это, например, сплавы системы: **Al–Cu–Mg–Mn**. Эти сплавы называют *дюралюмины* и маркируют буквой Д, после которой стоят цифры, показывающие номер сплава. Например, сплавы марок Д16 (деформируемый упрочняемый термической обработкой алюминиевый сплав дюралюмин № 16) и другие. Сплавы до-

полнительно легируют марганцем, что повышает стойкость дюралюмина к коррозии, присутствуя в виде интерметаллидных частиц  $Al_{12}Mn_2Cu$ . Mn повышает температуру рекристаллизации и улучшает механические свойства дюралюмина. Дюралюмины хорошо деформируются в горячем и холодном состояниях.

В равновесном состоянии (перед ТО) сплавы представляют собой  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в алюминии + выделения интерметаллидов.

Растворимость большинства компонентов в алюминии при понижении температуры уменьшается. Поэтому на диаграмме присутствует линия переменной растворимости (KF), что дает возможность к дюралюминам применить термическую обработку. Упрочняющая термическая обработка состоит из закалки и последующего старения.

После Т.О. (закалки и старения) дюралюмины обладают достаточно высокой прочностью и пластичностью.

Закалка этих сплавов состоит в нагреве до определенной температуры (например, для сплава Д16 это – температура 495...510 °С), при которой избыточные интерметаллидные фазы, растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении, в результате получается микроструктура – пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии. Охлаждение деформируемых сплавов при закалке проводят в холодной воде, фасонных отливок в подогретой воде (50...100 °С) во избежание коробления и образования трещин. При закалке дюралюмина важно обеспечить скорость охлаждения, не вызывающую распада твердого раствора. Даже незначительный распад твердого раствора в процессе охлаждения с выделением интерметаллидных фаз по границам зерен снижает сопротивление к межкристаллитной коррозии. Сразу после закалки сплавы имеют невысокую прочность и обладают способностью к пластической деформации. Поэтому закаленные детали можно подвергать деформирующим операциям: гибке, отбортовке и другим.

Для упрочнения дюралюмины после закалки подвергают естественному старению, при температуре  $\approx 20$  °С, в течение нескольких суток или искусственному старению при температуре 150°С, в течение 10...24 час. Понижение температуры тормозит старение, а повышение ее, увеличивает скорость процесса, но понижает пластичность и сопротивление коррозии. Более эффективно естественное старение. В этом случае сплавы имеют более высокую пластичность и менее чувствительны к концентраторам напряжений.

После ТО сплав Д16 имеет:  $\sigma_b = 520$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 380$  МПа,  $\delta = 11$  %.

Цветным сплавам после закалки проводят старение, так как в результате закалки получают непрочную структуру пересыщенного твердого раствора. **Старение** – процесс изменения свойств (упрочнение) закален-

ных сплавов с течением времени за счет выделения вторичных структур (без заметного изменения основной структуры сплава). Старение может быть естественным, если оно протекает при комнатной температуре, и искусственным, если оно проводится при повышенной температуре (150 °С).

Микроструктура дюралюминов после ТО (заковки и старения) состоит из  $\alpha$ -твердого раствора и упрочняющих фаз в виде соединений:  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{MgCu}$ ,  $\text{Al}_6\text{MgCu}_6$  и  $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ .

Достоинством дюралюминов является высокая удельная прочность, но они имеют невысокую коррозионную стойкость. Для повышения коррозионной стойкости листы дюралюмина плакируют.

**Плакирование** – покрытие одного металла другим с более высокой коррозионной стойкостью. Дюралюмины покрывают слоем чистого алюминия.

Сплав Д16 применяют для изготовления деталей и элементов конструкций средней и повышенной прочности, требующих долговечности при переменных нагрузках. Дюралюмины – это высокопрочные алюминиевые сплавы.

Другим примером высокопрочных алюминиевых сплавов являются **деформируемые алюминиевые** сплавы системы **Al – Zn – Mg – Cu**. Это сплавы типа В95, В96. Они имеют более высокую прочность среди алюминиевых сплавов. Если после термической обработки сплав Д16 имеет  $\sigma_{\text{в}} = 520$  МПа,  $\delta = 11\%$ , то В95 имеет  $\sigma_{\text{в}} = 560 - 600$  МПа,  $\delta = 8\%$ , В96 имеет  $\sigma_{\text{в}} = 670$  МПа, но  $\delta = 7\%$ . Эффект старения в этих сплавах более высок, так как образуются дисперсные упрочняющие фазы  $\text{MgZn}_2$  и  $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ . При увеличении содержания цинка и магния прочность сплавов повышается, а их пластичность и коррозионная стойкость понижаются.

Повышению трещиностойкости и долговечности у высокопрочных алюминиевых сплавов, таких как Д16 и В95 способствовало снижение предельного содержания вредных примесей Fe и Si от 0,50 до 0,15 и 0,1 % соответственно.

Для получения легких алюминиевых сплавов применяют литий – самый легкий среди металлов ( $\gamma = 0,5 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>), это сплавы систем **Al – Mg – Li** (01420) и **Al – Cu – Li** (ВАД23). Из-за низкой плотности эти сплавы имеют высокую удельную прочность. Они обладают прочностью, близкой к прочности дюралюминов, но значительно меньшую плотность, поэтому удельная прочность у них более высокая.

Сплавы системы Al – Mg – Li являются самыми легкими из всех известных алюминиевых сплавов. Такие сплавы и его сварные соединения обладают высокими коррозионными свойствами, высоким модулем упругости, хорошей свариваемостью.

Например, сплав ВАД23 используется как конструкционный материал для изделий, в которых должны сочетаться легкость, высокая прочность, жесткость и жаропрочность.

Более высокую жаропрочность имеют алюминиевые сплавы изготовленные методом порошковой металлургии. Например, сплавы типа **Al – Ni – Fe**, полученные из порошков спеканием с добавками  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{SiO}_2$  при той же коррозионной стойкости имеют более высокую жаропрочность.

#### 10.4. Литейные алюминиевые сплавы

**Литейные сплавы** должны обладать высокой жидкотекучестью, сравнительно небольшой усадкой, малой склонностью к образованию горячих трещин и пористости в сочетании с хорошими механическими свойствами и сопротивлением коррозии. Наиболее высокие литейные свойства имеют сплавы с эвтектической структурой. Эвтектика обеспечивает низкую температуру плавления и хорошую жидкотекучесть, т. е. способность изготавливать детали сложной формы методами литья. Эвтектика образуется в сплавах, в которых содержание легирующих элементов больше предельной их растворимости в алюминии. Поэтому содержание легирующих элементов в литейных сплавах выше, чем в деформируемых. Чаще применяют сплавы систем: Al – Si, Al – Cu, Al – Mg, которые дополнительно легируют небольшим количеством меди и магния (Al – Si), кремния (Al – Mg), марганца, никеля, хрома (Al – Cu). Для измельчения зерна, а, следовательно, для улучшения механических свойств, в сплавы вводят легирующие добавки (Ti, Zr, B, V и др.). Многие отливки из алюминиевых сплавов подвергают термической обработке.

К наиболее распространенным литейным сплавам относятся сплавы системы Al – Si, например, АЛ2, АЛ4 и т.п., которые называются **силуминами**.

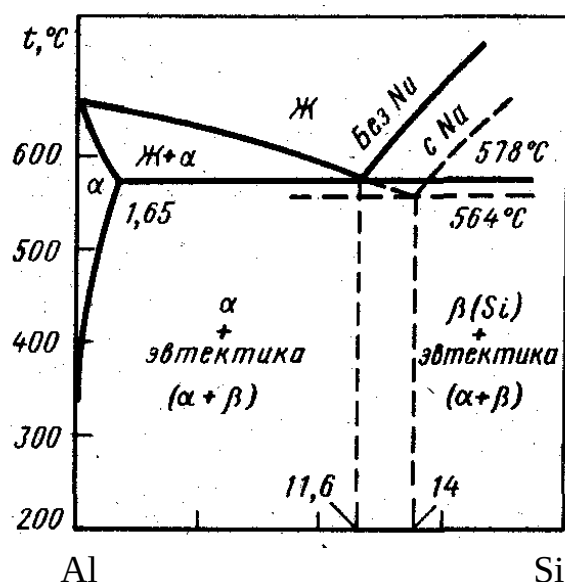


Рис. 76. Диаграмма состояния Al – Si

Силумины содержат много эвтектики и поэтому отличаются высокими литейными свойствами, а отливки из них наиболее плотные.

Для самых неответственных деталей применяется эвтектический сплав, содержащий 11...13 % Si (АЛ2), обладающий высокой коррозионной стойкостью. В состав эвтектики входят хрупкие, игольчатой формы частицы, состоящие практически из чистого кремния. При игольчатой форме частиц Si сплавы имеют низкие механические свойства. Так, сплав АЛ2 имеет  $\sigma_b = 100...140$  МПа и  $\delta = 1...3$  %. Улучшение механических свойств литых сплавов достигается в результате модифицирования. В расплав вводят небольшое количество металлического натрия, хлористых или фтористых солей натрия. Натрий сдвигает эвтектическую точку в системе Al – Si в сторону больших концентраций кремния. Благодаря этому эвтектический по составу сплав (АЛ 2) становится доэвтектическим. Микроструктура его:  $\alpha$  +эвтектика ( $\alpha$ +Si). В модифицированном силумине кремний присутствует в виде дисперсных округлых частиц, в результате возрастают как прочностные свойства ( $\sigma_b = 180...200$  МПа), так и относительное удлинение ( $\delta = 5...10$  %). Термическая обработка оказывает слабое упрочняющее влияние на силумин АЛ2 и поэтому не применяется.

Маркируются силумины следующим образом: АЛ 2 – литейный алюминиевый сплав № 2.

При более высоких требованиях к прочностным свойствам применяют доэвтектические силумины, содержащие 4...10 % Si с небольшими добавками Zn, Cu, Mg, Mn, (АЛ4, АЛ9). Их также применяют после модифицирования, которое увеличивает прочность силуминов на 25 % и относительное удлинение – в 2 раза. После модифицирования АЛ4 и АЛ9 упрочняются термической обработкой. Структура силуминов не обладает достаточной жаропрочностью, но благодаря хорошим литейным свойствам и высокой коррозионной стойкости сплавы применяются в реакторостроении для изготовления деталей арматуры.

Кроме силуминов применяют сплавы, легированные Cu, (например, АЛ7, АЛ19) и Mg (например, АЛ8, АЛ27). Эти сплавы имеют худшие литейные, но более высокие механические свойства, подвергаются термической обработке.

В ядерных реакторах применяются жаропрочные сплавы, например, АЛ1 системы Al – Cu, с добавками Ni и Cr. Рабочая температура до 300 °С.

Сплав АЛ20 системы Al – Mg – Si – Mn – Cu с добавками Fe и Ti.

Сплав АЛ21 системы Al – Mg – Mn – Cu с добавками Ni и Cr.

Отливки применяют после закалки и искусственного старения. Рабочая температура таких сплавов до 300 °С.

## Тема 11. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ

### 11.1. Титан и его свойства

**Титан** (Ti) – металл серебристо-белого цвета, широко распространенный в земной коре, известен с 1791 г. Однако промышленный способ его получения был разработан лишь в 40-годах XX века. Если в 1947 г. в мире производили менее 3 т титана, то в конце века – около 100 тыс.т. Быстрый рост производства объясняется сочетанием таких ценных свойств титана, как малая плотность ( $\gamma = 4,3...4,5 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ ), высокая удельная прочность ( $\sigma_b/\gamma$ , где  $\sigma_b$  – предел прочности,  $\gamma$  – плотность), коррозионная стойкость, хорошая технологичность: куется, штампуется, прокатывается (в горячем состоянии), сваривается аргоно-дуговой сваркой, контактной сваркой в защитной атмосфере, обеспечивая высокую прочность и пластичность сварного соединения, хладостоек, немагнитен.

К недостаткам титана следует отнести высокую стоимость производства, плохую обрабатываемость резанием, низкий модуль упругости, активное взаимодействие при высоких температурах со всеми атмосферными газами. Технический титан даже при комнатной температуре склонен к ползучести. Примеси образуют с титаном твердые растворы и такие хрупкие фазы, как оксиды, гидриды, нитриды и карбиды, которые повышают прочность, твердость и одновременно снижают пластичность, ухудшают свариваемость и снижают коррозионную стойкость титана. При комнатной температуре возможно водородное охрупчивание титана. Опасность водородной хрупкости накладывает ограничения на содержание водорода, которого в техническом титане не должно превышать 0,008...0,012 %.

Температура плавления титана ( $1668 \pm 4$ ) °C в зависимости от степени его чистоты.

Титан имеет две аллотропические модификации –  $\alpha$  и  $\beta$ , температура фазового перехода 882 °C. До температуры 882 °C существует  $\alpha$ -Ti, имеющий кристаллическую решетку ГПУ, выше 882 °C существует  $\beta$ -Ti, имеющий кристаллическую решетку ОЦК (рис. 77). Механические свойства титана зависят от его чистоты и структуры. Различают примеси внедрения – кислород, азот, углерод, водород и примеси замещения, к которым относятся железо и кремний. По удельной прочности в интервале температур 300...600 °C сплавы титана не имеют себе равных; при температуре ниже 300 °C они уступают алюминиевым сплавам, а выше 600 °C – сплавам на основе железа и никеля. Титан имеет низкий модуль упругости (E), почти в 2 раза меньший, чем у железа, что затрудняет изготовление жестких (сопротивление деформациям) конструкций. Хотя титан относится к числу химически активных металлов, он обладает высокой коррозионной стойкостью, так как на его поверхности образуется сплошная и плотная

пленка  $\text{TiO}_2$ . Благодаря оксидной пленке титан и его сплавы, коррозионно-стойкие в атмосфере, пресной и морской воде, устойчивы против коррозионной кавитации (разрушение металла, вызванное одновременным коррозионным и ударным воздействием внешней среды) и коррозии под напряжением.

Из-за высокой химической активности титана и его сплавов плавку, разливку и дуговую сварку производят в вакууме или в атмосфере инертных газов. Рабочая температура титана и его сплавов не должна превышать  $500 \dots 550^\circ\text{C}$ , так как при более высокой температуре титан и его сплавы легко окисляются и поглощают газы, в результате снижается пластичность и коррозионная стойкость сплавов.

Прочность и пластичность сильно зависят от количества примесей: чем больше примесей, тем выше прочность и ниже пластичность.

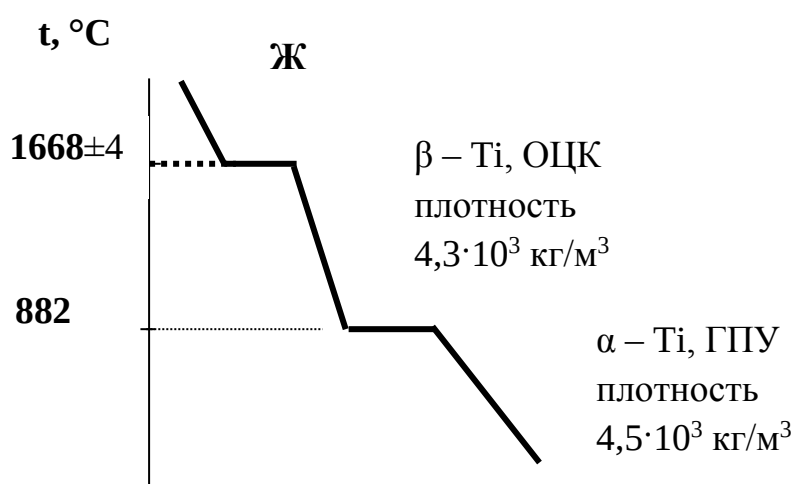


Рис. 77. Кривая охлаждения титана

Технически чистый титан, например, марки ВТ1–1 (99,44 % Ti) имеет при комнатной температуре следующие механические свойства:  $\sigma_{\text{в}} = 450 \dots 700 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_{0,2} = 380 \dots 500 \text{ МПа}$ ;  $\delta \geq 25 \%$ ;  $\psi \geq 50 \%$ . При понижении температуры от комнатной до криогенных прочностные свойства растут при сохранении хорошей пластичности. Например,  $\sigma_{\text{в}} = 1280 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 29 \%$  при температуре  $20 \text{ К}$  ( $-253^\circ\text{C}$ ).

Свойства титана делают его перспективным материалом для изготовления парогенераторов и других узлов специальных ЯЭУ. Его также рассматривают в качестве возможного материала термоядерных реакторов будущего.

Радиационная стойкость титана определяется его сопротивлением упрочнению, охрупчиванию и распуханию, возникающим в результате радиационного облучения.

Таким образом, коротко можно сформулировать основные достоинства и недостатки титана.

**Основные достоинства титана:**

- высокая коррозионная стойкость,
- высокая прочность и пластичность,
- способность к аллотропическим превращениям,
- немагнитность,
- хорошо обрабатывается давлением.

**Недостатки:**

– высокая активность ко многим элементам, например, поглощает  $H_2$  с 70 °С,  $O_2$  с 400...500 °С,  $N_2$  с 600...700 °С.

## 11.2. Сплавы титана

Основной целью легирования титана и получения сплавов является повышение прочности, жаропрочности и коррозионной стойкости, легирующие элементы оказывают большое влияние на полиморфное превращение титана, что является основой для создания титановых сплавов.

Таким образом, полиморфизм титана, хорошая растворимость в нем многих химических элементов, образование химических соединений с переменной растворимостью дает возможность получать большое число сплавов с различным химическим составом, структурой и свойствами. Титан легируют для улучшения механических свойств, реже – для повышения коррозионной стойкости.

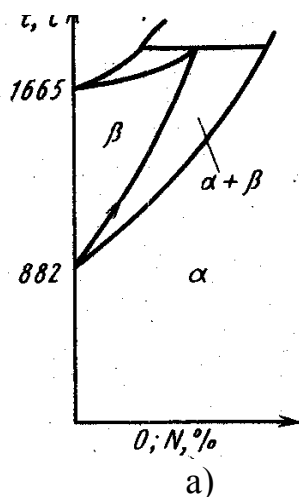
Основные легирующие элементы: Al, Fe, Mn, Cr, Sn, V, Si, Mo, Zr, Nb. Удельная прочность у титановых сплавов выше, чем у легированных сталей. Легирующие элементы оказывают большое влияние на температуру полиморфного превращения, их принято делить на четыре группы:  $\alpha$ -стабилизаторы,  $\beta$ -стабилизаторы, эвтектоидообразующие и нейтральные элементы, не влияющие на температуру полиморфного превращения (рис. 78).

Среди указанных легирующих элементов алюминий повышает температуру полиморфного превращения  $\alpha \rightarrow \beta$ , расширяя область твердых растворов на основе  $\alpha$ -титана (рис. 78,а). Являясь  $\alpha$ -стабилизатором, алюминий – это основной упрочняющий легирующий элемент, к тому же имеющий малую плотность. Как правило, большинство промышленных сплавов титана содержат алюминий. Алюминий повышает предел прочности, но уменьшает пластичность сплавов.

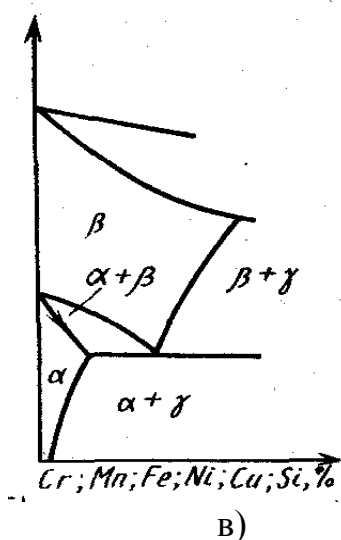
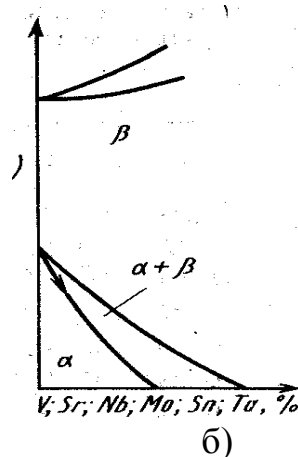
Большинство легирующих элементов (Mo, V, Mn, Fe, Cr и др.), наоборот, понижают температуру полиморфного  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения и расширяют область существования твердых растворов на основе  $\beta$ -Ti, являясь  $\beta$ -стабилизаторами (рис. 78,б).

Некоторые  $\beta$ -стабилизаторы (Cr, Mn, Fe, Ni, Cu и др.) могут образовывать с титаном интерметаллидные соединения типа TiX (например, TiCr). В этом случае при охлаждении  $\beta$ -фаза претерпевает эвтектоидное превращение  $\beta \rightarrow \alpha + \text{TiX}$  (рис. 78,в).

$\alpha$ -стабилизаторы  
Al, N, O



$\beta$ -стабилизаторы  
Mo, V, Mn, Fe, Cr



Эвтектоидообразующие  
элементы:

Cr, Mn, Ni, Fe, Cu, Si

Нейтральные элементы

Zr, Sn

Рис. 78. Диаграммы состояния Ti – легирующие элементы, их влияние на полиморфные (аллотропические) превращения титана

По структуре в нормализованном состоянии титановые сплавы классифицируются на:  $\alpha$ -Ti сплавы,  $\beta$ -титановые сплавы и  $(\alpha+\beta)$ -титановые сплавы.

**$\alpha$ -титановые сплавы**, структура которых представлена  $\alpha$ -фазой и представляет собой  $\alpha$  – тв. раствор Al и др. легирующих элементов в  $\alpha$ -Ti.

Это сплавы марок, например, BT5 (5 % Al); OT4-1 (1,5 % Al, 1,0 % Mn); BT5-1 (5 % Al, 2,5 % Sn). Основной легирующий элемент Al, кроме этого,

сплавы могут содержать нейтральные элементы (Sn, Zr), которые не влияют на температуру полиморфного превращения, и небольшое количество  $\beta$ -стабилизаторов (Mn, Fe, Cr, Mo).

Свойства таких сплавов характеризуются невысокой прочностью при комнатной температуре, они хорошо свариваются в защитной среде, механические свойства металла шва почти равнопрочны механическим свойствам основного металла, обладают высокой коррозионной стойкостью, сохраняют свойства при температуре до 500 °С в течение длительного времени, не упрочняются ТО, но упрочняются при холодной деформации, подвергаются рекристаллизационному отжигу. Их недостатком является пониженная технологическая пластичность. Сплавы, содержащие 2...6 %  $\beta$ -фазы, вследствие легирования их  $\beta$ -стабилизаторами имеют лучшую технологическую пластичность, лучше обрабатываются давлением, не ухудшая свариваемости. Механические свойства  $\alpha$  Ti сплавов в среднем:  $\sigma_B = 700 \dots 1000$  МПа;  $\delta = 10$  %,  $\psi = 25$  %. Структура  $\alpha$  – твердый раствор легирующих элементов в  $\alpha$ -Ti.

Олово улучшает технологические свойства  $\alpha$ -титановых сплавов. Такие сплавы, например, сплав ВТ5–1 хорошо обрабатываются давлением, олово замедляет их окисление и повышает сопротивление ползучести.

$\alpha$ -Ti сплавы обладают наиболее оптимальным сочетанием коррозионных, физико-механических, радиационных, технологических и других свойств:

- высокая коррозионная стойкость в воде и водяном паре до 400 °С;
- достаточные пластичность и ударная вязкость;
- отсутствие хладноломкости в исходном и облученном состояниях;
- высокая радиационная стойкость в условиях эксплуатации ЯЭУ;
- стабильность механических свойств при длительных термических воздействиях;
- надежная свариваемость в различных толщинах без охрупчивания зоны термического влияния;
- равнопрочность металла шва сварных соединений и основного металла;
- хорошая технологичность при изготовлении полуфабрикатов (труб, поковок, листов и др.).

**( $\alpha + \beta$ ) – Ti сплавы**, структура которых представлена  $\alpha$ - и  $\beta$ - фазами, где  $\alpha$  – тв. р-р Al в  $\alpha$ -Ti;  $\beta$  – твердый раствор легирующих элементов в  $\beta$ -Ti.

Это сплавы марок, например, ВТ3 (Al 5,5 %, Cr 2,5 %), ВТ3–1 (Al 5,5 %, Cr 2,5 %, Mo 2 %), ВТ6 (Al 6 %, V 4 %).

Эти сплавы обладают наилучшими технологическими и механическими свойствами, подвергаются ТО: закалке и старению, после чего их механические свойства имеют следующий уровень  $\sigma_B = 1200 \dots 1500$  МПа,

$\delta = 5 \dots 8 \%$ . Они также способны длительно работать при  $500^\circ\text{C}$ , временно – до  $750^\circ\text{C}$ .

При сварке ( $\alpha+\beta$ ) сплавов происходит существенное снижение их пластичности и охрупчивание. Поэтому большинство этих сплавов или являются плохо свариваемыми, или обладают ограниченной свариваемостью. После сварки их нужно подвергать термической обработке (отжигу) для восстановления пластичности.

**$\beta$  - Ti сплавы**, структура которых представлена  $\beta$ -фазой и представляет собой  $\beta$ -твердый раствор легирующих элементов в  $\beta$ -Ti.

Это сплавы марок, например, BT15 (Al 4 %, Cr 11 %, Mo 8 %) и др.

Такие сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью. После закалки имеют достаточно высокую пластичность ( $\delta = 20 \%$ ), ударную вязкость и сравнительно низкую прочность ( $\sigma_b = 900 \dots 1000$  МПа), благодаря чему хорошо обрабатываются давлением, после старения они получают высокую прочность ( $\sigma_b = 1300 \dots 1800$  МПа) и пластичность ( $\delta$  до 4 %). Сварные соединения имеют пониженную пластичность. Сплавы дорогие, тяжелые. Сплавы со стабильной  $\beta$ -структурой сравнительно редко применяют из-за необходимости их легировать большим количеством элементов  $\beta$ -стабилизаторов, чтобы получить стабильную  $\beta$ -структуру при комнатной температуре. Эти сплавы дорогие, тяжелые, поэтому обладают пониженной удельной прочностью.

Механические свойства сварных соединений из  $\beta$ -сплавов находятся на уровне свойств самого сплава, но при старении с целью повышения прочности может произойти охрупчивание металла шва и околошовной зоны.

Когда требуются высокие значения ударной вязкости и пластичности, рекомендуют применять  $\beta$ -сплавы в закаленном состоянии при исключении длительных нагревов выше температур  $350 \dots 400^\circ\text{C}$ . Для получения высокой прочности рекомендуют закалку и старение, но при этом пластичность будет  $\delta \approx 3 \dots 5 \%$ .

По технологии производства титановые сплавы подразделяют на деформируемые, литейные и порошковые.

**Литейные сплавы** титана отличаются высокой жидкотекучестью, плотностью отливок и малой склонностью к образованию горячих трещин. Свойственные литейным сплавам дефекты (усадочные поры, ликвация) в определенной степени можно устранить горячим прессованием. Наиболее технологичным из числа литейных сплавов является сплав BT5Л, который хорошо сваривается, пластичен, но имеет низкую прочность. Наиболее жаропрочен сплав BT3–1Л. Состав титановых сплавов для фасонного литья обычно соответствует составу деформируемых сплавов. Однако механические свойства у литейных сплавов ниже, чем у деформируемых сплавов. Практически большинство титановых сплавов можно получать методами

порошковой технологии. При этом снижается расход металла и стоимость деталей, улучшаются (не ухудшаются) прочностные свойства, обеспечивается высокая однородность материала.

Титановые сплавы обладают низкими антифрикционными свойствами. Для повышения износостойкости их подвергают азотированию. Для повышения жаростойкости их подвергают силицированию.

Регулируя фазовый состав и структуру путем легирования и термической обработки, можно добиться эффективного действия тех или иных механизмов упрочнения и создать высокопрочные и жаропрочные титановые сплавы.

## Тема 12. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

**Магний** – щелочноземельный металл светло-серого цвета.

Среди промышленных металлов он обладает наименьшей плотностью ( $1,74 \cdot 10^3$  кг/м<sup>3</sup>). Температура плавления магния 651 °С. Кристаллическая решетка гексагональная плотно упакованная (ГПУ), не имеет полиморфных превращений. Дешевизна, доступность, хорошие теплофизические и ядерные свойства делают магний интересным материалом для использования в технике. К недостаткам чистого магния необходимо отнести большую склонность к росту зерна, а это охрупчивает металл. Существенным недостатком магния является также его низкая коррозионная стойкость на воздухе (особенно влажном), а также в воде. Кроме того, магний имеет плохие литейные свойства, склонность к газонасыщению, окислению и воспламенению. Оксидная пленка магния (MgO) имеет значительно бóльшую плотность, чем чистый магний и поэтому склонна к растрескиванию.

Технический магний выпускают трех марок:

МГ90 (99,9 % Mg), МГ95 (99,95 % Mg) и МГ96 (99,96 % Mg).

Механические свойства литого магния:  $\sigma_b = 115$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 25$  МПа;  $\delta = 8$  %, HB 245, а деформированного и отожженного (прессованные прутки):  $\sigma_b = 200$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 90$  МПа,  $\delta = 15$  %, HB 290. На воздухе при температуре  $> 623$  °С магний легко воспламеняется. Присутствие в магнии примесей: Fe, Si, Ni, Cu резко снижают его коррозионную стойкость. Из-за низких механических свойств технический магний как конструкционный материал не применяется. Используется магний в пиротехнике, химической промышленности и в металлургии в качестве раскислителя, восстановителя и модификатора.

### 12.1. Сплавы на основе магния

Сплавы магния обладают малой плотностью, высокой удельной прочностью, хорошо поглощают вибрации, что предопределило их широкое использование в авиационной и ракетной технике. Сплавы магния обладают высокой усталостной прочностью, хорошей теплопроводностью, высокой пластичностью в горячем состоянии и хорошо деформируются при нагреве, хорошо обрабатываются резанием, легко шлифуются и полируются, удовлетворительно свариваются контактной роликовой и дуговой сваркой, которую надо проводить в защитной атмосфере, не взаимодействуют с ураном и обладают низкой способностью поглощать тепловые нейтроны, (сечение захвата тепловых нейтронов  $0,063 \cdot 10^{-28}$  м<sup>2</sup>, это понятие будет рассматриваться во 2-ой части курса МиТМ. Поэтому сплавы магния применяют для изготовления оболочек трубчатых тепловыделяющих элементов в ядерных реакторах. Сплавы магния не упрочняются и не охрупчи-

ваются при нейтронном облучении. Недостатками магниевых сплавов является трудность обработки давлением (необходимость нагрева), трудности при выплавке и литье, низкая температура плавления, склонность к самовоспламенению и меньшая коррозионная стойкость, чем у алюминиевых сплавов. Эти недостатки ограничивают возможность применения сплавов. Чаще применяют сплав магния с алюминием (до 10 %), цинком (до 5...6 %), марганцем (до 2,5 %), цирконием (до 1,5 %). Диаграммы состояния сплавов магния с этими элементами и их влияние на свойства магниевых сплавов представлены на рисунке 79.

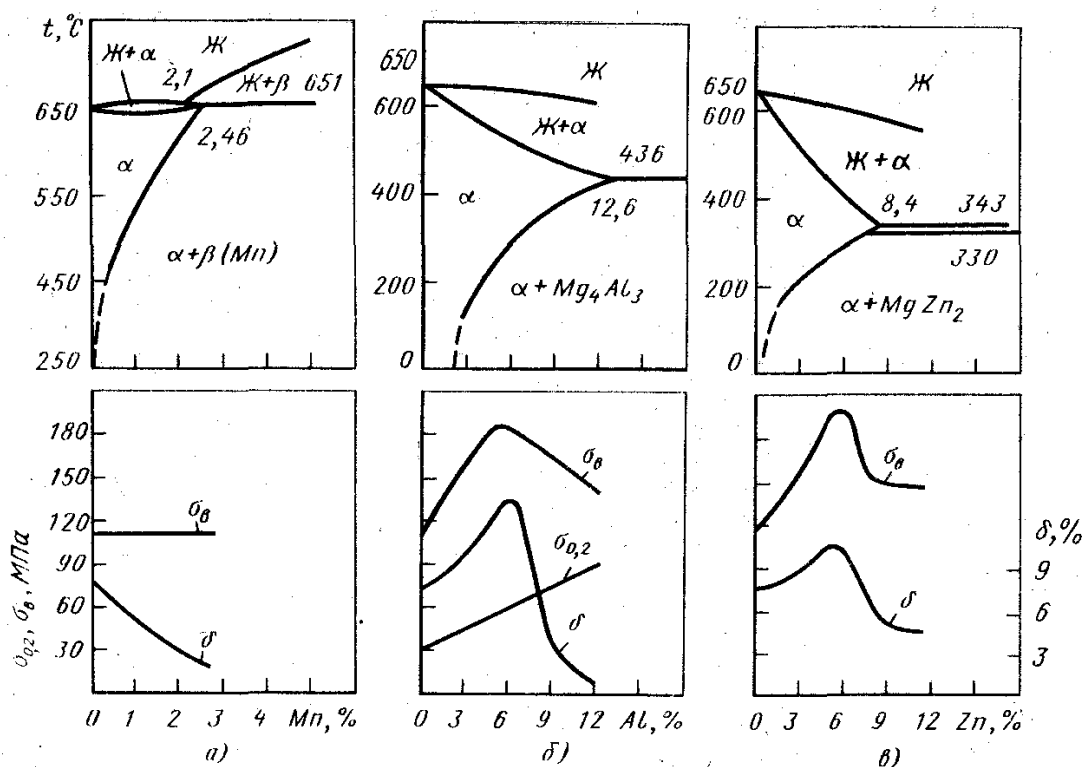


Рис. 79. Диаграммы состояния Mg–Mn, Mg–Al, Mg–Zn и влияние Mn, Al, Zn на механические свойства магниевых сплавов

Основными упрочняющими легирующими элементами являются алюминий и цинк. Алюминий и цинк в количестве до 10 и 6 % соответственно, образующие с магнием твердые растворы и соединения Mg<sub>4</sub>Al<sub>3</sub> и MgZn<sub>2</sub>, повышают механические свойства магния (рис. 79, б, в), при большем содержании этих элементов пластичность резко снижается. Наиболее прочными деформируемыми сплавами являются сплавы магния с алюминием (МА5) и магния с цинком, дополнительно легированные цирконием (МА14). Марганец положительно влияет на жаропрочность, повышает сопротивление коррозии и улучшает свариваемость сплавов магния, но слабо влияет на прочностные свойства, при этом достаточно активно снижает пластичность (рис. 79,а). Марганец с магнием образует α-твердый раствор.

При понижении температуры растворимость марганца в магнии понижается и из  $\alpha$ -твердого раствора выделяется  $\beta$ -фаза (рис. 79,а).

Диаграммы состояния (рис. 79) показывают, что растворимость легирующих элементов в магнии падает с уменьшением температуры, что позволяет применять к магниевым сплавам термическую обработку. Для повышения прочностных свойств магниевые сплавы подвергают закалке и последующему старению. Из-за низкой скорости диффузии закалку проводят на воздухе и применяют искусственное старение при температурах 200...250 °С и выдержках от 16 до 24 часов. Прочностные характеристики существенно повышаются при термомеханической обработке, состоящей из пластической деформации закаленного сплава перед его старением.

Основная цель легирования цирконием – измельчение зерна. Цирконий, будучи введен в сплавы магния, измельчает зерно, тем самым повышает механические свойства, особенно предел текучести и пластичность, уменьшает пористость. Недостатками сплавов, содержащих цирконий, являются склонность к образованию трещин, затрудняющих горячую прокатку и сварку сплавов. Редкоземельные металлы и торий повышают жаропрочность магниевых сплавов. Бериллий в количестве 0,005...0,012 % уменьшает окисляемость магния при плавке, литье и термической обработке, уменьшает способность магниевых сплавов к самовозгоранию.

Наиболее вредными примесями, снижающими коррозионную стойкость магния, являются никель и железо и в меньшей степени – медь и кремний. Цирконий и марганец снижают отрицательное действие вредных примесей.

Недостатками всех магниевых сплавов являются: низкая температура плавления, плохие литейные свойства, склонность к газонасыщению и воспламенению, низкая коррозионная стойкость.

Магниевые сплавы, как и алюминиевые, по технологии изготовления подразделяют на две группы:

1) **литейные сплавы** для получения деталей методом фасонного литья, маркируемые буквами «МЛ», далее следует номер сплава;

2) **деформируемые сплавы**, подвергаемые прессованию, прокатке, ковке, штамповке и другим видам обработки давлением, маркируемые буквами «МА», далее следует номер сплава.

Литейные и деформируемые сплавы могут быть упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой.

Магниевые сплавы, как и алюминиевые, подвергают термической обработке – диффузионному отжигу (гомогенизации), рекристаллизационному отжигу, закалке и старению. Слитки и фасонные отливки подвергают диффузионному отжигу (гомогенизации) обычно при 400...490 °С в течение 10...24 ч.

При гомогенизации магниевых сплавов избыточные фазы, выделившиеся по границам зерен, растворяются, и состав по объему зерен выравнивается, что облегчает обработку давлением и повышает механические свойства.

Для устранения наклепа и уменьшения анизотропии механических свойств магниевые сплавы подвергают рекристаллизационному отжигу при 250...350 °С.

Ряд магниевых сплавов может быть упрочнен закалкой и старением. Нагрев приводит к растворению избыточных фаз и получению после закалки пересыщенного твердого раствора, затем в процессе старения происходит выделение упрочняющих фаз. Особенностью магниевых сплавов является малая скорость диффузионных процессов, поэтому фазовые превращения в них протекают медленно. Это требует больших выдержек при нагреве под закалку (4...24 ч) и искусственном старении (15...20 ч). По этой же причине возможна закалка на воздухе. Многие сплавы закаливаются при охлаждении отливок или изделий после горячей обработки давлением на воздухе, а, следовательно, они могут упрочняться при искусственном старении без предварительной закалки. Гомогенизацию и закалку осуществляют при нагреве до 380...540 °С и последующее старение при 150...200 °С.

Прочность магниевых сплавов в процессе старения можно повысить только на 20...35 %. Пластичность сплавов при этом уменьшается, поэтому нередко ограничиваются только гомогенизацией (закалкой), улучшающей механические свойства сплавов.

#### ***12.1.1. Литейные магниевые сплавы***

По химическому составу многие литейные сплавы магния близки к деформируемым сплавам. Имеют более низкие механические свойства, особенно пластичность. Наилучшее сочетание литейных и механических свойств имеют сплавы (МЛ5, МЛ6). Широко применяют сплав МЛ5, в котором сочетаются высокие механические и литейные свойства. Он используется для литья нагруженных крупногабаритных отливок (таблица 9).

Таблица 9

**Химический состав (по легирующим элементам) <sup>1</sup>, типичные механические свойства и назначение магниевых сплавов**

| Сплав                                                                                                                                                                | Содержание элементов, % |         |          |                           | Вид тер-мической обработки <sup>2</sup> | Механические свойства |                |              | Назначение                                                                                                                                                                   |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------|---------|----------|---------------------------|-----------------------------------------|-----------------------|----------------|--------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
|                                                                                                                                                                      | Al                      | Zn      | Mn       | Другие элементы           |                                         | $\sigma_B$            | $\sigma_{0,2}$ | $\delta$ , % |                                                                                                                                                                              |
|                                                                                                                                                                      |                         |         |          |                           |                                         | МПа                   |                |              |                                                                                                                                                                              |
| Литейные сплавы                                                                                                                                                      |                         |         |          |                           |                                         |                       |                |              |                                                                                                                                                                              |
| МЛ5                                                                                                                                                                  | 7,5–9,0                 | 0,2–0,8 | 0,15–0,5 | –                         | T4                                      | 226                   | 85             | 5            | Для нагруженных деталей двигателей (картеры, коробки передач, маслопомпы и т.д.), тормозных барабанов, штурвалов, кронштейнов, деталей приборов, аппаратуры, корпусов и т.д. |
| МЛ6                                                                                                                                                                  | 9,0–10,2                | 0,6–1,2 | 0,1–0,15 | –                         | T6                                      | 216                   | 137            | 1            |                                                                                                                                                                              |
| МЛ10                                                                                                                                                                 | –                       | 0,1–0,7 | –        | 0,4–1,0 Zr;<br>2,2–2,8 Nd | T6                                      | 230                   | 140            | 3            | Для нагруженных деталей двигателей и приборов, требующих высокой герметичности и стабильности размеров                                                                       |
| МЛ12                                                                                                                                                                 | –                       | 4–5     | –        | 0,6–1,1 Zr                | T1                                      | 225                   | 130            | 5            | Для нагруженных деталей (реборды, барабаны колес и т.д.)                                                                                                                     |
| Деформируемые сплавы                                                                                                                                                 |                         |         |          |                           |                                         |                       |                |              |                                                                                                                                                                              |
| МА1                                                                                                                                                                  | –                       | –       | 1,3–2,5  | –                         | –                                       | 190–220               | 120–140        | 5–10         | Для сварных деталей, арматуры, бензо- и маслосистем, не несущих больших нагрузок                                                                                             |
| МА2-1                                                                                                                                                                | 3,8–5,0                 | 0,8–1,5 | 0,3–0,7  | –                         | –                                       | 270–330               | 160–230        | 8–20         | Для панелей, сложных штамповых заготовок, сварных конструкций                                                                                                                |
| МА14                                                                                                                                                                 | –                       | 5–6     | –        | 0,2–0,9 Zr                | T5                                      | 320–340               | 220–290        | 6–14         | Для высоконагруженных деталей                                                                                                                                                |
| <sup>1</sup> ГОСТ 4937–76 и 2856–79.                                                                                                                                 |                         |         |          |                           |                                         |                       |                |              |                                                                                                                                                                              |
| <sup>2</sup> T1 – старение; T4 – гомогенизация и закалка на воздухе; T5 – искусственное старение при 160...170°С; T6 – гомогенизация, закалка на воздухе и старение. |                         |         |          |                           |                                         |                       |                |              |                                                                                                                                                                              |

Сплав МЛ6 обладает лучшими литейными свойствами, чем МЛ5, и предназначается для изготовления тяжелонагруженных деталей.

Механические свойства сплавов МЛ5 и МЛ6 могут быть повышены гомогенизацией при 420 °С в течении 12...14 ч и закалкой на воздухе. Более высокие значения временного сопротивления и предела текучести сплав МЛ5 приобретает после добавочного старения при 175 °С, а сплав МЛ6 – после добавочного старения при 190°С в течение 4...8 ч.

Сплав МЛ10 относится к группе жаропрочных и применяется для отливок, работающих при температуре до 300 °С.

Сплав используют после гомогенизации, закалки от 593 °С и старения при 200 °С 12...16 ч.

Сплав МЛ12 наряду с высокими механическими свойствами отличается большей коррозионной стойкостью и хорошими литейными свойствами. Сплав может быть упрочнен гомогенизацией, закалкой от 400 °С на воздухе и длительным старением (50 ч) при 150 °С. Чем мельче зерно, тем выше механические свойства литых магниевых сплавов. Измельчение зерна сплавов, содержащих алюминий, достигается перегревом расплава или модифицированием его добавкой мела или магнезита (до 1 % от массы шихты). В обоих случаях образуются нерастворимые частицы ( $Al_3Fe$ ;  $Al_{14}C_3$ ), играющие роль зародышей для кристаллизации твердого раствора.

При выплавке и литье магниевых сплавов применяют специальные меры предосторожности для предотвращения возгорания сплава. Плавку ведут в железных тиглях под слоем флюса, а при разливке струю металла посыпают серой, образующей сернистый газ, предохраняющий металл от воспламенения. В песчаную почву для уменьшения окисления металла добавляют специальные присадки, например фтористые соли алюминия.

### ***12.1.2. Деформируемые магниевые сплавы***

В основном деформируемые магниевые сплавы применяют в виде прутков и фасонных профилей для изготовления деталей горячей штамповкой. Обработку давлением проводят при температуре 350...450 °С. Примеры деформируемых сплавов: МА1(Mg–Al–Mn), МА2 (Mg–Al–Mn–Zn), МА5 (Mg–Al–Mn–An), МА14 (Mg–Zn–Zr), ВДМ–1 (Mg–Zn–Th). Сплав ВДМ–1, легированный торием, относится к числу жаропрочных сплавов. Он предназначен для длительной работы при температуре до 350 °С. Сплав хорошо обрабатывается давлением, сваривается и обладает коррозионной стойкостью под напряжением. Сплавы системы Mg–Al–Zn обладают склонностью к коррозионному растрескиванию под напряжением, используются при рабочей температуре до 150 °С. Сплавы системы Mg–Zn–Zr имеют склонность к образованию трещин, их также можно использовать при рабочей температуре до 150 °С. Сплавы систем

Mg–Mn, Mg–Mn–Ce, Mg–Ce–Zr используются при рабочей температуре до 200...250 °С. Сплавы Mg–Mn–Ce, Mg–Ce–Zr имеют низкую пластичность  $\delta = 1,5 \dots 5 \%$ . Сплавы систем Mg–Th–Zr, Mg–Th–Mn, Mg–Th–Zn–Zr используются при рабочей температуре 300°С и выше.

Магниевые сплавы, имеющие гексагональную решетку, при низких температурах малопластичны. При нагреве до 200...300 °С появляются дополнительные плоскости скольжения, и пластичность возрастает, поэтому обработку давлением ведут при повышенных температурах. Чем меньше скорость деформации, тем выше технологическая пластичность магниевых сплавов. Прессование в зависимости от состава сплава ведут при 300...480 °С, а прокатку в интервале температур от 340...440 °С (начало) до 225...250 °С (конец). Штамповку проводят в интервале температур 480...280 °С в закрытых штампах под прессами. Вследствие текстуры деформации полуфабрикаты (листы, прутки, профили и др.) из магниевых сплавов обнаруживают сильную анизотропию механических свойств. Холодная прокатка требует частых промежуточных рекристаллизационных отжигов.

Сплав МА1 обладает сравнительно высокой технологической пластичностью, хорошей свариваемостью и коррозионной стойкостью. По механическим свойствам он относится к сплавам низкой прочности. Введение в сплав Mg–Al–Mn 0,2 % церия (Ce) (МА8) измельчает зерно, повышает механические свойства и улучшает деформацию в холодном состоянии.

Сплав МА2–1, относящийся к системе Mg–Al–Zn, обладает достаточно высокими механическими свойствами, хорошей технологической свариваемостью, однако склонен к коррозии под напряжением.

В связи с малой устойчивостью магниевых сплавов к коррозии изделия из них оксидируются, а сверху покрываются лаком.

## Тема 13. АНТИФРИКЦИОННЫЕ (ПОДШИПНИКОВЫЕ) СПЛАВЫ

### 13.1. Основные свойства подшипниковых (антифрикционных) материалов

**Подшипниковые антифрикционные материалы** – сплавы, предназначенные для изготовления вкладышей подшипников скольжения. Подшипник скольжения – это опора вращающихся валов. Он обеспечивает фиксацию валов в осевом направлении, компенсацию температурных деформаций, надежную смазку и защиту шейки вала от попадания посторонних частиц, а также удобство монтажа, демонтажа и регулировки. Основной деталью подшипников скольжения являются вкладыши, которые должны обладать ярко выраженными антифрикционными свойствами и прирабатываемостью.

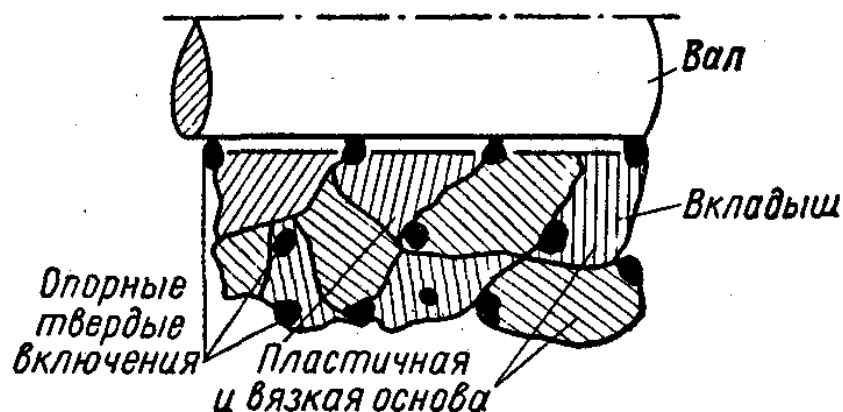


Рис. 80. Схема соединения вал – вкладыш подшипника скольжения в случае, когда структура материала вкладыша представляет собой мягкую основу и твердые включения

**Требования, предъявляемые к материалам вкладышей подшипников скольжения:**

- низкий коэффициент трения со стальной поверхностью шейки вала;
- малая скорость изнашивания трущихся поверхностей. Для этого необходимо, чтобы поверхности вала и вкладыша были разделены пленкой смазки;
- способность выдерживать высокие удельные давления;
- хорошая прирабатываемость;
- способность удерживать смазку на поверхности;
- низкая температура плавления, но не настолько низкая, чтобы подшипники оплавлялись в процессе работы;
- высокая теплопроводность для хорошего отвода тепла от трущихся поверхностей;
- устойчивость к коррозии.

**Прирабатываемость:** свойство материала при трении пластически деформироваться и увеличивать фактическую площадь контакта между валом и вкладышем подшипника. Это явление приводит к снижению давления и температуры в зоне трения.

Обеспечить **низкий коэффициент трения** возможно, если вал будет опираться не на всю поверхность, а только на «точки», что создается структурой подшипникового материала.

Высокие антифрикционные свойства обеспечиваются гетерогенной структурой сплава.

### 13.2. Классификация подшипниковых материалов

По структуре антифрикционные сплавы могут быть двух групп:

- 1) с мягкой и пластичной основой и включениями твердых частиц;
- 2) с твердой основой и мягкими включениями.

Для повышения износостойкости вкладыши должны иметь высокие механические свойства и выдерживать достаточные удельные давления.

Мягкая основа у материалов первой группы прирабатывается к валу и вместе с твердыми включениями образует оптимальный антифрикционный микрорельеф с пространством для удерживания смазочных материалов. При вращении вал опирается на твердые частицы, обеспечивающие износостойкость, а основная масса, истирающаяся более быстро, прирабатывается к валу и образует сеть микроскопических каналов, по которым циркулирует смазка и уносятся продукты износа.

#### 13.2.1. Материалы с мягкой основой и твердыми включениями

К материалам с мягкой основой и твердыми включениями относятся: баббиты, бронзы оловянистые, легированные фосфором или свинцом, латуни и другие материалы;

**Баббиты** – это антифрикционные материалы на основе олова или свинца. Они подразделяются на *оловянистые*, например, Б83 и *свинцовистые* баббиты, например, Б16.

*Оловянистые баббиты* – сплавы на основе олова. Это сплавы системы: Sn–Sb–Cu

Содержат сурьмы (Sb) 10...12 %; меди (Cu) – 5...6 %; остальное – олово (Sn) 82...85 %. Структура оловянистого баббита представляет собой  $\alpha$ -фазу + SnSb + Cu<sub>3</sub>Sn, где мягкая основа –  $\alpha$ -твердый раствор Sb и Cu в Sn; твердые включения: SnSb, Cu<sub>3</sub>Sn, где SnSb – интерметаллидное соединение Sn с Sb, а Cu<sub>3</sub>Sn – электронное соединение Cu с Sn (рис. 81).

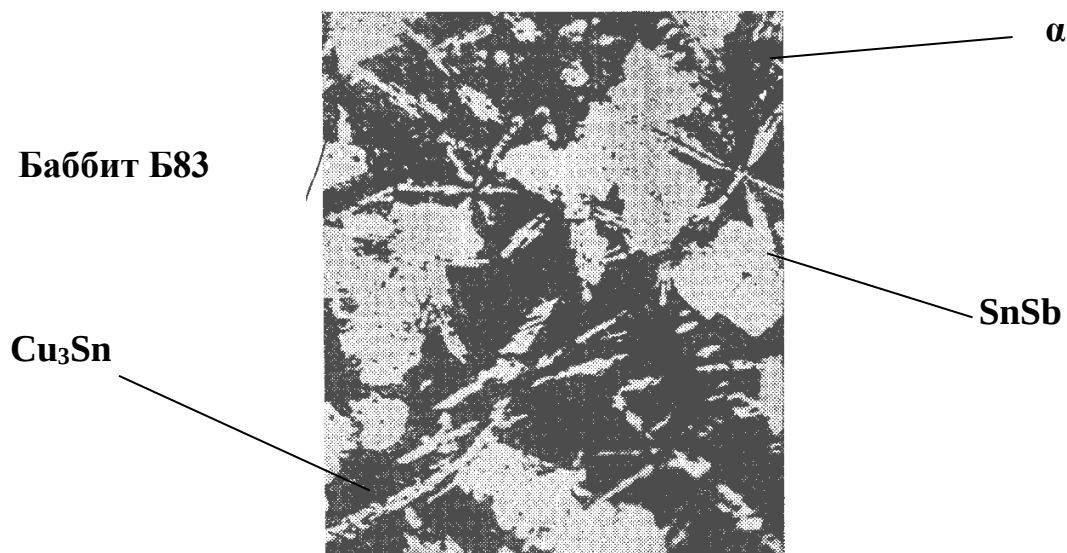


Рис. 81. Микроструктура оловянистого баббита

*Свинцовистые баббиты* – сплавы на основе свинца. Это сплавы системы:  $\text{Pb-Sn-Sb-Cu}$ .

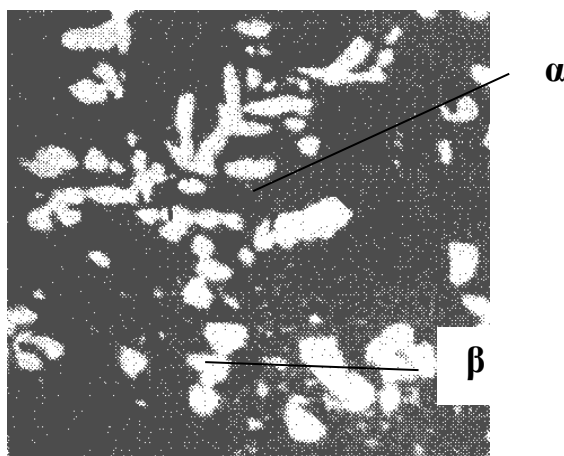


Рис. 82. Микроструктура свинцовистого баббита

Содержат сурьмы (Sb) 10...12 %; меди (Cu) – 5...6 %; олова (Sn) 15...17 %; остальное – свинец (Pb). Структура свинцовистого баббита представляет собой:  $\alpha$ -фазу +  $\text{SnSb}$  +  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  +  $\text{Cu}_2\text{Sb}$ , где мягкая основа –  $\alpha$ -твердый раствор Sn, Sb и Cu в Pb;  $\text{SnSb}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Sn}$ ,  $\text{Cu}_2\text{Sb}$  – твердые включения (рис. 82).

Баббиты имеют минимальный коэффициент трения со сталью, хорошо прирабатываются к валу и легко удерживают смазку, благодаря вязкой основе они легко поглощают посторонние твердые частицы, не образуя задиров вала. Наилучшими антифрикционными и механическими свойствами обладают оловянистые баббиты. Свинцовистые баббиты применяют для более легких условий работы. Например, баббит Б16 имеет меньшую

пластичность и поэтому не может использоваться для высоконагруженных машин. Свойства баббитов можно повысить за счет введения добавок никеля, кадмия, мышьяка, например, баббит БН (Sn, Sb, Cu и добавки Cd, Ni, As, основа Pb). Никель упрочняет  $\alpha$ -раствор. Кадмий с мышьяком образуют соединение AsCd, которое служит зародышами для формирования соединения SnSb.

Баббиты, имея небольшую прочность,  $\sigma_b=60\ldots120$  МПа, могут применяться только в подшипниках, имеющих прочный стальной, чугунный или бронзовый корпус. Баббиты имеют низкое сопротивление усталости, что ухудшает работоспособность подшипника. Баббиты применяются для изготовления вкладышей подшипников, работающих при больших скоростях скольжения и повышенных удельных давлениях.

Маркируются баббиты буквой «Б», стоящей впереди марки и обозначающей «баббит». Цифры, стоящие после буквы «Б», показывают содержание олова.

Если по величине цифра больше цифры «50», то этот баббит оловянистый. Например: Б83 – баббит оловянистый, содержит 83 % Sn, остальное Sb и Cu.

Если по величине цифра меньше цифры «50», то этот баббит свинцовистый. Например: Б16 – баббит свинцовистый, содержит 16 % Sn, остальное Pb, Sb и Cu

**Бронзы оловянистые**, например, Бр.ОФ10–1; Бр.ОС8–12; Бр.ОС5–25. Это двухфазные оловянистые бронзы с содержанием олова более 6 %. Они являются литейными сплавами с высокими литейными и антифрикционными свойствами.

Благодаря неоднородной структуре вкладышей, изготовленных из оловянистой бронзы (структура которых:  $\alpha$ -твердый раствор является мягкой основой, а эвтектоид  $\alpha+\delta$  – твердыми включениями) смазка хорошо удерживается на поверхности вкладыша. Бронзы обладают высокой прочностью ( $\sigma_b=250\ldots350$  МПа), поэтому бронзовые вкладыши применяют для ответственных подшипников, работающих в тяжелых условиях (большие удельные давления, большие числа оборотов).

Высокие антифрикционные свойства оловянистых бронз объясняется тем, что при затвердевании в них образуется резко выраженная дендритная структура, причем в осях дендритов содержится олова меньше, чем в межосных пространствах, являющихся вследствие появления участков эвтектоида ( $\alpha+Cu_{31}Sn_8$ ), более твердыми. При работе вкладыша подшипника на трение твердые прослойки служат опорой, а мягкие участки, облегчают приработку и способствуют образованию на поверхности мельчайших каналов, по которым может циркулировать смазка.

Микроструктура оловянистой бронзы Бр. ОФ10-1 представлена на рисунке 83. Она состоит из  $\alpha$  +эвтектоид ( $\alpha+\delta+Cu_3P$ ), где  $\alpha$  – твердый раствор

замещения оловом меди, является мягкой основой,  $\delta$  – интерметаллидное соединение  $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ,  $\text{Cu}_3\text{P}$  – химическое соединение, твердые включения.

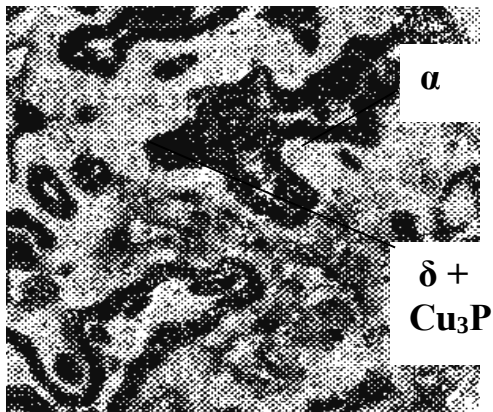


Рис. 83. Микроструктура оловянистой бронзы Бр.ОФ10–1:  
 $\alpha$  + эвтектид ( $\alpha + \delta + \text{Cu}_3\text{P}$ ), где мягкая основа -  $\alpha$  – твердый раствор замещения оловом меди;  
 Твердые включения -  $\delta$  – интерметаллическое соединение  $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ;  
 $\text{Cu}_3\text{P}$  – химическое соединение

**Оловянисто-свинцовистые бронзы** с добавкой никеля (БрОС8–12, БрОС10–10, БрОСН10–2–3), обладают высокими механическими свойствами,  $\sigma_{\text{в}} = 150 \dots 200$  МПа,  $\delta = 3 \dots 8$  %.

**Латуни** марок, например, ЛМцС58–2–2, ЛМцОС58–2–2–2 используются в качестве заменителей бронз для опор скольжения в приборостроении, их применяют при малых скоростях вращения вала ( $\approx 10$  м/с).

### 13.2.2. Материалы с твердой основой и мягкими включениями

К материалам с твердой основой и мягкими включениями относятся свинцовистые бронзы, чугуны, чаще серые и другие материалы.

**Свинцовистые бронзы**, например. Бр.С30, относятся к материалам с твердой основой и мягкими включениями. Микроструктура свинцовистой бронзы БрС30 (70 % Cu, 30 % Pb) представлена на рисунке 84.



Рис. 84. Микроструктура свинцовистой бронзы Бр.С30

Медь – твердая основа; свинец – мягкие включения, так как свинец не растворим в меди, микроструктура состоит из кристаллов меди и кристаллов (включений) свинца. Включения располагаются по границам зерен или заполняют междендритные пространства. Такие антифрикционные сплавы характеризуются высокими пластичностью, теплопроводностью и высоким значением предела выносливости. По сравнению с оловянистыми подшипниковыми бронзами теплопроводность свинцовистой бронзы в четыре раза больше, поэтому эти бронзы хорошо отводят тепло, возникающее при трении.

**Серые перлитные чугуны** используют для изготовления чугунных вкладышей подшипников скольжения, например, чугуны марок СЧ36, СЧ15, СЧ20.

Микроструктура таких чугунов представляет собой: перлит – твердая основа, включения графита – мягкие включения (рис. 85).

**Серый  
чугун  
СЧ 36**



Рис. 85. Микроструктура серого чугуна марки СЧ 36

Чугунные вкладыши для подшипников являются наиболее дешевым антифрикционным материалом. Для этой цели используют высококачественные серые чугуны, имеющие перлитную основу и повышенное количество пластинчатого графита. Графит сам является смазкой и одновременно впитывает смазочные масла, тем самым дополнительно снижая коэффициент трения. Присутствие феррита в структуре недопустимо, так как при этом увеличивается износ подшипников. Чугунные вкладыши применяют для изготовления подшипников, работающих при больших удельных давлениях и малых скоростях вращения вала. Они обладают плохой обрабатываемостью и пониженной стойкостью к ударным нагрузкам.

**Сплавы на основе алюминия** - алюминиевые антифрикционные сплавы, например, АОЗ–1; АО9–2; АО20–1, АН2,5, в химическом составе которых кроме алюминия содержатся: Sn, Cu, Ni, Si. Эти легирующие элементы являются основными, образующими с алюминием гетерогенные структуры. Чем больше в сплаве олова, тем выше его антифрикционные

свойства. Однако в литых сплавах содержание олова не должно превышать 10...12 %, так как образующаяся грубая сетка оловянистой составляющей снижает износостойкость и сопротивление усталости при повышении температуры. В деформированных сплавах оловянистая составляющая располагается в виде отдельных включений внутри зерен, это дает возможность увеличить содержание олова и значительно повысить антифрикционные свойства сплава. При работе в тяжело нагруженных скоростных подшипниках на рабочую поверхность сплавов наносится слой (20...30 мкм) олова или другого мягкого металла. Такие подшипники работают при нагрузке не более 200...3000 МПа и окружной скорости 15...20 м/с.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Анисимова Э.Р. Материаловедение и технология материалов / Э.Р. Анисимова. – Севастополь: СНУЯЭиП, 2012. – 188 с.: ил.
2. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1977. – 556 с.
3. Лахтин Ю.М. Материаловедение и термическая обработка металлов: учебник для вузов. 4-е изд. / Ю.М. Лахтин. – М.: Металлургия, 1993. – 447 с.
4. Лахтин Ю.М. Материаловедение: учебник для вузов. 3-е изд. / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.
5. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: Справочное изд. в 2-х кн. / С.Б. Масленков, Е.А. Масленкова. – М.: Металлургия, 1991. – 832 с.
6. Металловедение. Сталь: справочное изд. в 2 т. / пер. с нем. – М.: Металлургия, 1995.
7. Металознавство: підручник / О.М. Бялік, В.С. Черненко, В.М. Писаренко, Ю.Н. Москаленко. – 2-ге вид., перероб. і доп. – К.: ІВЦ "Видавництво «Політехніка»", 2010. – 384 с.
8. Прочность металлов и сплавов // Научн. труды. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1990. – 352 с.
9. Солнцев Ю.П. Материаловедение: учебник для вузов. Изд. 4-е, перераб. и доп. / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – СПб.: ХИМИЗДАТ, 2007. – 784 с.
10. Физическое материаловедение: учебник для вузов. / Под общей ред. Б.А. Калина. – М.: НИЯУ МИФИ, 2011.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

|                                                                                                              |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Предисловие                                                                                                  | 3  |
| Тема 1. Введение в материаловедение                                                                          | 5  |
| 1.1. Классификация металлических и неметаллических материалов                                                | 5  |
| 1.2. Классификация материалов ядерной энергетики                                                             | 8  |
| 1.3. Критерии оценки выбора материалов                                                                       | 8  |
| 1.4. Методы исследования металлов и сплавов                                                                  | 9  |
| 1.5. Типы связей в твердых телах                                                                             | 11 |
| Тема 2. Основы строения металлов и их производства                                                           | 13 |
| 2.1. Атомно-кристаллическое строение материалов. Типы кристаллических решеток                                | 13 |
| 2.2. Реальное строение кристаллических материалов. Дефекты кристаллического строения                         | 17 |
| 2.3. Изотропия и анизотропия свойств кристаллических тел                                                     | 21 |
| 2.4. Процесс кристаллизации                                                                                  | 22 |
| 2.4.1. Энергетические условия процесса кристаллизации                                                        | 22 |
| 2.4.2. Механизм процесса кристаллизации                                                                      | 23 |
| 2.4.3. Формообразование металлов из жидкого состояния                                                        | 26 |
| Тема 3. Основные механические свойства материалов и их характеристики. Методы определения свойств материалов | 30 |
| 3.1. Основные механические свойства                                                                          | 30 |
| 3.2. Механизм упругой и пластической деформации                                                              | 32 |
| 3.3. Испытание на растяжение                                                                                 | 34 |
| 3.4. Испытание на твердость                                                                                  | 37 |
| 3.5. Испытание на ударную вязкость                                                                           | 40 |
| 3.6. Усталость материалов                                                                                    | 42 |
| Тема 4. Теория сплавов. Методы построения диаграмм состояния                                                 | 45 |
| 4.1. Понятие о сплавах                                                                                       | 45 |
| 4.2. Фазы                                                                                                    | 45 |
| 4.2.1. Механические смеси                                                                                    | 45 |
| 4.2.2. Химические соединения                                                                                 | 46 |
| 4.2.3. Твердые растворы                                                                                      | 47 |
| 4.2.4. Другие виды соединений                                                                                | 50 |
| 4.3. Методы построения диаграмм состояния                                                                    | 53 |
| 4.4. Типичные диаграммы состояния металлических сплавов                                                      | 56 |
| 4.4.1. Диаграмма состояния I типа для сплавов, образующих в твердом состоянии механические смеси             | 56 |

|                                                                                                    |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 4.4.2. Диаграмма состояния II типа для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии | 58  |
| 4.4.3. Диаграмма состояния III типа для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии  | 60  |
| 4.4.4. Диаграмма состояния для сплавов с устойчивым химическим соединением                         | 62  |
| 4.4.5. Зависимость между свойствами сплавов и типом диаграмм состояния                             | 63  |
| Тема 5. Диаграмма состояния «железо – углерод».                                                    |     |
| Железоуглеродистые сплавы                                                                          | 65  |
| 5.1. Введение                                                                                      | 65  |
| 5.2. Аллотропия железа                                                                             | 66  |
| 5.3. Основные структурные составляющие железоуглеродистых сплавов                                  | 67  |
| 5.4. Построение диаграммы состояния «железо – цементит»                                            | 69  |
| 5.4.1. Основные точки диаграммы Fe–Fe <sub>3</sub> C                                               | 69  |
| 5.4.2. Линии превращений по диаграмме Fe – Fe <sub>3</sub> C                                       | 71  |
| 5.5. Превращения в углеродистых сталях по диаграмме Fe-Fe <sub>3</sub> C                           | 72  |
| 5.6. Классификация и маркировка углеродистых сталей                                                | 74  |
| 5.6.1. Классификация углеродистых сталей                                                           | 74  |
| 5.6.2. Принципы маркировки углеродистых сталей                                                     | 75  |
| 5.7. Железоуглеродистые сплавы – чугуны                                                            | 77  |
| 5.7.1. Чугуны. Влияние примесей на свойства чугунов                                                | 77  |
| 5.7.2. Превращения в чугунах по диаграмме Fe-Fe <sub>3</sub> C                                     | 80  |
| 5.7.3. Процесс графитизации                                                                        | 83  |
| 5.7.4. Рост чугуна                                                                                 | 84  |
| 5.7.5. Промышленные чугуны                                                                         | 86  |
| 5.7.6. Маркировка и классификация чугунов                                                          | 87  |
| Тема 6. Теория и технология термической обработки сталей                                           | 88  |
| 6.1. Основы теории термической обработки                                                           | 88  |
| 6.2. Образование и распад аустенита                                                                | 90  |
| 6.2.1. Образование аустенита при нагреве                                                           | 90  |
| 6.2.2. Распад аустенита                                                                            | 93  |
| 6.2.3. Мартенситное превращение                                                                    | 95  |
| 6.3. Виды отжига, их цели и технология                                                             | 98  |
| 6.4. Технология закалки и отпуска сталей                                                           | 102 |
| 6.4.1. Прокаливаемость стали                                                                       | 105 |
| 6.4.2. Закаливаемость стали и способы закалки                                                      | 106 |
| 6.4.3. Отпуск закаленных сталей                                                                    | 108 |
| 6.4.4. Мартенситное старение сталей                                                                | 110 |

|                                                         |     |
|---------------------------------------------------------|-----|
| Тема 7. Основы химико-термической (ХТО)                 |     |
| и термомеханической обработки                           | 112 |
| 7.1. Сущность и основы ХТО                              | 112 |
| 7.2. Виды и цели ХТО                                    | 113 |
| 7.3. Виды и цели диффузионной металлизации              | 117 |
| 7.4. Термомеханическая обработка                        | 119 |
| 7.5. Обработка холодом                                  | 121 |
| Тема 8. Легированные стали и сплавы                     | 123 |
| 8.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа | 123 |
| 8.2. Отношение легирующих элементов к углероду          | 125 |
| 8.2.1 Карбидная фаза в легированных сталях              | 126 |
| 8.3. Классификация легированных сталей                  | 128 |
| 8.4. Маркировка легированных сталей                     | 130 |
| 8.5. Конструкционные легированные стали                 | 131 |
| 8.6. Инструментальные стали                             | 134 |
| 8.6.1. Стали для режущего инструмента                   | 134 |
| 8.6.2. Углеродистые стали для режущего инструмента      | 134 |
| 8.6.3. Легированные стали для режущего инструмента      | 135 |
| 8.6.4. Быстрорежущие стали                              | 136 |
| 8.6.5. Стали для измерительного инструмента             | 137 |
| 8.6.6. Штамповые стали                                  | 137 |
| 8.6.7. Стали для штампов горячего деформирования        | 138 |
| 8.7. Стали и сплавы с особыми свойствами                | 138 |
| 8.7.1. Коррозия и ее виды                               | 138 |
| 8.7.2. Методы защиты от коррозии                        | 143 |
| 8.7.3. Коррозионностойкие стали                         | 143 |
| 8.7.3.1. Хромистые коррозионностойкие стали             | 144 |
| 8.7.3.2. Коррозионностойкие хромоникелевые стали        | 145 |
| 8.7.3.3. Конструкционные жаропрочные стали              |     |
| и сплавы                                                | 148 |
| 8.7.3.4. Аустенитные жаропрочные стали                  | 153 |
| 8.7.3.5. Жаростойкие стали                              | 153 |
| Тема 9. Медь и медные сплавы                            | 155 |
| 9.1. Медь                                               | 155 |
| 9.2. Латунь                                             | 157 |
| 9.3. Бронзы                                             | 160 |
| 9.3.1. Оловянистые бронзы                               | 161 |
| 9.3.2. Бронзы безоловянистые                            | 163 |
| Тема 10. Алюминий и его сплавы                          | 167 |
| 10.1. Свойства алюминия                                 | 167 |
| 10.2. Классификация и маркировка алюминиевых сплавов    | 168 |
| 10.3. Деформируемые алюминиевые сплавы                  | 170 |
|                                                         | 199 |

|                                                                    |     |
|--------------------------------------------------------------------|-----|
| 10.4. Литейные алюминиевые сплавы                                  | 173 |
| Тема 11. Титан и его сплавы                                        | 175 |
| 11.1. Титан и его свойства                                         | 175 |
| 11.2. Сплавы титана                                                | 177 |
| Тема 12. Магний и его сплавы                                       | 182 |
| 12.1. Сплавы на основе магния                                      | 182 |
| 12.1.1. Литейные магниевые сплавы                                  | 185 |
| 12.1.2. Деформируемые магниевые сплавы                             | 187 |
| Тема 13. Антифрикционные (подшипниковые) сплавы                    | 189 |
| 13.1. Основные свойства подшипниковых (антифрикционных) материалов | 189 |
| 13.2. Классификация подшипниковых материалов                       | 190 |
| 13.2.1. Материалы с мягкой основой и твердыми включениями          | 190 |
| 13.2.2. Материалы с твердой основой и мягкими включениями          | 193 |
| Литература                                                         | 196 |

*Технический редактор  
Т.В. Семиохина*

---

Подписано к печати 15.04.14. Изд. № 21/14. Зак. № 119/14. Тираж 200 экз.  
Объем 12,5 п. л. Усл. печ. л. 11,62. Уч.-изд. л. 12,25.  
Формат бумаги 60х84 1/16

---

Издательский центр СТУЯЭиП