

ПРОГРАММА КУРСА

Количество контактных часов: 12 часов лекций, 8 часов лабораторных работ, 2 часа практических занятий.

Виды контроля: контрольная работа, экзамен.

Введение.

Определение предмета и его задачи. Содержание курса лекций лабораторных работ. Основные свойства металлов.

Кристаллическое строение металлов. Дефекты кристаллического строения реальных кристаллов.

Кристаллическое строение металлов. Элементарная ячейка. Решетки Бравэ. Период решетки. Координационное число. Кристаллографические обозначения атомных плоскостей и индексы направлений. Анизотропия свойств металлов.

Классификация дефектов. Вакансии. Межузельные атомы Дислокации краевые, винтовые, смешанные. Скольжение и переползание дислокаций. Границы зерен и субзерен. Специальные и произвольные границы зерен.

Кристаллизация металлов.

Гомогенное и гетерогенное зарождение. Критический размер зародыша Модифицирование. Форма кристаллов, образующихся после кристаллизации. Структура слитка.

Полиморфные превращения и диффузия в металлах и сплавах.

Принцип структурного и размерного соответствия. Механизмы полиморфного превращения.

Само- и гетеродиффузия. Прямая и восходящая диффузия. Уравнения Фика. Коэффициент диффузии. Механизмы диффузии.

Пластическая деформация и механические свойства металлов и сплавов.

Понятие о пластической деформации. Напряжения. Механизмы деформации: диффузионный и сдвиговой. Структурные изменения при холодной пластической деформации. Системы скольжения. Скалывающее критическое напряжение. Скольжение и двойникование. Текстура деформации. Упрочнение при холодной деформации. Механические свойства Испытания на растяжение. Определение твердости. Динамические испытания металлов и сплавов.

Структурные изменения при нагреве деформированного металла. Возврат и рекристаллизация.

Теория сплавов

Строение сплавов. Твердые растворы. Упорядоченные твердые растворы. Промежуточные фазы. Интерметаллиды.

Диаграммы фазового равновесия в двухкомпонентных системах

Экспериментальные методы построения диаграмм равновесия. Правило фаз. Типовые диаграммы. Дендритная ликвация. Эвтектика. Классификация эвтектик.

Зависимость механических и физических свойств сплавов от состава сплава и типа равновесия.

Железо и его сплавы

Диаграмма фазового равновесия Fe - C. Формирование структуры сплавов системы Fe - C при затвердевании и после затвердевания. Чистое и технически чистое железо. Структура сталей и чугунов при равновесном охлаждении.

Теория и технология термической обработки стали

Механизм и кинетика полиморфного превращения аустенита. Перлит, бейнит, мартенсит. Диаграмма изотермического превращения аустенита: С- кривые. Структурные изменения при отпуске закаленной стали. Отпускная хрупкость. Термическое и деформационное старение стали. Химико-термическая обработка стали. Цементация, азотирование, нитроцементация.

Отжиг 1 и 2 рода. Нормализация. Полный, неполный, сфероидизирующий, гомогенизационный отжиг. Закалка. Закаливаемость и прокаливаемость. Отпуск. Поверхностная закалка.

Промышленные стали и сплавы

Конструкционные углеродистые и легированные стали. Маркировка углеродистых и легированных сталей. Цементуемые, улучшаемые, мартенситостареющие, высокопрочные стали. Износостойкие стали. Коррозионностойкие и жаропрочные стали и сплавы. Инструментальные стали и сплавы. Красностойкость. Материалы с особыми физическими, тепловыми и электрическими свойствами.

Сплавы на основе цветных металлов. Медные, алюминиевые, магниевые, титановые сплавы.

Неметаллические материалы. Материалы на основе полимеров. Стекла и ситаллы. Техническая керамика. Композиционные материалы.

Основы рационального выбора материала

Конструктивная прочность. Выбор материалов для деталей машин.

Перечень лабораторных работ (для заочного обучения)

3.1. Изучение процесса кристаллизации и строения литого металла (№6)	2ч
3.2. Микроструктура сталей и чугунов (№9)	2ч
3.3. Микроструктура термически обработанной углеродистой стали (№ 11)	2ч
3.4. Отпуск закаленной углеродистой стали (№12)	2ч

Практические занятия (2 ч)

Проведение практических занятий ставит целью приобретение студентами навыков анализа диаграмм фазового равновесия в двухкомпонентных системах. Тематика практических занятий:

Диаграммы фазового равновесия в двухкомпонентных системах. Анализ диаграмм равновесия. Железо и его сплавы. Диаграмма фазового равновесия Fe – C. Решение задач.

ВВЕДЕНИЕ

Способность изготавливать материалы из имеющихся в окружающем мире ресурсов является предпосылкой для превращения естественно-научных знаний в технику, что необходимо для развития цивилизации. Для создания орудия и инструмента человек сначала мог применять только те материалы, которые ему предлагала природа - дерево, камень, так или иначе отвечающие требованиям твердости, прочности, износостойкости. Из металлов применялись те, добыча которых не требовала больших знаний и техники, то есть металлы в чистом виде, самородки.

Истоки развития металлургии лежат в глубокой древности. Древнейшими металлами являются золото, серебро, за ними следует медь. Около 6-7 тыс лет назад человек начал использовать самородные металлы: золото, серебро, медь. В 4-3 тысячелетии до н. э. началась выплавка из руд меди, олова, свинца. Благодаря добавлению относительно легко получаемого олова к меди удалось снизить точку плавления бронзы по отношению к меди (медь -1083°C , олово 232°C , классическое содержание олова в меди 10%, $T_{\text{пл}}$ ниже 415°C), что облегчило обработку этого сплава. Это явило начало *бронзовой эры*. Железо, сначала метеоритное, затем восстановленное из руды, было известно очень давно. Применение железа началось во II тысячелетии в Египте и Малой Азии, затем распространилось в Европу. Это открыло *железный век* - эпоху не только железного меча, а также плуга и топора. В конце XVII - начале XVIII вв. железо стало наиболее употребляемым металлом.

Для иллюстрации вышесказанного рассмотрим любопытную таблицу:

Металл	Au ¹⁺	Ag ¹⁺	Cu ²⁺	Sn ²⁺	Fe ²⁺	Zn ²⁺	Al ³⁺	Mg ³⁺
ϵ_0	+1,5	+0,81	+0,34	- 0,14	- 0,44	- 0,76	- 1,67	- 2,34
Год начала использования	4000 до н.э.	4000 до н.э.	3000 до н.э.	2000 до н.э.	1000 до н.э.	1500 н.э.	1850 н.э.	1850 н.э.

Мы видим, что положение металла в электрохимическом ряду напряжений оказала значительно больше влияния на развитие человечества, чем те события и личности, которые историки выдвигают на передний план. Человек начал активно использовать тот или иной металл лишь после накопления определенной суммы знаний, овладев достаточным мастерством. Так, железо или цинк требовали более высокоразвитой технологии по сравнению с благородными металлами, а металлы как алюминий и магний освоены совсем недавно. Титан как элемент был открыт в 1791 году, а получить первые тонны промышленного металла смогли лишь в 1948 году.

Уже в ранние исторические времена были развиты технические приемы по регулированию свойств материалов, причем на первый план выдвигали стремление увеличить прочность. Отметим следующие вехи в истории обработки материалов:

Упрочнение путем деформации в холодном состоянии 4000 до н.э.

Упрочнение путем закаливания стали 1000 до н.э.

Дисперсионное твердение (старение алюминия) 1905 н.э.

Коррозионнотойкая сталь 1930 н.э.

Суперсплавы 1950 н.э.

Применением различных технологических приемов можно задавать материалу различные свойства как прочность, жаростойкость, коррозионная стойкость без изменения его состава, а только путем целенаправленного воздействия на кристаллическую структуру. Новые технологии делают такое возможным. Получают комбинации или соединения материалов, которые обычными способами достигнуть нельзя. С развитием технологии стало возможно массовое производство микролегированных сталей, материалов с направленной кристаллизацией, монокристаллов, аморфных сплавов, композиционных материалов, металлов с памятью формы и др. Таким образом, во многих случаях "новые технологии" являются не новыми веществами, а новыми структурными состояниями. Например, если в нержавеющей стали сформировать субмикроструктурное состояние, удастся повысить ее прочность до 4-5 раз.

Если обратиться к истории технического развития с начала промышленного века, мы можем увидеть тесную связь между техническим развитием и наличием подходящих материалов. Например, в 1820 году в Англии была запатентована прокатка сортового металла, что дало толчок строительству железных дорог, так как стало возможным изготавливать рельсы одинаковой точности в большом количестве.

Развитие новых технологий и специальных сплавов позволяют сегодня изготавливать компьютеры, мощные самолеты и космическую технику.

Металлы и сплавы принято подразделять на **черные и цветные**.

Черные металлы- железо и сплавы на основе железа: чугуны, стали, ферросплавы. Стали - большая группа сплавов железа с углеродом, занимают ведущее место среди конструкционных материалов – до 80% всех промышленно используемых материалов.

Цветные металлы и их сплавы используют в качестве конструкционных и функциональных материалов, например, проводники и др.

Промежуточное положение между металлами и неметаллами занимают композиционные материалы: сочетание металлов и керамики, неметаллических волокон и металлов и др. Преимущества керамических и металлокерамических материалов в сочетании их высокой твердости и износостойкости, небольшого удельного веса, что делает их весьма перспективными для многих отраслей.

[Глава 1. Атомно-кристаллическое строение материалов](#)

[1.1. Межатомное взаимодействие](#)

[1.2. Типы связей](#)

[1.3. Кристаллическая структура твердых тел](#)

[1.4. Полиморфное превращение](#)

[1.5. Строение полимеров](#)

[1.6. Строение неорганических стекол](#)

[1.7. Строение аморфных сплавов](#)

[1.8. Дефекты кристаллического строения реальных металлов](#)

[1.9. Строение металлических сплавов](#)

[Глава 2. Закономерности формирования структуры металлов](#)

[2.1. Кристаллизация и строение литого металла](#)

[2.2. Основные типы диаграмм состояния двухкомпонентных систем](#)

[2.3. Диаграмма состояния системы железо-углерод](#)

[Глава 3. Направленное взаимодействие на структуру металлов и сплавов](#)

[3.1. Пластическая деформация](#)

[3.2. Возврат и рекристаллизация](#)

[3.3. Термическая обработка металлов и сплавов. Виды термообработки](#)

[3.4. Химико-термическая обработка сталей](#)

[Глава 4. Поведение материала в условиях внешних воздействий](#)

[4.1. Поведение материалов в коррозионно-активных средах](#)

[Глава 5. Конструкционные металлические материалы](#)

[5.1. Классификация сталей](#)

[5.1.1. Углеродистые стали](#)

[5.1.2. Легированные стали](#)

[5.1.3. Классификация легированных сталей по назначению](#)

[5.1.4. Инструментальные стали](#)

[5.2. Цветные металлы и сплавы](#)

[5.2.1. Сплавы меди](#)

[5.2.2. Алюминиевые сплавы](#)

[5.2.3. Титан и сплавы на его основе](#)

[5.2.3.1. Сплавы на основе титана](#)

[5.2.3.2. Сплавы с эффектом памяти механической формы](#)

[Глава 6. Неметаллические конструкционные материалы](#)

[6.1. Пластмассы, их виды, свойства и области применения](#)

[6.2. Композиционные материалы](#)

[6.3. Неорганические стекла и техническая керамика](#)

[6.3.1. Неорганические стекла](#)

[6.3.2. Ситаллы, их свойства и применение](#)

[6.3.3. Техническая керамика](#)

Глава 1 Строение и свойства материалов

1.1 Межатомное взаимодействие

Характер взаимодействия. Энергия связи и свойства вещества. Энергия связи и внешнее

Любой материал представляет собой продукт взаимодействия огромного количества атомов. Свойства материала зависят от характера взаимодействия этих атомов. Зная характер взаимодействия, можно прогнозировать свойства материалов. Поскольку взаимодействие множества атомов анализировать достаточно сложно, вначале для простоты рассмотрим взаимодействие двух атомов. Между двумя атомами действует **сила притяжения** и **сила отталкивания**. При расстоянии между атомами, равном r_0 силы притяжения и отталкивания взаимно компенсируют друг друга, результирующая сила взаимодействия равна нулю, и это расстояние является наиболее устойчивым (рис. 1.1 а).

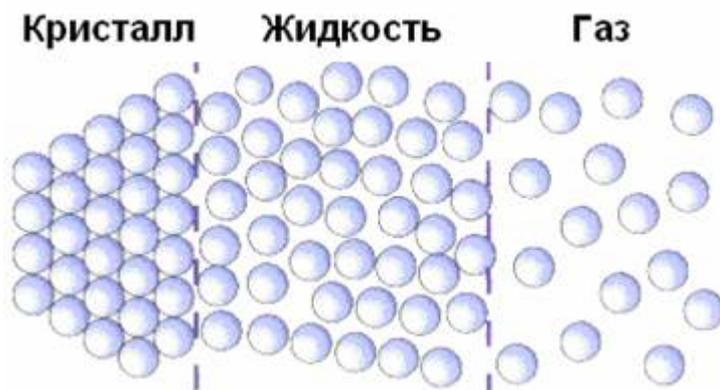


Оценим энергию потенциального взаимодействия двух атомов как работу с обратным знаком при перемещении иона из бесконечности в r_0 . Геометрическое интегрирование дает значение, показанное на рисунке 1.1 б. Из рисунка видно, что минимальной энергии потенциала взаимодействия соответствует расстояние между соседними ионами, равное r_0 . Увеличение энергии системы двух атомов (например, за счет тепловой энергии) ведет к появлению взаимного смещения атомов относительно друг друга.

Рисунок 1.1. Зависимость сил взаимодействия (а) и энергии потенциального взаимодействия (б) от расстояния между атомами.

В том случае, когда взаимодействует множество атомов, смещение любого из них приводит к изменению энергии системы. Поэтому потенциальную кривую можно представить в виде периодической функции. При минимуме энергии системы расстояния между атомами одинаковы и равны r_0 . Для перехода из одного равновесного положения в другое требуется повышение энергии. Если энергия системы минимальна или близка к минимальной, атомы не могут перемещаться из одного положения в другое. Мы имеем дело с **твердыми телами**. При значительном повышении энергии системы атомы колеблются, обмениваются энергией и в результате могут переходить из одного положения в другое. В этом случае мы имеем дело с **жидким** веществом. Если рост энергии системы приводит к выталкиванию атомов из потенциальной ямы, они перестают взаимодействовать друг с другом, могут занять различные положения – мы имеем дело с **газом** (рис. 1.2).

Рисунок 1.2. Расположение атомов в кристаллах, жидкости и газах.



Увеличение глубины потенциальной ямы приводит к росту температуры плавления и испарения вещества. Вместе с глубиной потенциальной ямы ведет к уменьшению коэффициента теплового расширения. Таким образом, вещества с большей температурой плавления имеют меньший коэффициент теплового расширения.

При воздействии на тело (электрического, механического, магнитного) частицы тела смещаются из равновесных положений. При этом могут реализовываться три

1. Под действием поля ни одна из частиц не переходит через потенциальные барьеры, в исчезновении поля частицы возвращаются в исходные положения. В этом случае мы имеем упругими безгистерезисными процессами: упругой деформацией, упругой поляризацией и "круче" стенки потенциальной ямы, тем труднее осуществляется упругий безгистерезисный процесс, растет модуль упругости материала.

2. Под действием поля некоторые слабо связанные частицы перебрасываются из одного положения в другое. После снятия внешнего воздействия устанавливается состояние, статистически эквивалентное исходному. Этот случай реализуется при близости величины некоторых потенциальных барьеров со средней энергией частиц. Такие процессы называются упругогистерезисными (пример - "неупругость" пружин) и характеризуются замкнутыми кривыми, называемыми гистерезисом.

3. Если внешнее поле перемещает частицы через потенциальные барьеры, достаточные для сравнения с тепловой энергией материала, то при снятии внешнего воздействия частицы в исходные положения не возвращаются, появляется остаточный эффект (пластическая деформация и получение постоянных магнитов, электретов и т.д.).

Следует отметить, что увеличение глубины потенциальной ямы ведет к росту напряжений при пластической деформации, увеличению модуля упругости, повышению температур плавления, к снижению коэффициента теплового расширения. Таким образом, зная одни свойства материала можно прогнозировать другие свойства.

1.2 Типы связей

[Ковалентная связь.](#) [Ионная связь.](#) [Металлическая связь.](#) [Молекулярная связь.](#)

Для облегчения понимания межатомного взаимодействия будем рассматривать типы химических связей в несколько упрощенном виде, а именно, рассмотрим:

- а) гомеополлярную или [ковалентную связь](#),
- б) гетерополярную или [ионную связь](#),
- в) [металлическую связь](#) и
- г) поляризационную связь или [связь Ван-дер-Ваальса](#) (Рисунок 1.3).

[Ковалентная связь.](#) Ковалентная связь образуется между атомами одного или нескольких элементов с близкими ионизационными потенциалами. В чистом виде [ковалентная связь](#) реализуется в взаимодействии элементов с наполовину заполненными электронными оболочками. Из квантовой механики следует, что система из положительно заряженного ядра и отрицательно заряженных электронных оболочек имеет минимальную энергию в том случае, когда электронные оболочки заполнены. Поэтому атомы с наполовину заполненными электронными оболочками обмениваются электронами. В этом образуются пары электронов с противоположно направленными спиновыми магнитными моментами, причем эти пары принадлежат обоим соседним атомам.

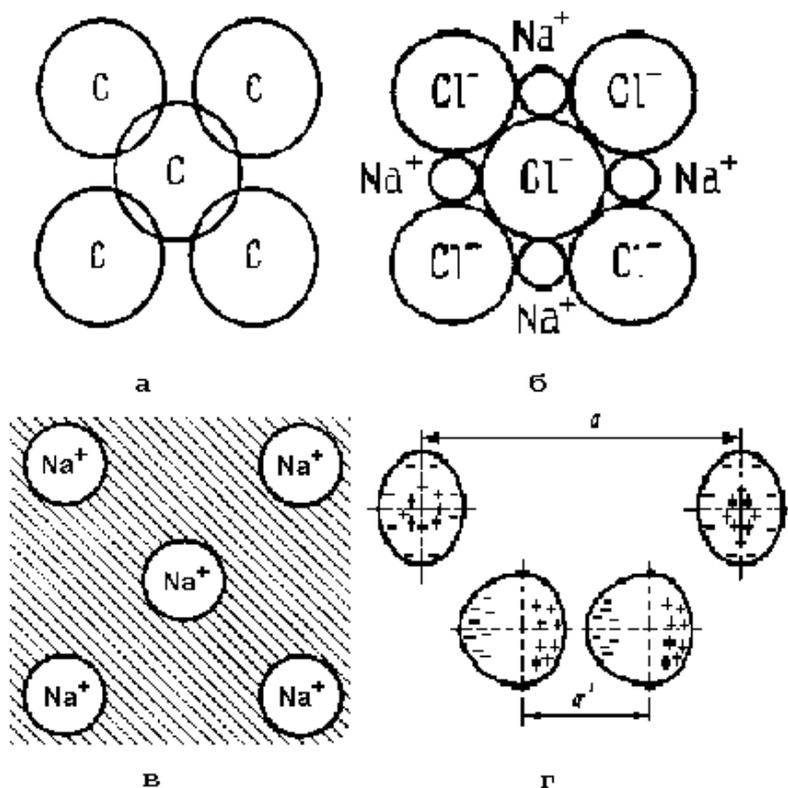


Рис. 1.3. Схема образования

(а), ионной (б), металлической (в) и молекулярной (г) связи

Появление между положительно заряженными ионами пары отрицательно заряженных электронов приводит к тому, что оба иона притягиваются к обобществленным электронам и, тем самым притягиваются друг к другу. Каждый атом взаимодействует с ограниченным числом соседей, число соседей равно числу валентных электронов атома. *Следовательно, ковалентная связь направлена*. Кроме того, атом взаимодействует только с теми соседями, с которыми он обменялся электронами.

Увеличение порядкового номера элемента ведет к росту количества электронных оболочек экранирующих взаимодействие положительно заряженных ядер с валентными электронами, уменьшаются сила взаимного притяжения и глубина потенциальной ямы. В результате с ростом порядкового номера элемента снижается температура плавления, растет коэффициент теплового расширения, уменьшается модуль упругости.

Ионная связь. Ионная связь образуется при взаимодействии атомов с малым количеством электронов и атомов с большим количеством электронов на валентных оболочках. При этом электроны атомов с низкими потенциалами ионизации переходят на валентные оболочки атомов с высокими ионизационными потенциалами. В результате образуются положительно и отрицательно заряженные ионы, взаимно притягивающиеся электростатическими силами. *Ионная связь ненасыщенна*, поскольку каждый из отрицательно заряженных ионов притягивает к себе все положительно заряженные, а каждый из положительно заряженных ионов притягивает к себе все отрицательно заряженные. Однако *ионная связь направлена*, поскольку ион притягивает к себе разноименно заряженные ионы и отталкивает одноименно заряженные.

Уменьшение размера иона и увеличение его заряда ведет к росту энергии связи, следовательно, к повышению температуры плавления материала, уменьшению коэффициента теплового расширения и к увеличению модуля упругости.

Металлическая связь образуется между атомами одного или нескольких элементов, у которых валентные электронные оболочки застроены меньше чем наполовину. Поскольку энергия электрона минимальна при полностью заполненной внешней оболочке, атомы отдают внешние валентные электроны в общее пространство, образуя «море» электронов.

электроны и превращаются в положительно заряженные ионы, между которыми находятся электроны (электронный газ).

Каждый из положительно заряженных ионов притягивается к свободным электронам, и те ионы притягиваются друг к другу. Металлическая связь не направлена и ненасыщенна, и расстояние между ближайших соседей у иона определяется в основном геометрическим и энергетическим факторами. Следовательно, кристаллические решетки металлов упакованы плотно. Под действием электрического поля не связанные с ионами электроны перемещаются, то есть металлы обладают высокой электропроводностью. Свободные электроны могут легко ускоряться и замедляться, то есть приобретать кинетическую энергию. Вследствие этого металлические материалы поглощают кванты электромагнитного поля любой энергии, или металлы непрозрачны для радио- и световых волн в широком диапазоне частот. Поглотив квант электромагнитного поля, свободный электрон переходит в стационарное состояние, электрон испускает аналогичный квант. Иначе говоря, металлические материалы отражают радио- и световые волны. Несколько позже покажем, что плотная упаковка решетки металлов является причиной их высокой пластичности. По определению Ломоносова: "Металлы суть светлые тела кои ковать можно".

Поляризационная связь или связь Ван-дер-Ваальса. Образуется при сближении молекул инертных газов. Рассмотрим возникновение поляризационной связи на примере инертных

У одиночного атома электронная оболочка симметрична. При сближении двух атомов электронные оболочки электрически взаимодействуют и деформируются. В итоге атомы превращаются в диполи, которые взаимно притягиваются. Чем больше порядковый номер атома, тем больше у него электронных оболочек, поэтому связь валентных электронов с ядром ослабевает и деформировать ее становится легче. Следовательно, возрастает дипольный момент атома и увеличивается энергия связи между атомами. Поэтому температура кипения тяжелых инертных газов заметно выше температуры кипения легких газов.

Аналогичные процессы происходят и при сближении электрически нейтральных молекул. Чем больше молекулярный вес, тем больший дипольный момент молекул и выше энергия связи. Вещества с низким молекулярным весом при комнатной температуре являются газами, вещества с большим молекулярным весом - жидкостями, а вещества с еще большим молекулярным весом - твердыми телами.

Важно иметь в виду, что в одном и том же материале одновременно могут реализовываться разные типы химических связей. Так внутри молекулы полиэтилена связь ковалентная, а между молекулами - поляризационная. В алмазе атомы углерода связаны ковалентной связью, а у графита атомы углерода образуют ковалентную связь, один электрон идет на образование металлической связи, и плоские молекулы связаны поляризационной связью.

В ряде случаев наблюдается изменение типа связи при изменении внешних условий. Так, у олова элемент четвертой группы, и в нем должна реализовываться ковалентная связь, но у олова слабая связь электронных оболочек, валентные электроны слабо связаны с ядром. Поэтому при термическом возбуждении электроны отрываются от атомов, и связь становится металлической. До 13⁰С связь ковалентная, и он является типичным полупроводником - "серое" порошкообразное олово. Выше 13⁰С связь становится металлической, и олово ведет себя как типичный металл - "белое" олово. Белое олово в серое было причиной гибели экспедиции Р. Скотта. Поскольку канистры с пропаном, наполненные оловом, то при охлаждении белое олово превратилось в серое, и горячее вытекло.

1.3 Кристаллическая структура твердых тел

Элементарная ячейка. Координационное число. Типы кристаллических решеток металлов. Кристаллические решетки. Базисное число. Анизотропия.

При невысокой энергии системы ионы находятся в потенциальных ямах (см. рисунок 1.1б) расположение ионов становится упорядоченным. Упорядоченное расположение атомов при кристаллической решетке (Рисунок 1.4). Для описания кристаллических решеток удобно воспользоваться понятием “элементарная ячейка” - минимальный объем кристалла, полностью сохраняющий все его свойства. Трансляцией элементарной ячейки можно заполнить сколь угодно большой кристалл.

Основные характеристики кристаллической решетки

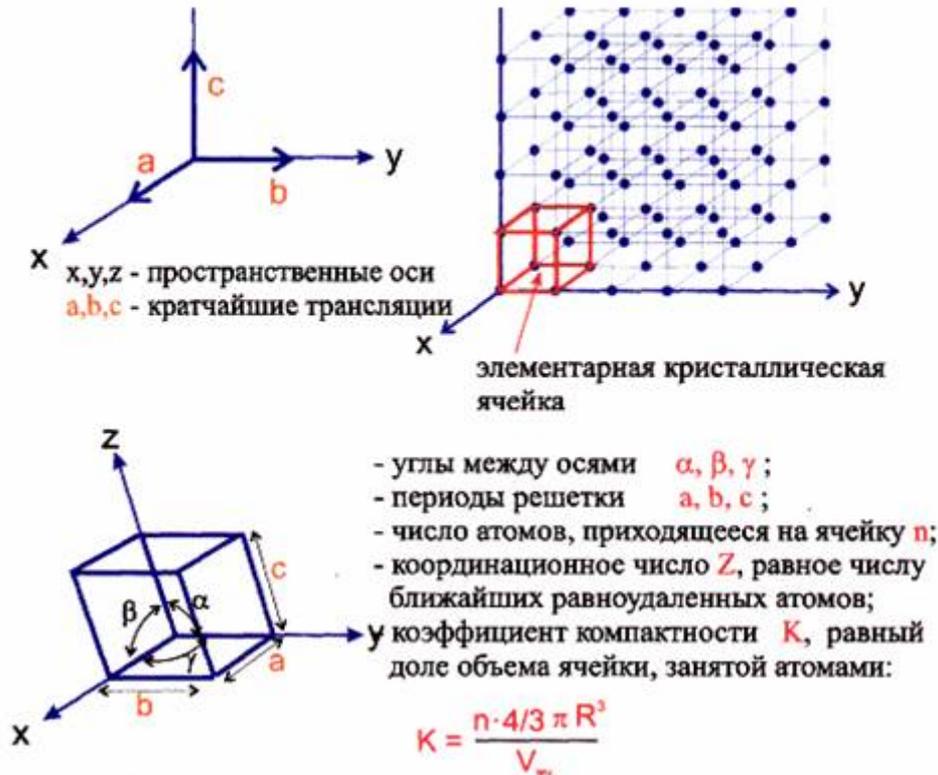


Рисунок 1.4. Основные характеристики кристаллической решетки

У элементов четвертой группы ковалентная насыщенная и направленная связь, и у каждого соседа. Число ближайших соседей принято называть координационным числом. Элемент можно представить в виде тетраэдра с одним атомом в центре и 4 атомами по вершинам. Кристаллическую решетку с такой элементарной ячейкой имеют элементарный кремний и углерод в модификации алмаза. Этот тип кристаллической решетки принято называть р (Рисунок 1.5 а).

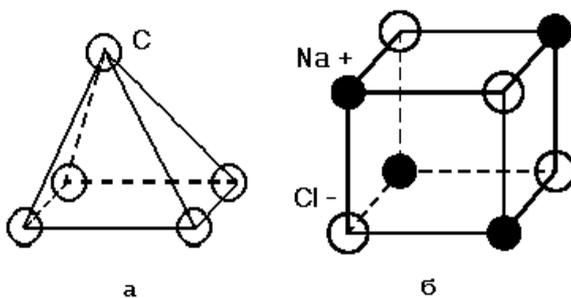


Рисунок 1.5. Элементарная ячейка алмаза (а) и натрия хлорида (б)

При образовании ионной связи

кристаллические решетки получаются более компактными, координационное число достижимо связано с тем, что ионная связь ненасыщенна, хотя и направлена. Типичным представителем таким видом связи является соединение NaCl; кристаллическую решетку такого соединения представить в виде примитивного куба, в вершинах которого расположены ионы хлора и т.д. Элементарная ячейка кристаллической решетки такого соединения показана на рисунке 1.

При образовании металлической связи кристаллические решетки становятся еще более компактными. Координационные числа достигают значений 8 и 12. В металлических материалах, формируются три типа кристаллических решеток: объемноцентрированная кубическая (ОЦК) и гранецентрированная кубическая (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГП). Элементарные ячейки ОЦК, ГЦК и ГП решеток показаны на рисунке 1.4.

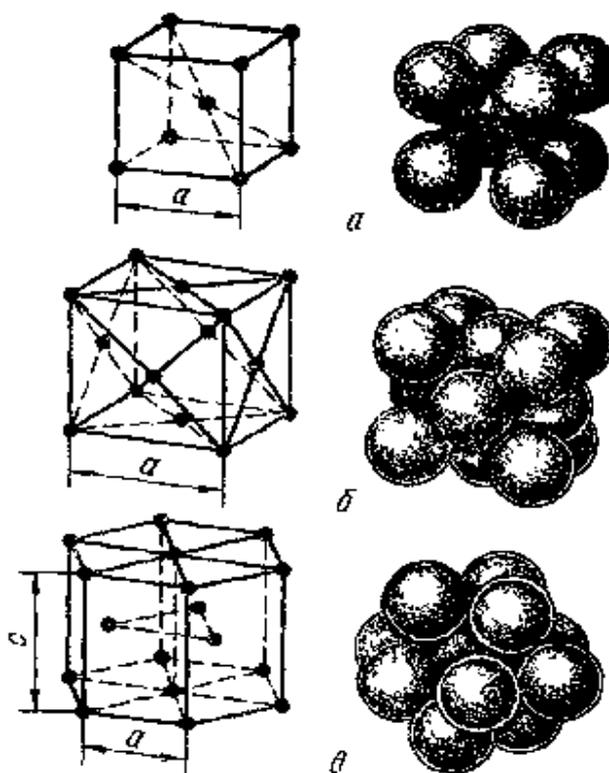


Рисунок 1.4. Элементарные ячейки ОЦК (а), ГЦК (б) и ГП (в) решеток

ОЦК решетку имеют такие металлы, как вольфрам, молибден, ниобий, α -железо, β -титан, металлы. Серебро, медь, алюминий, никель, γ -железо металлов имеют ГЦК решетку. ГП магния, цинка, кадмия, α -титана. Металлы с плотноупакованной решеткой, как правило, обладают большей проводимостью, чем металлы с менее плотноупакованной ОЦК решеткой. Это связано с тем, что у металлов с плотноупакованной решеткой повышена плотность электронного газа, следовательно, повышена концентрация носителей заряда – свободных электронов.

В элементарной ячейке ОЦК решетки содержатся 9 атомов (1 - в центре куба и 8 вершин) - 14 атомов (8- вершинные и 6 атомов граней), ГП - 17 атомов.

Размеры кристаллической решетки характеризует расстояние между центрами атомов в виде параметр или период решетки. Кубическую решетку характеризует один параметр - длина гексагональную два - a и c и их соотношение c/a . Обычно период решетки металлов 2-6 Å

Плотность кристаллической решетки (объем занятый атомами) характеризуется координационным числом **K**, т.е. числом ближайших соседних атомов, окружающих данный атом. Чем выше координационное число - тем больше плотность упаковки атомов.

Нетрудно вычислить, что в ОЦК решетке - наименьшее расстояние между атомами $d = 0,5a$ расстоянию находятся 8 атомов, $K=8$. Коэффициент заполнения = 0,68. В ГЦК решетке наименьшее расстояние $d = 0,5a\sqrt{2}$, $K=12$. Коэффициент заполнения = 0,74. ГП решетка имеет наибольшую компактность. Например, в ОЦК решетке 1 атом в центре куба и в 8 вершинах 8 атомов, к которому одновременно принадлежат 8 соседним ячейкам. Следовательно, $1+(1/8) 8=2$ атома. Это число **базисным** для ОЦК решетки. ГЦК решетка имеет базисное число $(1/8) 8 + (1/2) 6 = 4$, ГП - $(1/2) 2 = 6$.

Как видно из рассмотренных типов кристаллических решеток, плотность расположения атомов в различных плоскостях неодинакова. Неодинаковая плотность атомов в различных плоскостях в них разные физические и механические свойства. Подобная неодинаковость свойств по различным кристаллографическим направлениям называется **анизотропией**. Анизотропия является свойством кристалла. Например, для монокристалла чистой меди (ГЦК) предел прочности вдоль ребра куба составляет 146 МН/м^2 , а в направлении диагонали основания куба - 350 МН/м^2 .

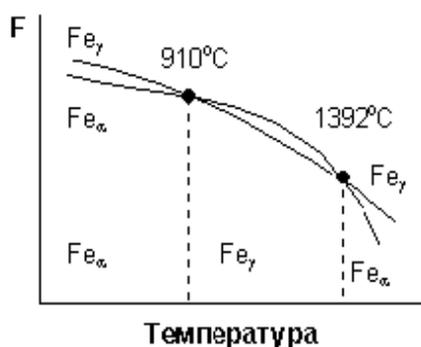
Очень многие металлы используются в поликристаллическом виде, где обычно кристаллы ориентированы хаотично, и макроскопические свойства в различных направлениях одинаковы и называются **квазиизотропными**. Однако иногда необходимо получение анизотропных свойств, тогда в металле создают преимущественную ориентировку кристаллографических плоскостей, которая называется **текстурой**.

1.4 **Полиморфные превращения.**

Многие металлы в зависимости от температуры могут существовать в различных кристаллических формах или **модификациях**. В результате полиморфного превращения атомов кристаллического тела, имеющие решетку одного типа, перестраиваются в другую решетку. Полиморфную модификацию, устойчивую при более низких температурах принято обозначать α и т.д.

Известны полиморфные превращения α -Fe, β -Fe, α -Co, β -Co, α -Ti, β -Ti, α -Sn, β -Mn, γ -Mn, δ -Mn. Полиморфное превращение протекает в том случае, если при данной температуре может существовать металл с иной кристаллической решеткой и с меньшим уровнем свободной энергии.

Рассмотрим полиморфизм железа (Рисунок 1.5). В интервале температур $910-1392^\circ\text{C}$ устойчивой является γ -Fe с кристаллической решеткой, имеющей меньшую свободную энергию, чем α -Fe.



температурах ниже 910°C и выше 1392°C устойчивой является α -Fe.

Переход металла из одной модификации в другую в равновесии происходит при постоянной температуре. При полиморфном превращении образуются новые зерна, другой размер и форму. Поэтому такие превращения называются **перекристаллизацией**.

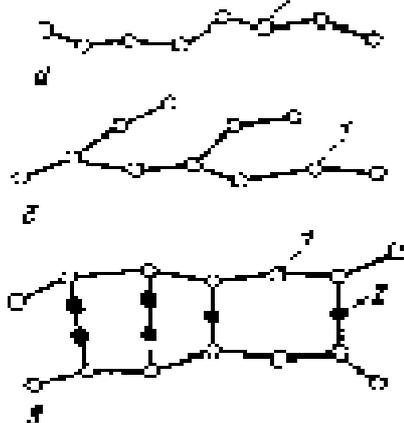
Рисунок 1.5. Изменение свободной энергии железа с температурой для различных кристаллических решеток

Полиморфное превращение сопровождается скачкообразным изменением свойств металлов: объема, теплоемкости, тепло- и электропроводности, магнитных, механических и химических свойств.

т.д.

1.4 Строение полимеров

Полимеры - высокомолекулярные соединения, состоящие из огромного количества молекул, называемых **мономерами**. Обладая способностью соединяться последовательно, мономер образует длинные цепи (рисунок 1.6) с линейной (а), разветвленной (б) и пространственной или сетчатой структурами связи, в результате чего получают макромолекулы полимера. Макромолекулы полимеров представляют собой цепи, длина которых в сотни и тысячи раз превышает раз поперечного сечения, а разветвленные полимеры имеют ответвления; полимеры, у которых



макромолекулами имеются и химические (боковые) связи с линейными цепями, образуют пространственные (сетчатые) структуры. Так, этилен $\text{CH}_2\text{-CH}_2$ является мономером для получения макромолекулы полиэтилена. Суммарная формула полиэтилена $(\text{-CH}_2\text{-CH}_2\text{-})_n$. Индекс **n** в формуле обозначает количество элементарных звеньев (мономеров), входящих в состав макромолекулы и характеризует **степень полимеризации** - степень химического сложения мономеров в полимере за счет раскрытия двойных связей. Оно определяется отношением молекулярной массы **M** полимера к молекулярной массе мономера, т. е. $n = M/m$. При $n=20\text{...}100$ получаются **жидкие** полимеры (смазочные масла), при $n=2000\text{...}3000$ - **эластичные** материалы.

$n > 3000$ - **жесткие** (твердые) материалы.

Рисунок 1.6. Схема строения макромолекулы полимеров: 1- цепеобразные молекулы, 2- разветвленные молекулы, 3- пространственная структура

Основная часть полимеров состоит из атомов углерода, к которым присоединены другие атомы, например водорода. Если часть или все атомы водорода заменить, например, на атомы фтора, получим ценный полимер-фторопласт, отличающийся очень высокой устойчивостью к разложению кислотами, щелочам. Если же ввести атомы фосфора, то полимер приобретает негорючесть. Если один атом водорода в молекуле этилена заменить на фенильную группу C_6H_5 получим мономер стирола, который легко превращается в полимер - полистирол, обладающий исключительными электрическими свойствами.

1.6. Строение неорганических стекол и керамических материалов

В современном материаловедении все более видное место начинают занимать различные неорганические вещества. Многие из них используют в виде кристаллов: кварц (SiO_2), корунд (Al_2O_3) и кристаллы этого оксида - сапфир, рубин и др., а также рутил (TiO_2), нитриды, сульфиды и т.д. В гораздо больших масштабах эти же вещества используют в аморфном состоянии в виде **стекла**.

Неорганическое стекло - это химически сложный, аморфный, макроскопически изотропный материал, обладающий механическими свойствами хрупкого твердого тела. Стекло получается после расплава смеси неорганических соединений (в основном оксидов). Их свойства одинаковы во всех направлениях, т.е. они **изотропны**. При нагреве они не плавятся, а постепенно размягчаются в значительном диапазоне температур, переходя в вязкое состояние. Плавление их при повышении температуры и отверждение при понижении температуры происходит обратимо. **По структуре стекла - твердые растворы.**

Среди причин аморфного состояния неорганических стекол можно выделить две:

1. В области затвердевания расплав стекла имеет очень высокую вязкость, на 6-8 порядков выше, чем у жидкостей.

2. Особенности ковалентной связи в оксиде. Как было отмечено, ковалентная связь обладает важными свойствами: насыщенностью и направленностью. Согласно насыщенности химии каждый атом стекла в пространстве имеет в соответствии со своей валентностью строго определенное количество "партнеров" по взаимодействию. Например, кремний 4-х валентен. И его атом в непосредственном окружении четырех атомов кислорода. Причем эти связи могут образовываться произвольно, а под определенным углом друг к другу (принцип направленности). Все это затрудняет формирование регулярной кристаллической структуры. **В высоковязкой среде стекла при охлаждении может образоваться только ближний порядок в расположении**

1.7 Строение аморфных сплавов.

При охлаждении жидкого расплава с весьма высокими скоростями зародыши кристаллов не успевают, и в твердом состоянии фиксируется структура, характерная для жидкости, на аморфной. Аморфные состояния получены как для чистых металлов (алюминий, олово и др.) при охлаждении из паро-газообразной фазы на холодную подложку, так и для сплавов, содержащих неметаллические элементы. Получен аморфный чугун при скорости охлаждения 10^8 К/с) и магнитных сплавов.

Аморфные материалы являются изотропными, обладают очень высокой прочностью, высоким сопротивлением коррозии и рядом других ценных свойств, и становятся весьма перспективными. Подробно об аморфных материалах будет рассмотрено в главе 3.

1.8 Дефекты кристаллического строения реальных металлов.

Точечные дефекты. Линейные дефекты: краевая и винтовая дислокации. Контуры Бюргера. Поверхностные дефекты.

Классификация дефектов. Реальный кристалл является поликристаллом, т.е. состоит из множества кристаллов и всегда содержит дефекты строения. Дефекты кристаллического строения по геометрическим признакам: точечные (нульмерные), линейные (одномерные), поверхностные (двумерные) и объемные (трехмерные).

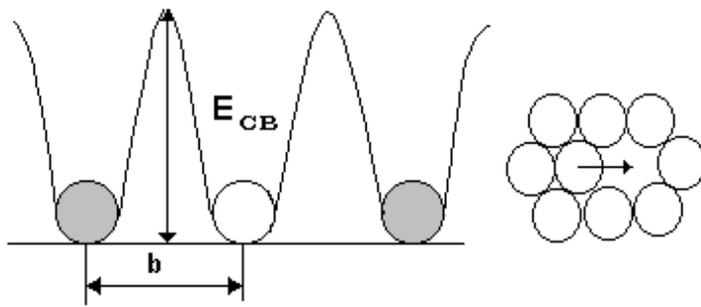
Точечные дефекты. Точечные дефекты по размерам не превышают нескольких атомных диаметров. Могут быть собственными (структурными) и примесными. К элементарным собственным относят вакансии и межузельные атомы, к примесным - атомы примеси, растворенной при замещении или внедрения.

Вакансии - незаполненный узел кристаллической решетки.

Межузельный атом - это собственный атом, расположенный в междоузлии. Если при этом происходит выход атома из узла кристаллической решетки в междоузлие, то образуется вакансия и межузельный атом (*парный дефект Френкеля*). Если же атом перемещается из нормального положения в междоузлие кристаллической решетки на поверхность кристалла, то образуется вакансия (*дефект Шоттки*).

Вокруг точечных дефектов кристаллическая решетка сильно искажена, следовательно, их всегда требует затраты энергии. Однако присутствие точечных дефектов в определенных количествах, зависящих от температуры, является термодинамически выгодным, так как свободная энергия при наличии дефектов какой-то равновесной концентрации уменьшается.

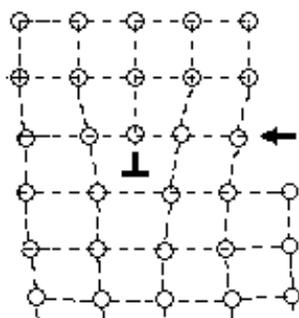
Если один из атомов, расположенных около вакансии, получает от соседних атомов избыток энергии, он преодолевает потенциальный барьер $E_{св}$ и перемещается в свободный узел, т.е. атом и вакансия обмениваются местами (Рисунок 1.7). Таким путем осуществляется **миграция вакансий**. В кристаллах появляются и исчезают на других дефектах решетки. Тепловые вакансии образуются в основном на свободной поверхности кристалла. Большое количество точечных дефектов образуется при пластической деформации, а также при облучении кристаллов частицами с большой энергией.



Поле напряжений, которое создается в кристалле, является близкодействующим. Поэтому взаимодействие между двумя вакансиями на больших расстояниях отсутствует. На малом расстоянии две вакансии всегда образуют *дивакансию*. Подвижность дивакансии больше, чем подвижность одиночной вакансии. Возможно также образование *тривакансии*.

Рисунок 1.7. Схема образования вакансий

Линейные дефекты. Особым и важным видом линейных дефектов являются *дислокации*



простой и наглядный способ введения дислокаций в кристалл (Рисунок 1.8). В результате сдвига выше плоскости сдвига оказывается одна вертикальная плоскость больше, чем ниже ее. Эта плоскость не имеет продолжения ниже плоскости сдвига, и такую неполную плоскость называют *экстраплоскостью*. Область несовершенства кристалла на краю экстраплоскости называется *краевой дислокацией* (ядро дислокации). Краевая дислокация является линейным дефектом.

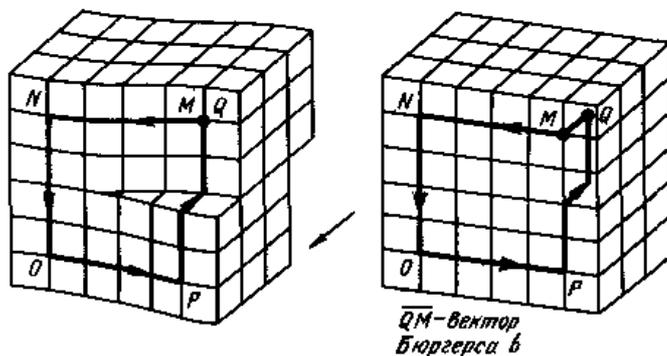
Рисунок 1.8. Схема образования дислокации при сдвиге

Дислокацией называется линейное несовершенство, являющееся границей зоны сдвига в кристалле. Эта граница отделяет ту часть плоскости скольжения, где сдвиг прошел, от той, где еще не начинался.

Экспериментально установлено, что на полированной поверхности кристалла после деформации остаются следы в виде *линий сдвига*. Причем сдвиги происходят по наиболее плотноупакованным плоскостям.

Движение дислокации перпендикулярно экстраплоскости называют *скольжением* или *контактным движением*, вдоль - перпендикулярно плоскости скольжения - *переползанием* или *неконтактным движением*.

Чтобы представить *винтовую* дислокацию, возьмем идеальный кристалл, надрезем его по



полюбой плоскости и сместим одну часть относительно другой (Рисунок 1.9). Образование винтовой дислокации связано с тем, что введение в кристалл превращает семь параллельных атомных плоскостей в одну винтовую поверхность. В отличие от краевой дислокации винтовая дислокация может переходить с одной плоскости в другую без переноса материала по плоскости скольжения.

Рисунок 1.9. Схема образования винтовой дислокации

Чтобы оценить степень искажения решетки, вызванной дислокацией, следует сравнить ее с идеальным кристаллом, содержащим дислокацию, с совершенным кристаллом. Для этого строят *замкнутый контур*, построенный в реальном кристалле путем последовательного обхода от атома к атому в совершенной области кристалла. Сумма всех упругих напряжений, накопленных при обходе по контуру Бюргерса, проявляется в виде невязки. Поэтому *вектор Бюргерса*, замыкающий контур Бюргерса, является мерой искажения решетки, которая вы

дислокацией. Вектор Бюргерса определяет **энергию дислокации**, действующие на дислокацию. Величину связанного с дислокацией сдвига, влияет на подвижность дислокации.

Смешанная дислокация, как следует из ее названия, может быть разложена на краевую и составляющие.

Поверхностные дефекты. К поверхностным дефектам относятся **границы зерен и субзерен** зерен, а также субзерен называют поверхность, по обе стороны от которой кристаллически различаются пространственной ориентацией. Эта поверхность является двухмерным дефектом, имеющим макроскопические размеры в двух измерениях и атомные - в третьем измерении.

Границы с разориентацией соседних зерен менее $\sim 10^\circ$ относят к **малоугловым**, а с большей разориентацией - к **высокоугловым (большеугловым)**.

1. 9 Строение металлических сплавов

Твердые растворы замещения, внедрения, вычитания. Промежуточные фазы: химические соединения, электронные соединения, фазы внедрения, фазы Лавеса.

Чистые металлы применяют в качестве конструкционных материалов ограниченно. Если чистый металл легировать другими металлами или металлоидами, то получаются сплавы с требуемыми свойствами.

Сплавы обычно состоят из двух или более основных (сплавобразующих) элементов, называемых **компонентами**. По числу компонентов сплавы делят на двойные, тройные и т. д. Сплавы, преимущественно из металлических элементов и обладающие металлическими свойствами (металлический блеск, пластичность, электро- и теплопроводность и др.), называют **металлическими сплавами**.

Металлические сплавы имеют также кристаллическое строение. Компоненты в сплавах могут взаимодействовать между собой, в результате образуя различные фазы – однородные обособленные части сплава, имеющие одинаковый состав, строение, свойства. При кристаллизации сплава получены в виде

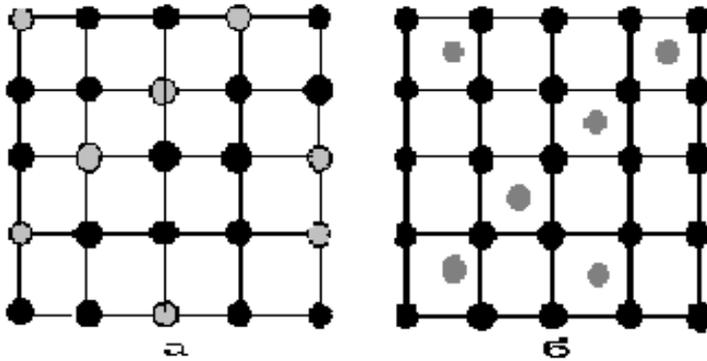
- **твердого раствора,**
- **промежуточных фаз (или соединений)**

Твердый раствор образуется тогда, когда компоненты сплава обладают взаимной растворимостью в жидком, так и в твердом состоянии. **Твердый раствор** - однородное (однофазное) кристаллическое тело переменного состава, имеющее **кристаллическую решетку** одного из компонентов, поскольку основной компонент (растворителя) входят атомы растворенного элемента. При этом возможны образование твердых растворов двух типов: 1) твердые растворы замещения 2) твердые растворы внедрения. Кроме того, на базе химического соединения еще различают твердые растворы

В твердом растворе замещения (Рисунок 1.10, а) атомы растворенного элемента замещают атомы растворителя в узлах кристаллической решетки. При этом параметры решетки растворителя в зависимости от разности атомных диаметров растворенного элемента и растворителя. Если диаметр растворенного элемента больше атомного диаметра растворителя, то **элементарная** решетка этого раствора искажается и увеличивается, в противном случае она сокращается

Рисунок 1.10. Схема образования твердых растворов замещения (а) и внедрения (б)

Твердые растворы могут быть неограниченные (непрерывные) и ограниченные. Растворимость элементов в твердом состоянии уменьшается при увеличении различия в атомных диаметрах.



радиусах (размерный фактор (химический фактор). И растворимость возможна у одинаковой кристаллической (структурный фактор), при близости валентных оболочек и соблюдении фактора, когда разность атомных радиусов компонентов не превышает 0,5. Неограниченно твердые растворы образуются медью с золотом, никелем, α -Fe с никелем и др.

В твердом растворе внедрения (Рисунок 1.10, б) атомы растворенного элемента размещаются между атомами растворителя в его кристаллической решетке, как межузельный атом. Для образования твердого раствора внедрения необходимо, чтобы отношение атомного радиуса растворенного элемента к атомному радиусу растворителя было равно или меньше 0,59. При образовании твердых растворов внедрения параметр решетки растворителя всегда увеличивается, что приводит к значительному искажению кристаллической решетки. Твердые растворы внедрения обычно получают тогда, когда металл растворяет неметаллический элемент (водород, азот, углерод, бор и др.) с малыми атомными размерами. Например, твердый раствор азота (атомный радиус 0,071 нм) в γ -железе (атомный радиус 0,126 нм) представляет собой твердый раствор внедрения. Отношение атомного радиуса азота к атомному радиусу железа равно 0,56.

В твердом растворе вычитания, образующемся на базе химического соединения, атомы растворенного элемента замещают атомы растворителя в узлах кристаллической решетки, но отдельные узлы остаются незанятыми ("пустыми"). Это происходит тогда, когда на базе химического соединения (например, оксид железа FeO) получается твердый раствор растворением одного из элементов (кислорода), составляющих химическое соединение (FeO). Растворение происходит не замещением атомов кислорода, а изъятием некоторого числа атомов железа из узлов решетки химического соединения FeO, и в результате появляются "пустые места" ("дырки"). Твердые растворы вычитания образуются также при растворении титана в карбиде титана или ванадия в карбиде ванадия.

Промежуточные фазы, в отличие от твердых растворов, имеют собственную кристаллическую решетку, которая отличается от кристаллической решетки компонентов, образующих эту фазу. Они могут быть как и твердые растворы переменного состава и постоянного состава. Промежуточные фазы многочисленны и разнообразны, и пока не существует их полной классификации. Рассмотрим наиболее часто встречающиеся в промышленных сплавах.

Химическое соединение образуется при сплавлении разных металлов или металла с неметаллом. Химическое соединение - однородное кристаллическое тело, имеющее свою решетку с определенным расположением к ней атомов компонентов и свои специфические свойства, отличные от свойств исходных компонентов.

Химические соединения образуются при строго определенном соотношении компонентов и выражены формулой. Так, при сплавлении меди и алюминия получается интерметаллическое соединение CuAl_2 , имеющее тетрагональную кристаллическую решетку (медь и алюминий имеют ГЦК решетку). В системе титан-алюминий образуются два соединения: TiAl и Ti_3Al .

Если химическое соединение получается сплавлением двух металлов (медь-алюминий), то в узлах решеток располагаются нейтральные атомы и положительно заряженные ионы, которых образуют электронный газ и осуществляют металлическую связь. При образовании соединения металла с неметаллом (железо-углерод) атом металла отдает валентные электроны и становится положительно заряженным ионом, а атом неметалла принимает электроны и становится отрицательно заряженным ионом.

отрицательно заряженным ионом. Положительно и отрицательно заряженные ионы, притягиваясь друг к другу, осуществляют ионную связь.

Химические соединения плавятся и диссоциируют при постоянной температуре.

Фазы с металлическим типом связи (фазы внедрения) образуются при взаимодействии металлов и неметаллов – углерода, азота, водорода, бора. Если при этом отношение радиусов $r < 0,59$, образуются фазы с простыми кристаллическими решетками. Примером таких фаз являются карбиды, например TiC , NbC , W_2C , нитриды Fe_4N , гидриды ZrH_4 . Если отношение радиусов $r > 0,59$, атом неметалла не может расположиться в поре решетки металла, образуются фазы кристаллическими решетками с большим количеством атомов в элементарной ячейке. Примерами фаз являются карбиды типа Fe_3C , карбиды хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 .

Электронные фазы – фазы переменного состава, для которых характерно определенное значение электронной концентрации, $e:n$, т.е., отношение числа валентных электронов к числу атомов. Указанные концентрации можно выразить химической формулой. Например, в сплавах меди с цинком все электронные фазы будут $CuZn$, Cu_5Zn_8 , $CuZn_3$.

Фазы Лавеса – фазы практически постоянного состава типа A_2B образуются при взаимодействии различных компонентов; образование их определяется размерным фактором: атомный радиус компонента B меньше, чем атомный радиус элемента A на 20-30%.

Механическая смесь образуется тогда, когда при кристаллизации компоненты сплава образуются нерастворимостью в твердом состоянии. Металлы, образующие такие сплавы, сохраняют кристаллическую решетку. Механические смеси образуют металлы, существенно отличающиеся атомными объемами и температурой плавления.

Вопросы для самоконтроля

1. Чем отличается электронное строение атомов переходных металлов от электронного строения атомов простых металлов?
2. Чем объясняется высокая электропроводность металлов?
3. Что характеризует координационное число кристаллической решетки?
4. Что характеризует базис кристаллической решетки?
5. Каковы причины появления точечных дефектов в кристаллической решетке?
6. Что характеризует вектор Бюргерса дислокации?
7. Какой системой с точки зрения количества фаз является поликристаллическое железо?
8. Что общего и какие различия у твердых растворов замещения и внедрения?
9. Чем обусловлено упрочнение сплавов при образовании твердых растворов?

2 Закономерности формирования структуры металлов и сплавов

2.1. Кристаллизация и строение литого металла

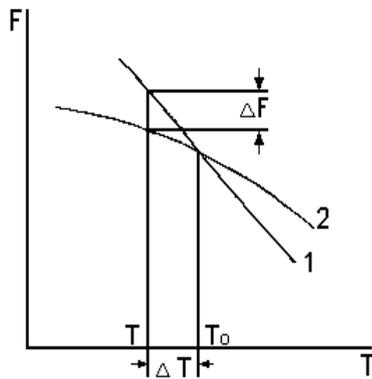
[Движущая сила кристаллизации.](#) [Кинетика кристаллизации.](#) [Зарождение центров кристаллизации.](#) [Критический зародыш.](#) [Гомогенное зарождение.](#) [Рост кристаллов.](#) [Гетерогенное зарождение.](#) [Форма и размер кристаллов.](#)

Кристаллизацией называется процесс образования твердых кристаллов из жидкости или газа. Переход вещества из одного агрегатного состояния в другое является **фазовым превращением**.

Фазой называется химически и физически однородная часть вещества (или системы), отделенная от других ее частей поверхностью раздела, при переходе через которую состав, структура или свойства изменяются скачкообразно.

Процесс кристаллизации, как и всякое фазовое превращение, происходит самопроизвольно.

Движущей силой кристаллизации является понижение свободной энергии системы. Если система может существовать в жидком и кристаллическом состоянии, то взаимосвязь свободной энергии от температуры $F=U-TS$ имеет вид, представленный на рисунке 2.1. Кривая 1 описывает зависимость свободной энергии от температуры для жидкой фазы, а кривая 2 - для кристаллической. Температура T_0 , при которой свободные энергии вещества в жидком и твердом состоянии равны, является теоретической температурой кристаллизации. При температуре выше T_0 устойчива жидкая фаза, а



ниже - кристаллическая фаза. Однако при этой температуре обе фазы устойчивы, следовательно, **кристаллизация** не может начаться, так как нет движущей силы. Более того, при случайном превращении жидкости в кристалл, появится граница раздела фаз и энергия системы повышется на величину $D f_{\text{пов}} = S s$, где S - площадь поверхности

кристаллика ($6 a^2$), s - удельная поверхностная энергия на границе жидкой и кристаллической фаз. Кристаллизация начнется тогда, когда свободная энергия кристаллической фазы будет меньше свободной энергии жидкой фазы, т.е. при температуре ниже теоретической. При этом произойдет самопроизвольное уменьшение энергии на величину $DF = F_{\text{ж}} - F_{\text{кр}}$ на единицу объема вещества. Разность между

теоретической и действительной температурами $DT=T_0-T$ называется **степенью переохлаждения**, при наличии которой может начаться зарождение центров кристаллизации.

Рисунок 2.1. Зависимость свободной энергии от температуры для жидкой и кристаллической фазы

Д.К.Чернов установил, что механизм кристаллизации заключается в образовании центров кристаллизации и росте кристаллов из образовавшихся центров. Количественно кинетика процесса описывается **скоростью зарождения центров** кристаллизации (с.з.ц.) - числом центров кристаллизации, возникающих в единице объема за единицу времени, и **линейной скоростью роста** кристаллов (л.с.р.) - скоростью перемещения какой-либо грани кристалла параллельно самой себе. Рассмотрим эти два процесса.

Зарождение центров кристаллизации.

Тепловое движение атомов приводит к тому, что в жидкости постоянно образуются и разрушаются группы атомов с упорядоченным строением. При охлаждении жидкой фазы ниже температуры T_0 , некоторые наиболее крупные из них могут стать устойчивыми. Они и являются самопроизвольно возникшими **зародышами или центрами кристаллизации**. Однако не все зародыши могут расти, способными к росту становятся кристаллы только достаточно большого - критического размера. Пусть в системе зарождается один центр кристаллизации в виде кубика с ребром a , это приведет к уменьшению объемной свободной энергии на величину

$$D f_{\text{об}} = V \Delta F \quad (1),$$

где V объем кристаллика, равный a^3 . Образование кристаллика сопровождается возникновением поверхности раздела между жидкой фазой и кристаллом, и работа, затраченная на ее создание равна

$$\Delta F_{\text{пов}} = S \sigma \quad (2),$$

где S - площадь поверхности кристаллика ($6a^2$), σ - удельная поверхностная энергия на границе жидкой и кристаллической фаз. Следовательно, общее изменение свободной энергии системы будет

$$\Delta F = \Delta F_{\text{об}} + \Delta F_{\text{пов}} \quad (3) \text{ или}$$

$$\Delta F = a^3 \cdot \Delta F + 6a^2 \sigma \quad (4).$$

Для данной температуры ΔF и σ величины постоянные, и ΔF зависит лишь от размера кристаллика. Дифференцируя уравнение (4) получаем:

$$d\Delta F / da = 3a^2 \Delta F + 12a\sigma.$$

Отсюда следует, что ΔF имеет максимум при

$$a_{\text{кр}} = 4\sigma / \Delta F \quad (5),$$

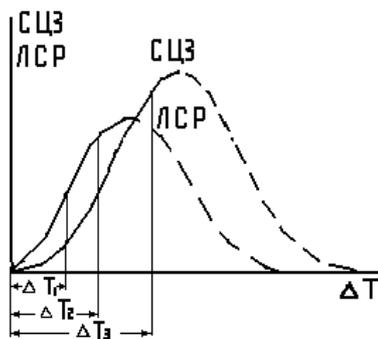
и кристаллик размером $a_{\text{кр}}$ называется **критическим зародышем**. Он находится в неустойчивом равновесии с исходной фазой: как его рост, так и распад вызывают уменьшение свободной энергии системы. Кристаллы размером более $a_{\text{кр}}$ способны к росту, при этом свободная энергия системы будет уменьшаться. Размер критического зародыша уменьшается по мере увеличения степени переохлаждения.

Образование критического зародыша обеспечивается за счет флуктуации энергии, и такой процесс называют **гомогенным зарождением**. Чем больше степень переохлаждения, тем меньше критический зародыш и тем меньше работа его образования. Поэтому увеличивается число критических зародышей, возникающих в единице объема за единицу времени. Их число пропорционально $\exp(-D f_{\text{кр}}/kT)$. Вместе с тем, увеличение **степени переохлаждения** приводит к тому, что подвижность атомов снижается, и вероятность образования устойчивого зародыша кристалла снижается. Таким образом, при увеличении степени переохлаждения с.з.п. сначала возрастает, проходит через максимум и снижается. При температурах, когда диффузионные процессы не могут происходить, центры кристаллизации не образуются, и вещество переходит в **аморфное состояние**. Теоретические расчеты показывают, что максимальные значения с.з.п. достигаются при $0,2 T_0$.

Рост кристаллов

Экспериментально установлено, что кристалл может расти лишь путем одновременного присоединения определенной группы атомов на какую-либо грань. Такая группа атомов называется **двумерным зародышем**. Следовательно, скорость роста кристаллов определяется вероятностью зарождения двумерного зародыша и вероятностью его присоединения к кристаллу за счет диффузии. Отсюда следует, что **степень переохлаждения** влияет на **линейную скорость роста** (л.с.р.) аналогично тому, как она влияет на **скорость зарождения центров** (с.з.п.). Экспериментально установлено, что

максимум Л.С.Р. чаще всего соответствует меньшим степеням переохлаждения, чем максимум С.З.П.



Кривые на рисунке 2.2 называются кривыми Таммана, который впервые построил их экспериментально в 1935 году. На основе их анализа можно сделать вывод, что Л.С.Р. и С.З.П. являются функцией степени переохлаждения, которая в свою очередь зависит от скорости охлаждения - чем больше скорость охлаждения, тем большего переохлаждения можно достигнуть. Следовательно, изменяя условия охлаждения, можно управлять процессом **кристаллизации**. Конечный размер зерен определяется числом центров и скоростью роста. Число зерен (кристаллов) в единице объема может быть определено как $n =$

$$(С.З.П./ Л.С.Р.)^{1/2}$$

Рисунок 2.2. Зависимость параметров кристаллизации от степени переохлаждения

Факторы, влияющие на процесс кристаллизации

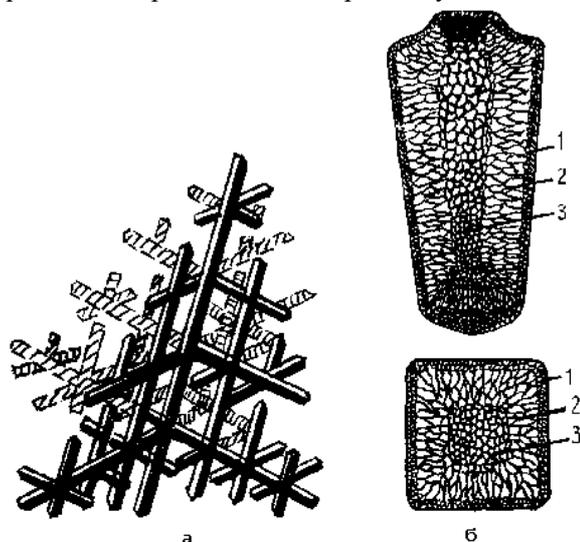
Как было показано, работа образования критического зарождения определяется величиной поверхностной энергии на границе между жидкой и кристаллической **фазой**. В связи с этим все факторы, влияющие на поверхностную энергию, влияют на кинетику кристаллизации. Наличие готовых поверхностей раздела облегчает процесс зарождения кристаллов. Реальные металлы всегда содержат большое количество примесей, мельчайшие частицы нерастворимых фаз, окислов, что приводит к сильному ускорению образования зародышей и кристаллизации в целом. Кристаллизация в присутствии готовых поверхностей раздела называется **гетерогенным зарождением**. Стенки форм, в

которую отливают жидкий металл, также служат готовой поверхностью раздела. Наличие теплоотвода через стенки формы способствует увеличению степени переохлаждения.

Ряд механических свойств металлов, как прочность, пластичность, выносливость, ударная вязкость тем выше, чем меньше размер зерен. Поэтому в практике изготовления отливок, особенно если они не подвергаются дальнейшей обработке давлением, применяют **модифицирование** - введение в расплав специальных добавок, которые, не изменяя химического состава, создают дополнительные центры кристаллизации, тем самым измельчают структуру.

Форма и размер кристаллов

В идеальном случае при очень малых **степенях переохлаждения** вырастает кристалл равновесной формы. В реальных металлах и сплавах форма и размеры кристаллов зависят от ряда факторов: кристаллического строения, скорости роста, направленности теплоотвода. Обычно кристаллы зарождаются правильной геометрической формы, соответствующей их кристаллическому строению. Если скорость роста кристалла одинакова во всех направлениях, кристаллы растут, сохраняя правильную форму, до тех пор, пока его окружает со всех сторон жидкая фаза. В условиях значительного переохлаждения элементы огранки кристалла будут в неодинаковом положении по отношению питания из жидкой фазы. Лучше всего питание подводится к вершинам, затем к ребрам, и, наконец, к граням многогранника, что вызывает неравномерный рост кристалла, приводя к образованию скелетных, игольчатых, спиральных и других форм. Если скорость роста кристаллов в одном направлении больше, образуются кристаллы древовидной формы, или **дендриты** (рисунок 2.3 а). Сначала кристалл приобретает вытянутую форму в направлении большей скорости роста, затем начинает расти в боковых направлениях, причем не по всей поверхности, а на отдельных участках. В результате от основной оси первого порядка, соответствующей направлению наибольшей скорости роста, ответвляются оси второго порядка и т.д. Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого кристаллизуются междендритные пространства, и дендриты превращаются в кристаллы. Кристаллы или зерна могут состоять из нескольких одинаково ориентированных дендритов.



Металлические слитки, получаемые в промышленных условиях, обычно состоят из трех зон (рисунок 2.3 б). В наружном слое при контакте жидкого металла со стенками формы возникает высокая степень переохлаждения, ведущая к образованию большого числа центров кристаллизации, поэтому наружный слой имеет мелкозернистое строение. После образования наружного слоя скорость охлаждения, соответственно и ΔT , уменьшается, уменьшается число центров и скорость роста. Однако Л.С.Р. уменьшается в меньшей степени, и в условиях направленного теплоотвода образуется вторая зона - столбчатых кристаллов, имеющих дендритное строение. В центре слитка ΔT обычно невелика, направленного теплоотвода нет, образуется зона крупных равноосных зерен, имеющих также дендритное строение.

Рисунок 2.3. Схема роста дендрита (а) и строения слитка: 1- зона мелких кристаллов, 2-зона столбчатых кристаллов, 3- зона равноосных кристаллов.

2.2 Основные типы диаграмм двухкомпонентных систем

Правило фаз.

Диаграмма состояния с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии.

Диаграмма состояния с полной нерастворимостью компонентов в твердом состоянии и образующих эвтектику.

Диаграмма состояния с ограниченной нерастворимостью компонентов в твердом состоянии и образующих эвтектику.

Диаграмма состояния с образованием устойчивого химического соединения.

Связь свойств сплавов с типом диаграмм состояния.

Диаграммы состояния, или диаграммы фазового равновесия, представляют собой графическое изображение всех превращений, протекающих в сплавах в зависимости от температуры и

концентрации компонентов. То есть, диаграмма строится в координатах концентрация – температура. Превращения в сплавах при нагреве или охлаждении зависят от того, какие **фазы** при этом образуются. Так, однородная жидкость представляет собой однофазную систему, а жидкий сплав и находящиеся в нем кристаллы или смесь кристаллов двух видов - двухфазную систему.

Система может состоять из одного или нескольких компонентов, например, система медь-никель состоит из двух компонентов: меди и никеля.

Рассмотрим наиболее часто встречающиеся **типы диаграмм состояния** двойных сплавов: 2) при неограниченной растворимости компонентов друг в друге в твердом состоянии; 1) при ограниченной растворимости компонентов друг в друге и образующих граничные **твердые растворы** и эвтектику; 3) с образованием **химического соединения**.

Диаграммы состояния двойных сплавов строят в двух измерениях: по оси ординат откладывают температуру, а по оси абсцисс - концентрацию компонентов. Общее содержание двухкомпонентного **сплава** в любой точке абсциссы равно 100%, а крайние ординаты соответствуют чистым компонентам. Каждая точка на диаграмме состояния показывает состояние сплава данной концентрации при данной температуре и называется **фигуративной точкой**.

Правило фаз. Различные изменения системы, происходящие в зависимости от внешних условий (например, температуры), подчиняются **правилу фаз**. Оно устанавливает зависимость между числом компонентов, числом фаз и числом степеней свободы системы. Под числом степеней свободы (вариантность) системы понимают число внешних и внутренних факторов (температура, давление и концентрация), которое можно изменить без изменения числа фаз данной системы.

Правило фаз для металлических систем при постоянном давлении выражается уравнением

$$C = K + 1 - \Phi,$$

где C - число степеней свободы системы; K - число компонентов, образующих систему; Φ - число фаз, находящихся в равновесии; 1 - число внешних переменных факторов (температура)

В процессе затвердевания чистого металла ($K=1$, $\Phi=2$)- система невариантная (безвариантная), так как, согласно приведенной формуле, $C=0$. В системе нельзя произвольно изменять внешний фактор (температуру), не изменяя числа фаз и равновесия системы.

Чистый расплавленный металл ($K=1$, $\Phi=1$) представляет моновариантную (одновариантную) систему с одной степенью свободы ($C=1$). Сохраняя металл в жидком виде, можно в определенных пределах (выше точки плавления) изменять температуру, не изменяя числа фаз и равновесия системы. Если двухкомпонентная система находится в расплавленном состоянии ($K=2$, $\Phi=1$), то имеем две степени свободы ($C=2$), т.е. систему бивариантную (двухвариантную). В этом случае существуют различные температуры и концентрации, при которых не изменяется число фаз и равновесие системы. Для этой же системы при наличии двух фаз (жидкой и твердой) имеем $K=2$, $\Phi=2$ и $C=1$, т.е. с изменением температуры концентрация должна быть строго определенной.

Диаграмма состояния системы с неограниченным растворением компонентов в твердом состоянии (1 тип). По этой диаграмме (рисунок 2.4) кристаллизуются сплавы, оба компонента которых неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях и не образуют **химических соединений**. Примеры: вода и спирт, медь-никель и др.

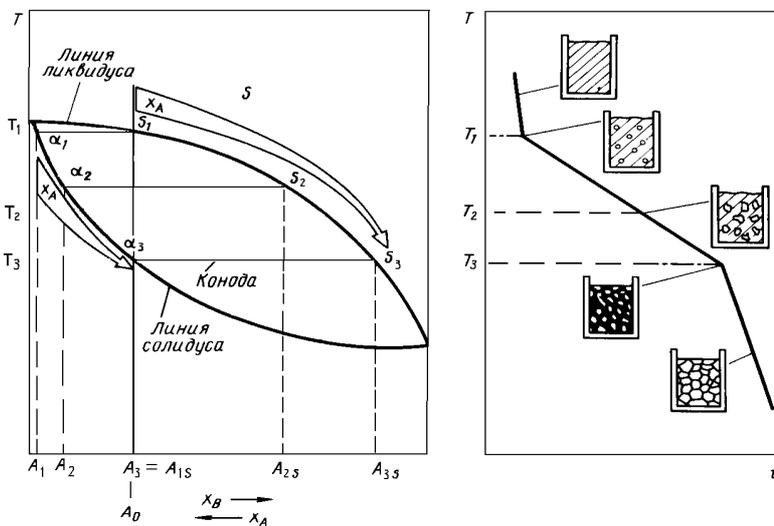
В отличие от чистых металлов, их сплавы кристаллизуются не при постоянной температуре, а **в интервале температур**. Это следует из правила фаз: $K=2$, $\Phi=2$, и $C=1$. Различные сплавы системы имеют разную температуру начала и конца кристаллизации. Верхняя кривая - линия **ликвидус**, а нижняя кривая - линия **солидус**. Выше ликвидуса сплав находится в однофазном жидком состоянии, а ниже линии солидуса - в однофазном твердом состоянии в виде твердого α -раствора. Между линиями ликвидус и солидус сплав находится в двухфазном состоянии (жидкая фаза и кристаллы твердого α -раствора).

Рассмотрим процесс **кристаллизации** сплава состава A_0 . Сплав выше температуры T_1 находится в жидком состоянии. При охлаждении сплава до температуры T_1 из жидкого сплава начинает выпадать кристаллы твердого α -раствора. При этом состав первых кристаллов определится горизонтальной прямой, проведенной до пересечения с линиями солидус и ликвидус. Линии, соединяющие составы фаз, находящиеся в равновесии при данной температуре, называют **конодами**. Конода позволяет определять концентрацию и количество сосуществующих фаз при данной температуре.

Точка α_1 фиксирует концентрацию твердой фазы, а точка S_1 - концентрацию жидкой фазы. При температуре T_2 состав твердой фазы соответствует точке α_2 , а жидкой фазы - S_2 . При температуре T_3 , когда затвердевает последняя капля жидкого сплава, концентрация твердой фазы определяется точкой α_3 на диаграмме состояния, а жидкой фазы - S_3 .

Структура любого сплава в этой системе представляет собой зерна твердого раствора и внешне не отличается от структуры чистого металла.

Рисунок 2.4. Диаграмма состояния двухкомпонентной системы с неограниченной растворимостью компонентов в твердом и жидком состояниях



Таким образом, состав фаз в процессе кристаллизации непрерывно изменяется: жидкой - по линии ликвидус, твердой - по линии солидус. Оси кристаллов, выросшие в первый момент кристаллизации, обычно обогащены тугоплавким компонентом, а междуосные пространства заполняются позже и обогащаются более легкоплавким компонентом. Неоднородность отдельных кристаллов сплава по составу называют **внутрикристаллической, или дендритной ликвацией**. **Дендритная ликвация** может

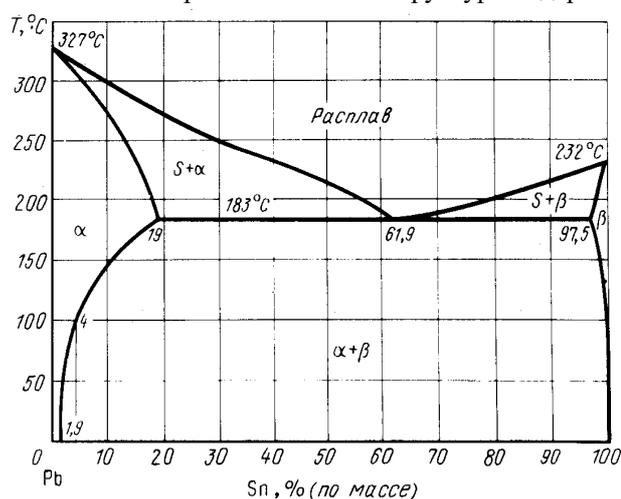
быть устранена последующим длительным нагревом.

По диаграмме состояния этого типа кристаллизуются сплавы Cu-Ni, Cu-Au, Ag-Au, Fe-Cr, Bi-Sb и др.

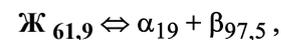
Диаграмма состояния с полной растворимостью компонентов в жидком и ограниченной растворимостью в твердом состояниях (2 тип)

По этой диаграмме (рисунок 2.6) кристаллизуются сплавы, оба компонента которых неограниченно растворимы друг в друге в жидком состоянии, обладают ограниченной растворимостью в твердом состоянии, образуют эвтектику и не образуют химических соединений. Рассмотрим это на примере системы свинец-олово.

Линия **ликвидус** состоит из двух ветвей. Выше ликвидуса сплав находится в жидком состоянии. Линия **солидус** состоит из трех частей: левая и правая ветви и **эвтектическая горизонталь**. Ниже солидуса сплав находится в твердом состоянии. По левой ветви ликвидуса кристаллизуются твердый α -раствор (олово в свинце), по правой - твердый β -раствор (свинец в олове). Под левой ветвью солидуса существует область твердого α -раствора, а под правой - твердого β -раствора. Взаимная растворимость свинца и олова в твердом состоянии ограничивается указанными областями, причем предельная растворимость олова в свинце равна 19%, а свинца в олове - 2,5%. С понижением температуры взаимная растворимость компонентов уменьшается. Линии, определяющие предельную растворимость компонентов друг в друге, называют **сольвус**. В сплавах, концентрации которых находятся под линиями сольвус, при температурах ниже сольвус выделяются вторичные фазы α_{II} и β_{II} . Все сплавы, концентрация которых находится в пределах 19% - 97,5% олова находятся под эвтектической горизонталью и в структуре содержат **эвтектику** (E)- смесь твердых растворов $\alpha + \beta$



концентрации 61,9% Sn. Эвтектический сплав концентрации 61,9% Sn кристаллизуется одновременным выделением двух твердых фаз: α -твердый раствор, состоящий из свинца и 19% олова и β -твердый раствор, состоящий из олова и 2,5% свинца. Эвтектическая реакция протекает по схеме:



то есть, в равновесии находятся три фазы: жидкая и две твердые. Число степеней свободы $C=2-3+1=0$, следовательно, сплав эвтектического состава кристаллизуется при постоянной температуре и при постоянном соотношении реагирующих фаз. На кривой охлаждения при температуре эвтектики (для

данной системы 183°C) будет горизонтальная площадка.

Доэвтектические сплавы (19-61,9%) имеют структуру $\alpha + E$, заэвтектические сплавы (61,9 - 97,5%) - $\beta + E$.

Рисунок 2.6. Диаграмма состояния системы свинец-олово

Таким образом, в этой системе возможны 4 типа структур: 1) α или β -твердый раствор, 2) α или β -твердый раствор с частицами вторичных фаз α_{II} или β_{II} , 3) эвтектическая смесь $E (\alpha+\beta)$, 4) первичные кристаллы α или β и эвтектика E .

По диаграмме этого типа затвердевают также сплавы Cu-Ag, Cu-P, Sn-Si, Al-Li и др.

Диаграмма состояния с образованием устойчивого химического соединения (3 тип). По этой диаграмме кристаллизуются сплавы, оба компонента которых неограниченно растворимы друг в друге в жидком состоянии, а при затвердевании образуют устойчивое химическое соединение.

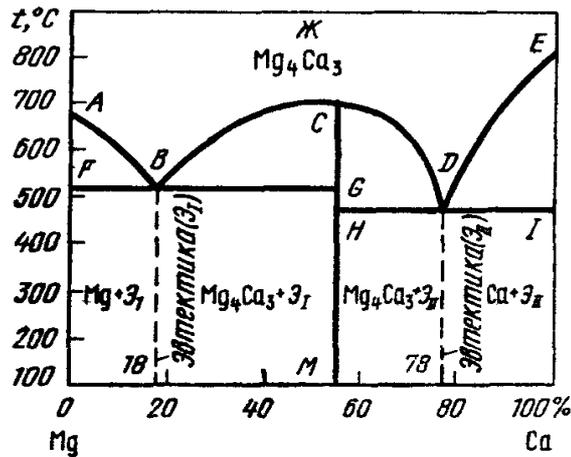


Диаграмма состояния сплава магний-кальций приведена на рисунке 2.7. Линия $CGHM$ соответствует химическому соединению Mg_4Ca_3 и разделяет диаграмму состояния на две части. Если условно химическое соединение принять за отдельный компонент системы, то диаграмму состояния можно разделить на две диаграммы: $Mg - Mg_4Ca_3$ и $Mg_4Ca_3 - Ca$. Каждая из них представляет собой самостоятельную диаграмму состояния, которую можно анализировать отдельно.

По диаграмме состояния IV типа кристаллизуются сплавы Mg-Zn, Mg-Cu, Fe-Nb, Mg-Sn и др.

Рисунок 2.7. Диаграмма состояния системы Mg-

Ca

Связь свойств сплавов с типом диаграмм состояния

По диаграммам состояний сплавов можно определить их структуру. Следовательно, между типом диаграммы состояния и свойствами сплава существует определенная связь.

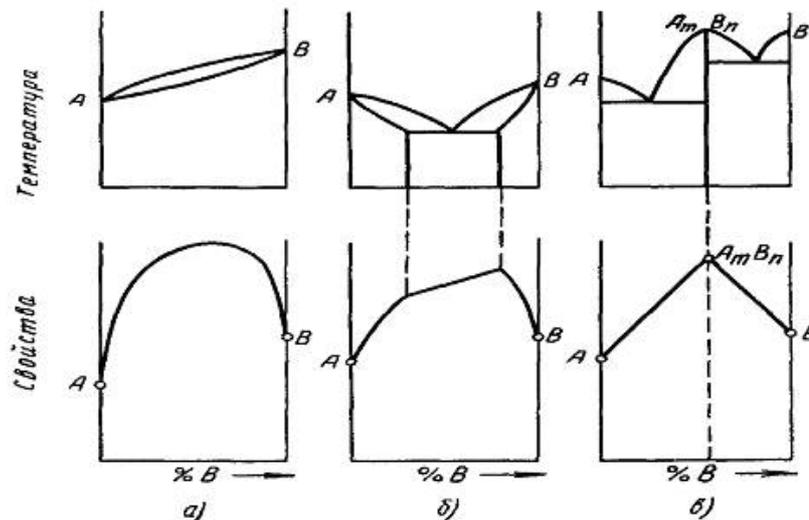


Рисунок 2.8. Изменение свойств сплавов в зависимости от типа диаграммы состояния

На рисунке 2.8 приведены **диаграммы состояния** основных типов и соответствующие им закономерности изменения свойств сплавов в зависимости от концентрации. По осям ординат нижних диаграмм откладываются показатели свойств (предел прочности, твердость, электросопротивление и др.), а по осям абсцисс - концентрацию сплава.

Свойства сплавов, затвердевающих по диаграмме состояния 1 типа (рисунок 2.8, а), изменяются по кривой линии. Это связано с тем, что вследствие искажения **кристаллической решетки** растворителя твердый раствор имеет более высокую **прочность** и **твердость**, чем исходные компоненты. Следовательно, однородные твердые растворы характеризуются повышенными значениями твердости и предела прочности. При этом высокие прочностные свойства обычно сочетаются с достаточно высокой пластичностью. Поэтому сплавы, образующие однородные **твердые растворы**, обычно легко

обрабатываются давлением (прокаткой, ковкой, штамповкой). Однако они обладают невысокими литейными свойствами. Образование твердых растворов всегда приводит к увеличению электросопротивления.

При образовании твердых растворов с ограниченной растворимостью, кристаллизующихся по диаграмме состояния 2 типа (рисунок 2.8, б), свойства однофазных твердых растворов изменяются по кривой линии, а свойства смесей двух фаз - по прямой. Литейные свойства сплавов, образующих твердые растворы с ограниченной растворимостью, зависят от интервала температур [кристаллизации](#): чем больше этот интервал, тем меньше жидкотекучесть сплава и тем больше его склонность к [ликвации](#).

Однофазные сплавы твердых растворов с ограниченной растворимостью обладают высокой [пластичностью](#) и хорошо прокатываются, куются, прессуются. Но при появлении в структуре эвтектики пластичность резко снижается. Поэтому для деформируемых сплавов, затвердевающих по диаграмме состояния 3 типа, максимум растворимости при эвтектической температуре является верхним пределом содержания компонентов.

Сплавы, имеющие двухфазную структуру твердых растворов, взаимная растворимость которых практически не изменяется при высокой температуре, весьма устойчиво сохраняют при высокой температуре [твердость](#) и прочность. Эти сплавы применяют в качестве жаропрочных материалов. Характерной особенностью свойств сплавов, кристаллизующихся по диаграмме состояния 4 типа является большая твердость, повышенная хрупкость, малая способность к пластической деформации и высокое электросопротивление.

Особенно резко повышается твердость, при образовании [химического соединения](#) некоторых металлов с углеродом и азотом. [Карбиды](#) вольфрама, ванадия, титана, железа обладают весьма большой твердостью, в то время как сами чистые металлы имеют низкую твердость. Поэтому подобные химические соединения широко применяют для изготовления режущего инструмента.

На примере любого типа диаграмм состояния видно, что количественные изменения концентрации (состава) сплавов приводят к качественным изменениям их свойств.

Таким образом, зная связь между свойствами сплавов и типом диаграмм состояния, можно предвидеть изменение свойств в зависимости от изменения состава сплава. Важна и обратная задача - по виду кривой какого-либо свойства определить возможный тип диаграммы состояния сплава.

2.3 Диаграмма состояния железо-углерод

[Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом. Превращения в системе железо-углерод.](#)
[Микроструктура сталей.](#)

Диаграмма железо-углерод, имеющая техническое применение, включает содержание углерода от 0 до 6,67% (Рисунок 2.9).

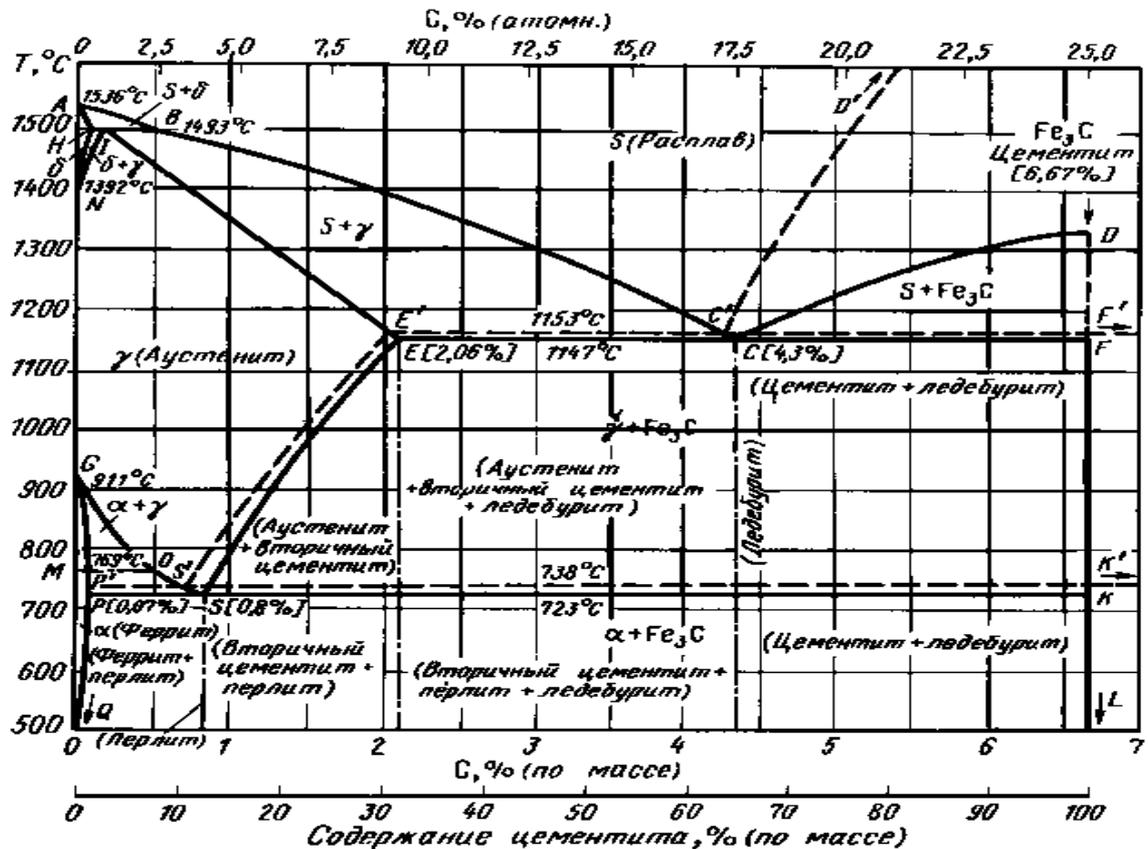


Рисунок 2.9. Диаграмма состояния железо-углерод

При содержании углерода 6,67% образуется химическое соединение Fe_3C , называемый **цементитом**. Таким образом, рассматриваемая часть диаграммы железо-углерод представляет часть диаграммы между чистым компонентом А (Fe) и химическим соединением A_3B (Fe_3C). Диаграмма является двойственной: сплошные линии соответствуют метастабильной системе Fe- Fe_3C , пунктирные линии изображают стабильную систему Fe-С. В области до 4,3% С различия граничных фазовых линий между метастабильной и стабильной системами незначительны. Однако при длительном температурном воздействии и при более высоком содержании углерода цементит имеет склонность к распаду на железо и графит. Графит и цементит могут, как часто наблюдается у чугуна, появляться рядом друг с другом.

Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом

Железо и углерод являются полиморфными элементами.

Железо имеет температуру плавления 1539°C , и имеет две полиморфные модификации. α -Fe, существующий при температурах до 911°C и от 1392 до 1539°C , имеет ОЦК решетку. Оно ферромагнитно до температуры 768°C (точка Кюри). γ -Fe, существующий в интервале температур $911 - 1392^\circ\text{C}$, имеет ГЦК решетку и парамагнитно.

Углерод существует в двух модификациях: графит и алмаз. Алмаз в системе железо-углерод не встречается. Графит имеет слоистую ГП решетку. Между атомами углерода каждого слоя действуют сильные ковалентные связи, которые осуществляются спариванием трех валентных электронов. Четвертые валентные электроны углерода переходят в коллективные, образуя металлическую связь. Поэтому графит имеет металлические свойства, как блеск и электропроводность. Между слоями действуют слабые поляризационные связи.

В равновесной системе Fe-С (Fe- Fe_3C) имеются пять **фаз**: жидкая фаза и четыре твердые фазы.

Феррит – твердый раствор внедрения углерода в α -Fe. Поскольку α -Fe существует в двух температурных интервалах, феррит, существующий при температурах до 911°C , называется α -феррит, а феррит существующий при температурах от 1392 до 1539°C - δ -феррит. Растворимость углерода в феррите мала: в α -феррите растворяется 0,006% С при комнатной температуре и предельная растворимость 0,025% - при температуре 727°C ; в δ -феррите растворяется до 0,01 %

углерода. Феррит мягкая, пластичная фаза со следующими свойствами: $\sigma_B=300$ МПа, $\delta=40\%$, $\psi=70\%$, $KCU=2,5$ МДж/м², НВ 800-1000.

Аустенит - твердый раствор внедрения углерода в γ -Fe. Растворимость углерода в аустените больше: предельная растворимость 2,14% при температуре 1147°C, уменьшается до 0,8% при температуре 727 °С. Аустенит - высокотемпературная фаза.

Цементит – карбид железа Fe_3C , химическое соединение практически постоянного состава.

Содержит 6,67% вес (31% ат.) углерода, имеет сложную орторомбическую решетку, в элементарной ячейке которой 12 атомов железа и 4 атома углерода. Цементит тверд (НВ 8000) и хрупок.

Графит – углерод, выделяющийся в свободном состоянии. Фаза химически стойкая, но малопрочная.

Преобразования в системе железо-углерод

Диаграмма Fe-Fe₃C является характерным примером сложной системы, содержащей три превращения:

1. Перитектическое превращение (линия HJB) с перитектической точкой при 0,16%С и 1493°C (точка J), в результате чего из расплава и первично выделенного δ -твердого раствора (ОЦК) образуется γ -твердый раствор (ГЦК) по реакции: $J_{0,16} + \delta_{0,1} \rightarrow \gamma_{0,16}$.

2. Эвтектическая реакция (линия ECF) между расплавом, γ -твердым раствором и Fe₃C (С) по реакциям:

при 4,3% С и 1147°C $J_{4,3} \rightarrow \gamma_{2,14} + Fe_3C_{6,67}$ (точка С), метастабильная диаграмма,

при 4,25% С и 1153°C $J'_{4,25} \rightarrow \gamma_{2,06} + C$ (точка С'), стабильная диаграмма.

Эвтектическая горизонталь простирается от 2,14 (2,06) до 6,67% С, соответственно от 31 до 100% Fe₃C.

3. Эвтектоидное превращение γ - твердого раствора (аустенит) в α + Fe₃C при 0,8%С и 723°C по реакции:



Эвтектоидная смесь феррита и цементита, образовавшаяся по этой реакции, называется **перлитом**.

При очень медленном охлаждении или длительной выдержке при температуре 738oC возможна реакция по стабильной диаграмме $\gamma_{0,69} \rightarrow \alpha_{0,025} + C$ (точка S').

При содержании углерода 2,14 – 4,3%- наряду с первично выделенным γ - твердым раствором (аустенитом) или при 4,3 – 6,67% С - первично выделенным цементитом, оставшийся расплав при температуре 1147°C кристаллизуется в эвтектику (γ + Fe₃C), которая называется также **ледебуритом**.

С максимальной растворимостью углерода в γ -твердом растворе при 2,14% связываются границы для **стали** (<2,14%) и **чугуна** (>2,14%). Как видно из диаграммы, стали не испытывают эвтектического превращения.

Микроструктура сталей

По микроструктуре в отожженном состоянии различают:

- техническое железо, не испытывающее эвтектоидное превращение (до 0,025%С);
- дозэвтектоидные стали (от 0,025 до 0,8%С);
- эвтектоидные стали (0,8 %С);
- заэвтектоидные стали (от 0,8 до 2,14%С).

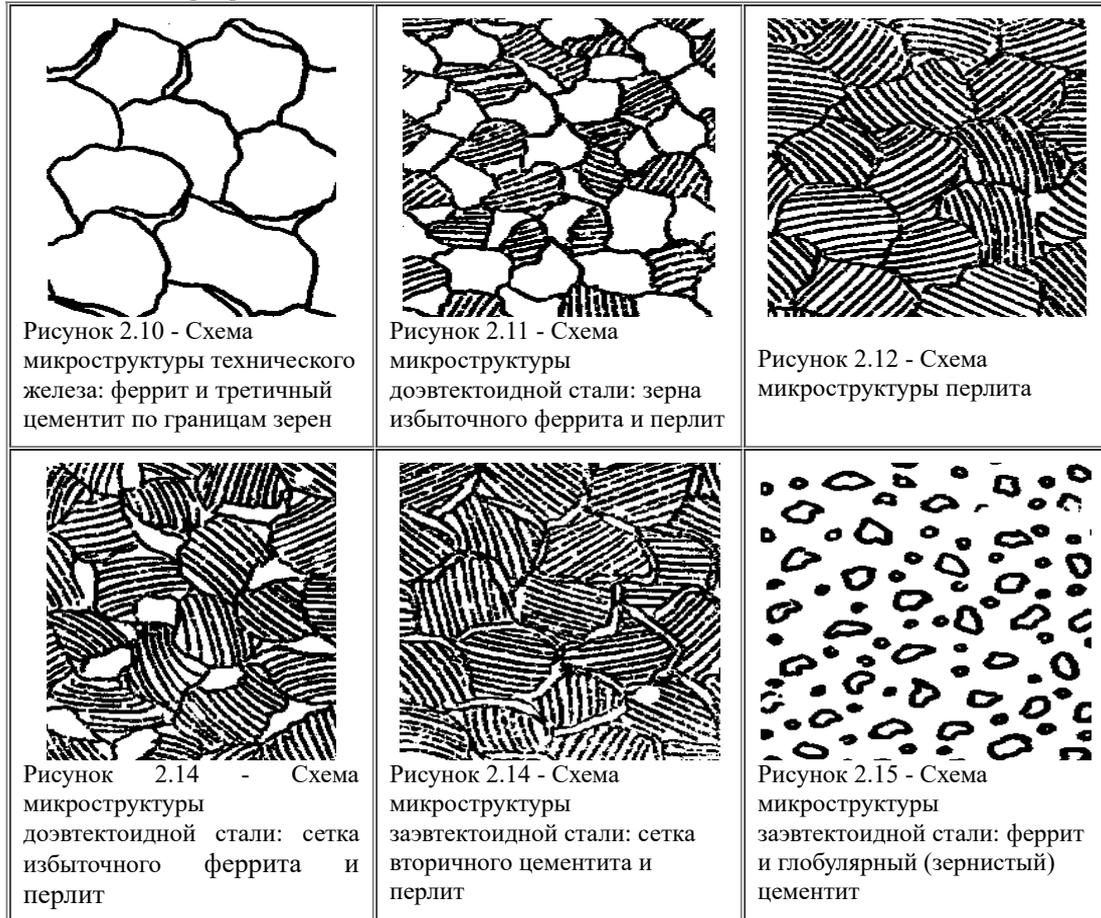
В **техническом железе** (Рис. 2.10) микроструктура состоит либо только из равноосных зерен феррита (до 0,006%С), либо из равноосных зерен **феррита** с пограничными выделениями **третичного цементита**. Третичный цементит образуется по границам зерен феррита вследствие уменьшения растворимости углерода в феррите при понижении температуры, и образует разорванную сетку, т.к. количество его невелико.

В **дозэвтектоидных** сталях две структурные составляющие: избыточный феррит, образующийся в результате полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, и эвтектоид - **перлит**, который возникает при эвтектоидном превращении: $\gamma_{0,8} \rightarrow \alpha_{0,025} + Fe_3C$. Избыточный феррит при большом его количестве

выделяется в виде равноосных зерен (рисунок 2.11), при малом количестве - в виде сетки по границам зерен **аустенита** (рисунок 2.13).

Перлит имеет характерное пластинчатое строение и состоит из отдельных зерен - колоний (рисунок 2.12). **Количественное соотношение феррита и цементита в перлите постоянно, не зависит от состава стали и составляет $PK/PS=7,3:1$.**

В **заэвтектоидных** сталях структурные составляющие - перлит и цементит вторичный. Последний выделяется из аустенита перед эвтектоидной реакцией из-за уменьшения растворимости углерода при понижении температуры. Вторичный цементит выделяется по границам зерен аустенита, образуя сетку (рисунок 2.14), заполненную колониями перлита, которые образуются из аустенита при эвтектоидном превращении.



В таблице 2.1 приведены данные о фазовых и структурных составляющих сталей.

Таблица 2.1 - Фазовое состояние и микроструктура отожженных углеродистых сталей

Техническое название сплава	% C (по массе)	Фазы при 20°C	Структурные составляющие при 20°C
Техническое железо	0 - 0,006 0,006-0,025	α , Fe_3C	Феррит (Ф) Ф+Ц _{III}
Доэвтектоидная сталь	0,025 - 0,8	α , Fe_3C	Перлит+Ф _{ИЗБ}
Эвтектоидная сталь	0,8	α , Fe_3C	Перлит
Заэвтектоидная сталь	0,8 - 2,14	α , Fe_3C	Перлит + Ц _{II}

Фазы углеродистой стали отличаются механическими свойствами: феррит мягок и пластичен, цементит тверд и хрупок. Ясно, что механические свойства стали зависят от свойств фаз, однако существенное влияние оказывает и микроструктура. Свойства отдельных фаз и перлита можно сравнить в таблице 2.2. Эвтектоидные и заэвтектоидные стали со структурой перлита или перлита с вторичным цементитом обладают повышенной твердостью. Если же сталь подвергнуть специальному

отжигу (сфероидизирующий отжиг), выделения вторичного цементита и цементит эвтектоида принимают глобулярную форму (см. рисунок 2.15), а твердость стали снижается.

Таблица 2.2 - Механические свойства структурных составляющих в [углеродистых сталях](#)

Структура (фаза)	Механические свойства		
	Твердость НВ, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Феррит	800 - 900	190 - 250	40-50
Цементит	7500 - 8200	30	<1
Перлит	1900 - 2300	830 - 900	9-12
Феррит и зернистый цементит (0,8%С)	1600 - 1900	650 - 700	18-25

Вопросы для самопроверки к главе 2

1. [В расплаве металла появился зародыш, имеющий критический размер. Какие факторы могут привести к росту этого зародыша?](#)
2. [Может ли лед начать таять при температуре 0⁰С?](#)
3. [Что обуславливает переход вещества из одного фазового состояния в другое?](#)
4. [Какой признак на кривой охлаждения определяет температуру кристаллизации чистых металлов?](#)
5. [В чем сущность процесса модифицирования?](#)
6. [По правилу фаз кристаллизация двухкомпонентного сплава протекает при снижающейся температуре, так как \$C=2-2+1\$. В каких случаях возможна кристаллизация двойного сплава при постоянной температуре?](#)
7. [Двойной сплав кристаллизуется при снижающейся температуре, т.к. \$C=2 - 2 +1\$. Какова структура после кристаллизации?](#)
8. [Какие фазы присутствуют в сплавах системы Fe-Fe₃C \(Fe - C\) при комнатной температуре?](#)
9. [Какие фазы имеются в равновесной системе Fe-Fe₃C \(Fe-C\)?](#)
10. [По какому принципу сплавы системы Fe-Fe₃C \(Fe-C\) подразделяются на стали и чугуны?](#)
11. [Чем отличаются белый и серый чугун?](#)
12. [Чем отличается ледебурит при температурах выше и ниже 727⁰С?](#)
13. [Почему в структуре сплавов системы Fe-Fe₃C \(Fe - C\) при комнатной температуре не наблюдается аустенит?](#)

3 Направленное воздействие на структуру материала

3.1 Пластическая деформация металлов и сплавов

[Напряженное состояние. Упругая деформация. Пластическая деформация. Дислокационный механизм пластической деформации. Деформация в поликристалле. Влияние пластической деформации на структуру и свойства металлов.](#)

Деформация металлов - изменение их формы и размеров без макроразрушения под действием внешней силы (или напряжений). Напряжения и вызываемые ими деформации могут возникать при действии на тело внешних сил: растяжения, сжатия, а также в результате фазовых превращений и других физико-химических процессов, связанных с изменением объема.

Если к металлическому телу приложить внешнюю, например, растягивающую силу, то в теле возникнут внутренние силы, направленные в сторону, противоположную действию внешней силы. Появление в теле внутренних сил необходимо для уравнивания внешних сил. Взаимно уравниваться эти силы могут только при действии на абсолютно твердые тела. Поскольку таких тел в природе нет, то при действии внешней силы металлическое тело испытывает деформацию. Деформация осуществляется до тех пор, пока между внешними и внутренними силами не наступит равновесие.

Появление в металлическом теле внутренних сил свидетельствует о том, что тело находится в напряженном состоянии. Под **напряженным состоянием тела** понимают состояние вынужденного отклонения атомов от положения устойчивого равновесия в элементарной кристаллической решетке, вследствие чего атомы стремятся вернуться к своим нормальным положениям.

Металлы могут деформироваться **упруго** (обратимо) и **пластически** (необратимо).

Упругая деформация - это деформация, при которой металл полностью восстанавливает форму и размеры после прекращения действия сил, вызывавших эту деформацию.

При одноосном растяжении или сжатии зависимость между относительной упругой деформацией ϵ и напряжением s выражается законом Гука: $\epsilon = s / E$, где E - модуль Юнга. Упругая деформация сопровождается изменением объема тела. Так, при появлении упругой деформации в направлении действия внешней силы в перпендикулярном к ней направлении возникает упругая деформация противоположного знака. Из этого следует, что при вынужденном удалении атомов друг от друга в одном направлении в перпендикулярном к нему направлении атомы сближаются.

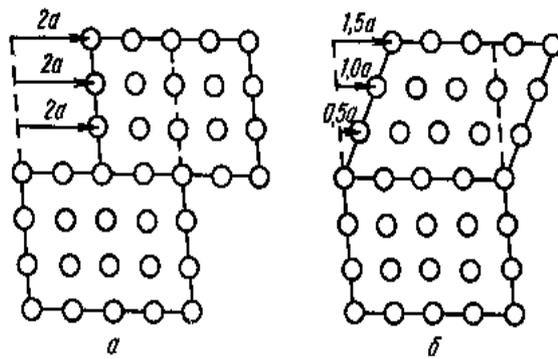
Упругая деформация характеризуется двумя основными константами: модулем Юнга и коэффициентом Пуассона. При этом модуль Юнга является показателем, который характеризует сопротивление металла упругой деформации, а коэффициент Пуассона определяет относительное изменение объема металла.

При упругой деформации физико-химические свойства напряженного тела будут изменяться: металлы имеют меньшую электропроводность и значительно большую растворимость, чем те же металлы в ненапряженном состоянии.

При достижении упругой деформацией величины, превышающей предел упругости, наступает пластическая или остаточная деформация.

Пластическая деформация - деформация, при которой металл под действием внешних сил необратимо изменяет свою форму и размеры, т. е. деформируется без разрушения и сохраняет новую форму и размеры после прекращения действия сил.

Пластическая деформация состоит в следующем. При приложении внешней силы к металлическому телу по их кристаллографическим плоскостям возникают сдвигающие или касательные напряжения. При достижении некоторой критической величины, они могут преодолеть сопротивление металлической связи данного тела и вызвать необратимые перемещения по кристаллографическим плоскостям. **Смещения в**



кристаллической решетке зерна осуществляются по определенным плоскостям и направлениям. В зависимости от особенностей этих смещений различают смещения *скольжением* (рис. 3.1а) и *двойникованием* (рис. 3.1б). Плоскости и направления смещений соответственно принято называть плоскостями и направлениями скольжения и двойникования.

Рисунок 3.1. Деформация металлов (а) скольжением и (б) двойникованием

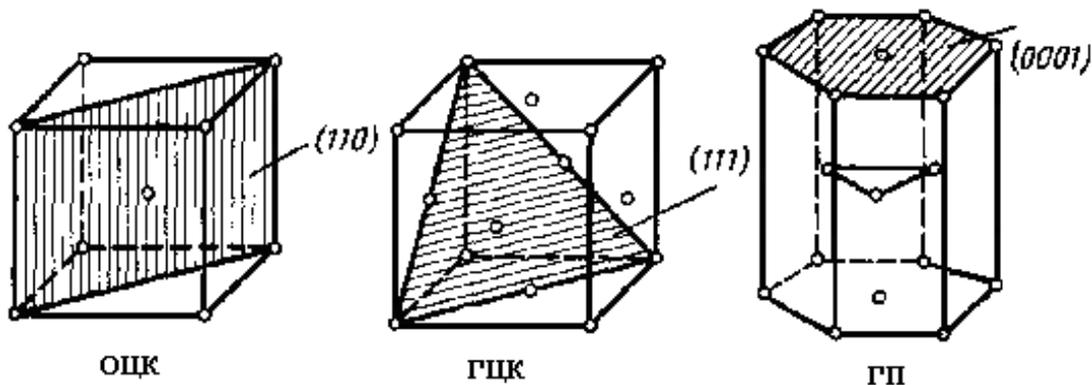


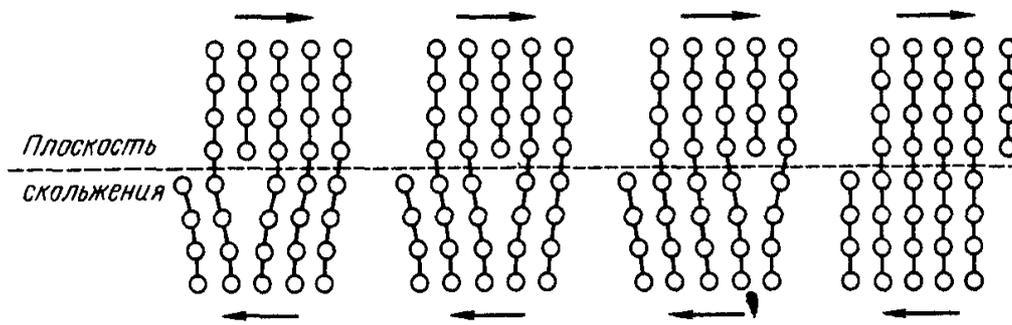
Рисунок 3.2. Плоскости легкого скольжения в ОЦК, ГЦК и ГП кристаллических решетках

Скольжение в кристаллической решетке происходит по плоскостям и направлениям с наибольшей плотностью упаковки атомов (рисунок 3.2). Важной характеристикой этих плоскостей и направлений является то, что в них скольжение вызывается минимальным касательным напряжением $\tau_{кр}$. По другим плоскостям и направлениям, по которым атомы менее плотно упакованы, для осуществления скольжения надо иметь бóльшую величину касательных напряжений. Нормальное напряжение в процессе скольжения не участвует. В ОЦК решетке имеется 6 плоскостей сдвига и в каждой из них по 2 направления сдвига, и так называемая система скольжения имеет $6 \times 2 = 12$ элементов. В ГЦК решетке 4 плоскости и 3 направления - 12 элементов сдвига, в ГП решетке 1 плоскость и 3 направления - 3 элемента сдвига.

Дислокационный механизм пластической деформации. В узлах кристаллической решетки атомы находятся в равновесии и обладают минимальной внутренней энергией. При смещении из узлов их энергия возрастает. Смещение атомов на параметр решетки, или на 1 межатомное расстояние - это преодоление потенциального барьера, для чего надо создать напряжение.

Для одновременного перемещения всех атомов в плоскости сдвига, т.е. осуществить синхронный или “жесткий сдвиг”, требуется очень большое касательное напряжение, $\tau_{теор}$. В реальных металлах пластическая деформация происходит при напряжениях в сотни раз меньше $\tau_{теор}$. Например, в железе теоретические и реальные напряжения равны соответственно - 2600 МПа и 20 МПа, в меди отличаются в 1500 раз. Такое расхождение объясняется дислокационным механизмом.

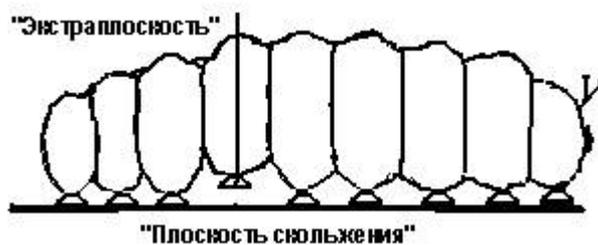
Процесс скольжения представляет собой перемещение [дислокаций](#) в кристалле. Дислокация легко движется в той плоскости, в которой находится ее вектор Бюргерса.



Дислокация передается “эстафетно” от плоскости к плоскости, пока не выйдет на поверхность, образуя ступеньку (рис. 3.3). Группа их образует **полосы и линии скольжения**. Такое движение называется **консервативным движением дислокации** и оно происходит без массопереноса.

Рисунок 3.3. Движение краевой дислокации через решетку (схема).

Интересно, что перемещение дислокационного типа имеет место и в живой природе — это хорошо знакомое всем движение гусеницы, показанное на рисунке 3.4. Для начала попытаемся протащить гусеницу по земле. Сделать это, оказывается, не просто, для этого нужны значительные усилия. Они обусловлены тем, что мы пытаемся одновременно оторвать от земли все пары лапок гусеницы. Сама же гусеница перемещается в ином режиме: от поверхности она отрывает только одну пару лапок, переносит их по воздуху, опускает на землю, затем то же повторяет со следующей парой лапок и т.д., и т.д. После того как таким образом будут перенесены по воздуху все пары



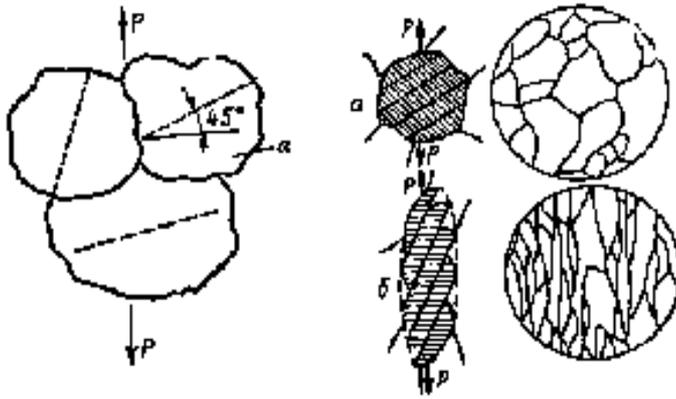
лапок, вся гусеница в целом переместится на расстояние, на которое поочередно смещалась каждая из пар лапок. Ни одну из пар лапок гусеница не волочит по земле. Именно поэтому и ползет легко. Пару лапок, не соприкасающихся с землей можно сравнить с экстраплоскостью. Гусеница

сместится на один шаг только после того, как такая "экстраплоскость" переместится вдоль всего тела.

Рисунок 3.4. Схема перемещения гусеницы.

При $0,3T_{пл}$ при наличии диффузии имеет место другой механизм движения дислокаций - **переползание** - диффузионные смещения дислокаций в результате присоединения [вакансий](#) к экстраплоскости.

В поликристаллическом металле (Рисунок 3.5) пластическая деформация сначала начинается в отдельных зернах с наиболее благоприятной ориентировкой плоскостей скольжения относительно направления действия силы, т. е. такой ориентировкой, при которой плоскости скольжения совпадают с площадками действия максимальных касательных напряжений. По этим плоскостям скольжения происходит так называемое легкое [скольжение](#). Соседние зерна с менее благоприятной ориентировкой деформируются только упруго и могут получить относительное смещение или поворот вследствие значительной внутризеренной деформации благоприятно ориентированных зерен. По мере увеличения деформации эти зерна поворачиваются в направлении действия внешней силы. Касательные напряжения достигают величины, необходимой



для начала пластической деформации этих зерен.

Рисунок 3.5. Схема деформации поликристалла.

Влияние пластической деформации на структуру и свойства металлов при холодном деформировании

При пластической деформации металлов и сплавов структура их значительно изменяется, что

приводит к изменению физико-механических и химических свойств. Если исходный металл имеет зерна различной формы и ориентировки, то при деформации наблюдается переориентировки отдельных зерен, затем они вытягиваются в направлении деформирования, образуя волокнистую структуру. Смещения и повороты одних зерен относительно других приводят к межкристаллитной деформации и формированию металлографической текстуры. Одновременно происходит поворот кристаллографических осей отдельных зерен в пространстве. Плоскости скольжения стремятся расположиться по направлению наиболее интенсивного течения металла. Возникает преимущественная ориентировка кристаллографических осей зерен поликристалла, называемая кристаллографической текстурой. Образование текстуры сопровождается появлением анизотропии механических и физических свойств металла.

С увеличением степени холодной деформации, увеличиваются прочность металла, уменьшается пластичность, а также увеличивается электросопротивление и уменьшается коррозионная стойкость и т.д. Совокупность явлений, связанных с изменением механических и физико-химических свойств металла при холодном пластическом деформировании, называется наклепом (упрочнением).

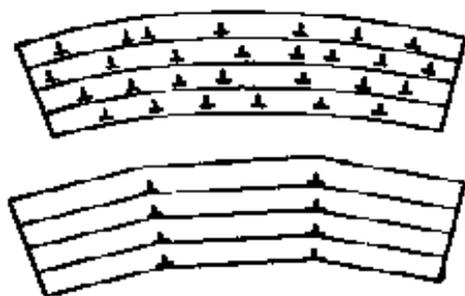
3.2 Возврат и рекристаллизация. Горячая деформация

Возврат: отдых и полигонизация. Рекристаллизация: первичная, собирательная, вторичная. Температурный порог рекристаллизации. Горячая деформация.

При холодной деформации металла образуется текстура и происходит его упрочнение, в результате чего металл находится в неравновесном состоянии с повышенной свободной энергией. Наклепанный металл стремится самопроизвольно перейти в более равновесное состояние с меньшей свободной энергией. Восстановительные процессы (или разупрочнение) сводятся в основном к снятию искажений и остаточных напряжений в кристаллитах. Так как эти процессы при комнатной температуре для большинства металлов протекают медленно, решающее влияние на эти процессы оказывает температура.

В зависимости от температуры в деформированном металле протекают различные процессы разупрочнения: возврат и рекристаллизация (рисунок 36). При пластической деформации при температурах ниже $0,3 T_{ПД}$ протекают преимущественно процессы упрочнения, а при температурах $0,2...0,3 T_{ПД}$ одновременно протекают как упрочняющие, так и разупрочняющие процессы.

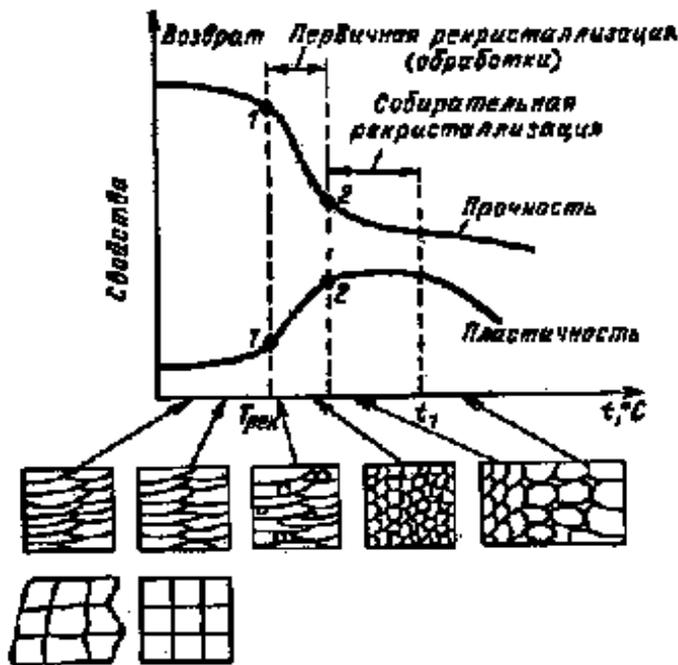
Сущность процесса отдыха состоит в том, что при деформировании металла, нагретого до температур $(0,20...0,30) T_{ПД}$, повышается кинетическая энергия атомов, и амплитуда



их тепловых колебаний увеличивается, что облегчает возвращение атомов в положения равновесия, происходит уменьшение точечных дефектов (вакансий). **Полигонизация** - образование малоугловых границ, в результате образуются субзерна (рис. 3.6). Полигонизованная структура устойчива и сохраняется почти до предплавильных температур.

Рисунок 3.6. Схема полигонизации

Возникающие при пластическом деформировании искажения кристаллической решетки и упругие деформации зерен в значительной степени снимаются, что обеспечивает некоторое снижение остаточных напряжений и частичное восстановление механических и физико-химических свойств металла. В результате протекания возврата твердость и прочность несколько снижаются, а пластичность возрастает, хотя исходных значений они не достигают. Частичное устранение искажений кристаллической решетки при возврате не оказывает влияния на микроструктуру металла: **размер и форма зерен не меняется**. Возврат не препятствует образованию текстуры при деформации.



При нагреве деформированного металла выше температуры возврата наступает процесс **рекристаллизации**. Сущность процесса рекристаллизации состоит в зарождении и росте новых зерен. Из зародышей растут новые более или менее равновесные зерна. Новые зерна постепенно увеличиваются в размерах и с течением времени полностью поглощают деформированные зерна. Новые зерна отличаются от старых не только формой, но и более совершенным внутренним строением без

существенного искажения кристаллической решетки. **Образование и рост новых зерен в процессе деформации с менее искаженной решеткой за счет деформированных зерен называют первичной рекристаллизацией или рекристаллизацией обработки.** Этот процесс заканчивается тогда, когда исчезают все деформированные зерна.

Рисунок 3.7. Влияние температуры нагрева на структуру и свойства металла

Процесс рекристаллизации является диффузионным процессом; ее скорость зависит от температуры, степени деформации и скорости нагрева. Чем выше температура, степень деформации и скорость нагрева металла, тем выше скорость рекристаллизации.

Температура начала рекристаллизации зависит от степени деформации и других факторов. С увеличением степени деформации температура начала рекристаллизации уменьшается, стремясь к определенному пределу. Наиболее низкую температуру

(нижний предел) начала рекристаллизации называют **температурным порогом рекристаллизации**. $T_{p=m} T_{пл}$

Для технически чистых металлов $m=0,4$, для титана 0,37; для меди 0,35 и т. д. Для сплавов твердых растворов этот коэффициент равен 0,5. . .0,6.

Рекристаллизация происходит также при нагреве холоднодеформированного металла до температуры, превышающей температуру начала рекристаллизации; этот процесс обычно называют **рекристаллизационным отжигом**, или отжигом; его применяют для снятия упрочнения, полученного при холодной деформации. При длительной выдержке протекает процесс **собирательной рекристаллизации**: слияние друг с другом и образование весьма крупных зерен. Если какие-то из новых зерен, полученных в результате собирательной рекристаллизации, имеют предпочтительные условия для роста, то эту стадию рекристаллизации называют **вторичной**. В результате вторичной рекристаллизации образуется множество мелких зерен и небольшое число очень крупных зерен. Вторичная рекристаллизация, приводящая к разнотерности структуры, способствует снижению механических свойств металла.

Деформирование металла выше температуры $(0,7...0,8)T_{пл}$, т.е. выше температуры рекристаллизации, представляет собою **горячую деформацию**. Она сопровождается одновременным протеканием процессов упрочнения и разупрочнения. Если скорость рекристаллизации больше или равна скорости горячей деформации, то упрочнение металла при деформировании полностью снимается. Если скорость горячей деформации больше скорости рекристаллизации, то разупрочнение полностью не осуществляется, и металл получает некоторое упрочнение - **горячий наклеп**.

3.3 Термическая обработка

[Классификация видов термообработки. Отжиг. Закалка. Отпуск и старение. Термообработка сплавов, не связанная с фазовыми превращениями, с переменной растворимостью компонентов, с эвтектидным превращением. Превращения аустенита при охлаждении: перлитное, мартенситное, бейнитное. Виды термической обработки сталей.](#)

Термической обработкой называют нагрев до определенной температуры, выдержку и охлаждение металлов и сплавов с целью изменения их структуры.

Термическая обработка подразделяется на 3 группы собственно термическую, термомеханическую и химико-термическую **Собственно термическая обработка** (ТО) предусматривает только термическое воздействие на металл или сплав, **термомеханическая** (ТМО) - сочетание термического воздействия и пластической деформации, **химико-термическая** (ХТО) - сочетание термического и химического воздействия.

Собственно термическая обработка включает в себя [отжиг 1-го рода](#), [отжиг 2-го рода](#), [закалку без полиморфного превращения](#), [закалку с полиморфным превращением](#), [отпуск](#) и [старение](#). Эти виды термической обработки применяются и к сталям, и к цветным металлам, и к сплавам.

Термомеханическая обработка подразделяется на ТМО стареющих сплавов и ТМО сталей, закаливаемых на мартенсит. Различают низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО), высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) и комбинацию ВТМО и НТМО - высоко-низкотемпературную термомеханическую обработку (ВНТМО).

Химико-термическая обработка подразделяется на диффузионное насыщение неметаллами, металлами и диффузионное удаление элементов.

Диффузионное насыщение неметаллами включает в себя следующие основные разновидности [цементацию](#), [азотирование](#), [цианирование](#) (нитроцементацию), борирование и оксидирование и др. **Диффузионное насыщение металлами** включает в себя алитирование, хромирование, силицирование, насыщение другими металлами **Диффузионное удаление элементов** включает в себя обезводороживание и обезуглероживание.

Термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла, находящегося в результате каких-либо предшествующих воздействий в неравновесном состоянии, и приводящая его в более равновесное состояние, называется **отжигом**. Охлаждение после отжига производится **вместе с печью**.

Нагрев при отжиге может производиться ниже или выше температур фазовых превращений в зависимости от целей отжига

Отжиг, при котором нагрев и выдержка металла производятся с целью приведения его в равновесное состояние за счет уменьшения (устранения) химической неоднородности, снятия внутренних напряжений и рекристаллизации, называется **отжигом первого рода**. Его проведение не связано с протеканием фазовых превращений. Он возможен для любых металлов и сплавов

Существуют следующие разновидности отжига 1-го рода: гомогенизационный, рекристаллизационный и уменьшающий напряжения.

Гомогенизационный (диффузионный) отжиг - это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной ликвации (химической неоднородности).

Рекристаллизационный отжиг- это термическая обработка деформированного металла, при которой главным процессом является рекристаллизация металла.

Отжиг, уменьшающий напряжения - это термическая обработка, при которой главным процессом является полная или частичная релаксация остаточных напряжений.

Отжиг, при котором нагрев производится выше температур фазовых превращений с последующим медленным охлаждением для получения структурно равновесного состояния, называется **отжигом второго рода или перекристаллизацией**

Если после нагрева выше температур фазовых превращений охлаждение ведется не в печи, а на воздухе, то такой отжиг называется **нормализацией**.

Существует **два вида закалки**: закалка без полиморфного превращения и закалка с полиморфным превращением. **Закалка без полиморфного превращения** заключается в нагреве металла или сплава до температур растворения избыточной фазы, выдержке при этой температуре с целью получения однородного пересыщенного твердого раствора и в фиксации полученного пересыщенного твердого раствора за счет быстрого охлаждения. В результате сплав имеет структурно неустойчивое состояние. Этот вид закалки характерен для сплавов алюминия с медью — дуралюминов

Термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла выше температур [фазовых превращений](#) с последующим быстрым охлаждением для получения структурно-неравновесного состояния, называется **закалкой с полиморфным превращением**. Этот вид закалки характерен для сплавов железа с углеродом (сталей), титановых сплавов, бронз. После закалки образуется структура пересыщенного [твердого раствора](#), которая называется **мартенситом**.

Состояние закаленного сплава характеризуется особой неустойчивостью. Процессы, приближающие его к равновесному состоянию, могут идти даже при комнатной температуре и резко ускоряются при нагреве.

Термическая обработка, представляющая собой нагрев закаленного сплава ниже температур фазовых превращений для приближения его структуры к структуре более устойчивого состояния, называется **отпуском**. Отпуск является операцией, проводимой после закалки с полиморфным превращением.

Между отпуском и отжигом 1-го рода много общего. Разница в том, что отпуск - всегда вторичная операция после закалки.

Самопроизвольный отпуск, происходящий после закалки без полиморфного превращения в результате длительной выдержки при комнатной температуре, или отпуск при сравнительно небольшом подогреве называется *старением*.

Применение способа термической обработки определено по [диаграммам состояния](#). Можно выделить основные группы сплавов:

- сплавы, не имеющие фазовых превращений в твердом состоянии (ТР диаграмма и перитектика);
- сплавы с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии (эвтектика);
- Сплавы с [эвтектоидным превращением](#).

Термическую обработку сплавов, не связанную с фазовым превращением в твердом состоянии проводят:

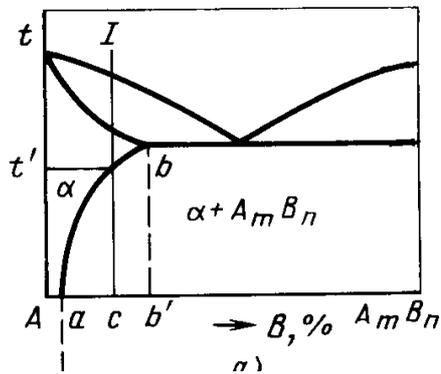
- для уменьшения остаточных напряжений (отжиг для уменьшения напряжений), температура ниже порога рекристаллизации, выдержка и медленное охлаждение
- рекристаллизации пластически деформированных заготовок (рекристаллизационный отжиг), температура $T_r + 100 - 200^\circ\text{C}$ и охлаждение на спокойном воздухе,
- уменьшения ликвации в отливках и слитках ([диффузионный отжиг или гомогенизация](#)), длительная выдержка при высоких температурах, при которых протекают диффузионные процессы, не успевшие завершиться при кристаллизации. Подвергают слитки, иногда отливки. Для сталей - $1100 - 1300^\circ\text{C}$ в течение 20-50 ч, алюминиевые сплавы $420 - 450^\circ\text{C}$.

Термическая обработка сплавов с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии дает возможность упрочнять сплавы с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии (диаграмма 2 типа) путем термической обработки. Рассмотрим принцип упрочняющей термической обработки стареющих сплавов на примере системы с промежуточным соединением (рис. 3.9).

К термически упрочняемым относят сплавы составов от точки *a* до промежуточного соединения A_mB_n , в которых при охлаждении из твердого раствора α выделяются вторичные кристаллы A_mB_n . При этом степень упрочнения тем выше, чем больше масса вторичных кристаллов в равновесном сплаве.

Рассмотрим сплав I состава точки *c*, который в равновесном состоянии имеет двухфазную структуру, состоящую из кристаллов твердого раствора α концентрации точки *a* и вторичных кристаллов A_mB_n .

При закалке сплавы нагревают до температур, обеспечивающих распад вторичных кристаллов. Для рассматриваемого сплава *l* такой будет температура, несколько превышающая t_1 . Быстрым охлаждением полностью подавляют процесс выделения вторичных кристаллов и в результате получают **однофазный сплав, пересыщенный компонентом B - твердый раствор**, который представляет собой неравновесную структуру с повышенным уровнем свободной энергии. Поэтому, как только подвижность атомов окажется достаточно большой, твердый раствор будет распадаться

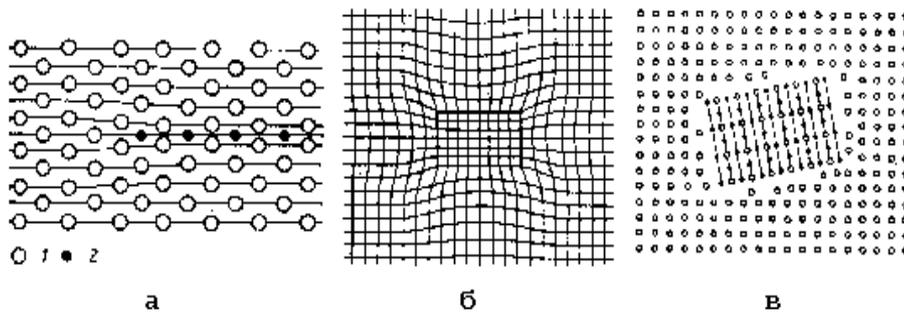


- начнется процесс **старения**.

Рисунок 3.9. Диаграмма системы с промежуточным соединением

Старение, происходящее при повышенных температурах, называют **искусственным**. В сплавах на основе низкоплавких металлов старение может происходить при температуре 20-25°C: такое старение называют **естественным**. При старении уменьшается концентрация пересыщающего компонента в твердом растворе; этот компонент расходуется на образование

выделений нескольких типов.



В общем случае могут возникать образования следующих типов:
1) зоны Гинье-Престона, 2) кристаллы метастабильной фазы, 3) кристаллы

стабильной фазы.

Рисунок 3.10. Схема образования: а - зоны ГП, б - метастабильной фазы, в - стабильной фазы при старении

Зоны Гинье Престона (зоны ГП) представляют собой весьма малые (субмикронные) объемы твердого раствора с резко повышенной концентрацией растворенного компонента, сохраняющие **решетку** растворителя (Рисунок 3.10 а). Скопление растворенных атомов вызывает местное изменение **периода решетки** твердого раствора. При значительной разнице в размерах атомов А и В, как например, наблюдается в сплавах Al-Cu, зоны ГП имеют форму дисков, толщина которых (учитывая искажения решетки) составляет несколько межатомных расстояний, диаметр 10-50 нм. Диски закономерно ориентированы относительно пространственной решетки растворителя. Многочисленные зоны ГП затрудняют движение **дислокаций** через зону и окружающую область с искаженной решеткой, требуется приложить более высокое напряжение. Следовательно, прочность сплава повышается.

Метастабильные фазы (Рисунок 3.10 б) имеют отличающуюся кристаллическую решетку, чем решетка твердого раствора, однако существует сходство в расположении атомов в определенных атомных плоскостях, что вызывает образование когерентной (или полукogerентной) границы раздела. Когерентная граница при некотором различии кристаллической структуры приводит к появлению переходной зоны с искаженной решеткой. Для метастабильных фаз характерна высокая дисперсность, что значительно повышает сопротивление движению дислокаций и приводит к дальнейшему упрочнению сплава.

Стабильная фаза (Рисунок 3.10 в) имеет сложную пространственную решетку с пониженным числом элементов симметрии и с большим числом атомов в **элементарной ячейке**. Вторичные кристаллы со стабильной структурой в большинстве сплавов выделяются в виде достаточно крупных частиц. Значительное различие кристаллической структуры твердого раствора и стабильных кристаллов приводит к

образованию некогерентной межфазной границы раздела и к минимальным искажениям решетки твердого раствора вблизи границы. Упрочнение сплава стабильными кристаллами меньше, чем при образовании зон ГП и метастабильных когерентных кристаллов.

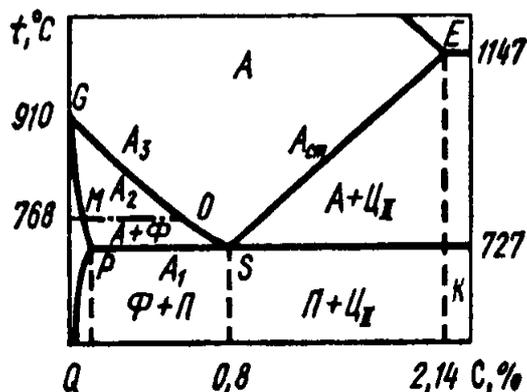
Степень упрочнения при старении может быть очень высокой. Так, твёрдость, временное сопротивление разрыву дюралюмина при оптимальных условиях старения увеличиваются в 2 раза, в бериллиевых бронзах - в 3 раза. Термическую обработку, приводящую к получению стабильной структуры, называют *стабилизацией*.

Термическая обработка сталей с эвтектоидным превращением происходит в большинстве сталей, в двухфазных алюминиевых бронзах, во многих сплавах на основе титана. Принципы, лежащие в основе термической обработки для всех сплавов одни и те же, однако компоненты сплавов вносят ряд особенностей. Поэтому принято отдельно изучать превращения в сплавах с разной металлической основой.

Выделим основные фазовые превращения, влияющие на структуру и свойства сталей:

- превращения при нагреве до аустенитного состояния - фазовая перекристаллизация;
- превращения аустенита при различных степенях переохлаждения,
- превращения при нагреве закаленных сталей.

Превращения в сталях при нагреве до аустенитного состояния. Рассмотрим превращения при нагреве в сталях с исходной равновесной структурой: феррит и перлит в доэвтектоидных сталях, перлит в эвтектоидной стали, перлит с вторичным цементитом в заэвтектоидных сталях.



При рассмотрении разных видов термообработки железоуглеродистых сплавов (стали, чугуны) используются следующие условные обозначения критических точек (рис. 3.8).

Критические точки A_1 лежат на линии PSK (727°C). Критические точки A_2 находятся на линии MO (768°C) Критические точки A_3 лежат на линии GS , а критические точки A_m - на линии SE .

Вследствие теплового гистерезиса превращения при нагреве и охлаждении

проходят при разных температурах. Поэтому для обозначения критических точек при нагреве и охлаждении используются дополнительные индексы буквы "с" в случае нагрева и "г" в случае охлаждения

Рисунок 3.8. Обозначение критических точек сталей

Перлит вплоть до температуры A_{c1} сохраняет пластинчатое строение. При достижении температуры A_{c1} в сталях начинается превращение перлита в аустенит. Кристаллы аустенита зарождаются преимущественно на межфазных поверхностях раздела феррита с цементитом. Превращение состоит из двух параллельно идущих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и растворения цементита в γ -Fe. Полиморфное превращение идет с более высокой скоростью, поэтому по завершению превращения аустенит сохраняет неоднородность по углероду, для устранения которой требуется определенное время.

В стали эвтектоидного состава перекристаллизация заканчивается после завершения превращения перлита в аустенит. В до- и заэвтектоидных сталях после перехода

перлита в аустенит в структуре сохраняются избыточные структурные составляющие - феррит и вторичный цементит соответственно.

В доэвтектоидных сталях при нагрев от A_{C1} до A_{C3} происходит превращение избыточного феррита в аустенит, в заэвтектоидных сталях при нагреве от A_{C1} до A_{Cm} растворение продукта распада избыточного цементита в аустените. Оба процесса сопровождаются диффузией углерода, приводящей к выравниванию концентрации и небольшому укрупнению зерен аустенита.

Превращения аустенита при различных переохлаждениях. При изучении системы Fe-C мы рассматривали фазовые превращения, происходящие в стали при медленном охлаждении из аустенитного состояния.

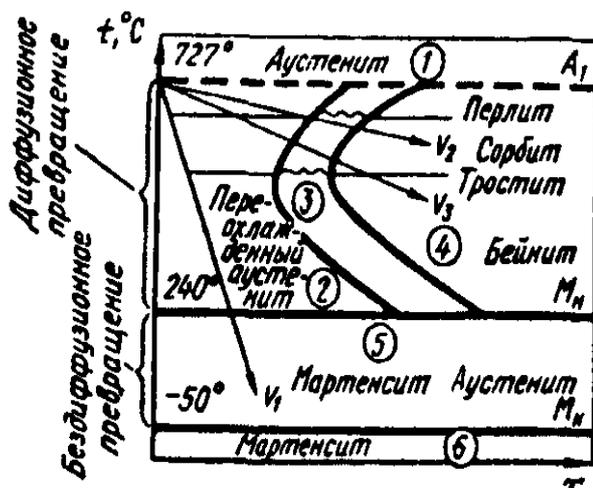
Увеличивая скорость охлаждения стали, а также, вводя в сталь легирующие элементы, можно значительно повысить степень переохлаждения аустенита, т. е. температуру его превращения. Процессы распада переохлажденного аустенита подразделяют на два типа.

1. Диффузионный - перлитное и промежуточное (бейнитное).
2. Бездиффузионный, или сдвиговой - мартенситное.

Перлитное превращение аустенита. Влияние степени переохлаждения на устойчивость аустенита и скорость превращения представляют графически в виде диаграмм. Эти диаграммы строят в координатах температура превращения - время и называют C - диаграммы.

Основные закономерности перлитного превращения рассмотрим на примере эвтектоидной стали. Изотермический распад аустенита эвтектоидной стали происходит в интервале температур от A_{r1} (720°C) до M_n (250°C), где M_n - температура начала мартенситного превращения.

На диаграмме (рис. 3.11) можно выделить следующие области 1 - область устойчивого



аустенита (для стали, содержащей 0,8% С, выше A_{C1}), 2 - область переохлажденного аустенита, 3 - область начавшегося, но еще не закончившегося превращения $A \rightarrow П$, 4 - область закончившегося превращения $A \rightarrow П$, 5 - область начавшегося, но еще не закончившегося мартенситного превращения (между $M_n - M_k$), 6 - мартенситная область (ниже M_k)
Область, расположенная слева от кривой начала распада аустенита (область переохлажденного аустенита), определяет

продолжительность инкубационного периода, характеризующую устойчивость переохлажденного аустенита. С увеличением степени переохлаждения его устойчивость быстро уменьшается, достигая минимума (для эвтектоидной стали около 550°C), и далее вновь возрастает.

Рис. 3.11. C - диаграмма эвтектоидной стали

В зависимости от степени переохлаждения аустенита различают три температурные области превращения: перлитную (переохлаждение до 500°C), мартенситную (переохлаждение ниже M_n - для эвтектоидной стали ниже температуры 240°C) и область промежуточного (бейнитного) превращения (переохлаждение для эвтектоидной стали в интервале от 500 до 240°C).

Рассмотрим структуры, образующиеся при **диффузионном превращении** аустенита. При температуре 650 - 700°C образуется **перлит**. При перлитном превращении на границах зерен аустенита в результате полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения формируются зародыши феррита. Ввиду малой растворимости углерода в феррите вблизи него увеличивается концентрация углерода, и создаются условия для зарождения цементита. В результате образования пластинок цементита соседние участки аустенита обедняются углеродом, что в свою очередь приводит к образованию пластинок феррита. Перлит растет в виде колоний чередующихся пластинок феррита и цементита.

Перлитную структуру оценивают по средней суммарной толщине соседних пластинок феррита и цементита. Если превращение происходит при более высоких температурах, образуется сравнительно грубая смесь кристаллов с межпластиночным расстоянием 0,5-0,7 мкм; такую смесь называют собственно **перлитом**. При 640-590°C межпластиночное расстояние 0,3-0,4 мкм такую структуру называют **сорбитом**. При температуре превращения 550°C-580 межпластиночное расстояние 0,1-0,2 мкм; структуру называют **трооститом**. Указанное деление перлитных структур условно, так как дисперсность увеличивается монотонно. С увеличением дисперсности структур перлитного типа возрастают прочность и твердость стали; наилучшее сочетание прочности, пластичности и вязкости имеет структура сорбита.

Мартенситное превращение аустенита. На схеме диаграммы изотермического превращения (см. рис. 3.11) условно показана область мартенситного превращения (ниже M_H). Условно потому, что в подавляющем большинстве сталей мартенситное превращение в изотермических условиях не развивается. Согласно правилу фаз, $C=2-2+1=1$, так как в равновесии находятся только 2 фазы – аустенит и мартенсит. Поэтому мартенситное превращение протекает **при непрерывном охлаждении в интервале температур** от M_H до M_s . Малейшая изотермическая выдержка в этом интервале температур приводит к стабилизации аустенита, т. е. превращение не доходит до конца, и кроме мартенсита в структуре наблюдается так называемый **остаточный аустенит**. Для получения мартенситной структуры аустенит углеродистых сталей необходимо очень быстро и непрерывно охлаждать, применяя для этого холодную (лучше соленую) воду. Быстрое охлаждение необходимо для того, чтобы подавить диффузионные процессы и образование перлитных и бейнитных структур.

Мартенсит - неравновесная фаза - пересыщенный **твердый раствор** внедрения углерода в ОЦК-Fe. Кристаллы мартенсита, имея пластинчатую форму, растут с огромной скоростью, равной скорости звука в стали (5000 м/с). Росту кристаллов мартенсита препятствует граница зерна аустенита или ранее образовавшаяся пластина мартенсита.

Акад. Г. В. Курдюмов дал классическое определение мартенситному превращению: “Мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются на расстояния, не превышающие межатомные”. При этом перестройка решетки происходит по тем кристаллографическим плоскостям исходной модификации, которые по строению одинаковы, а по параметрам близки к определенным плоскостям кристаллической решетки образующей фазы, т. е. выполняется принцип структурного и размерного соответствия. Для мартенситного превращения характерно, что растущие кристаллы мартенсита когерентно связаны с кристаллами исходной фазы. При нарушении когерентности решеток интенсивный упорядоченный переход атомов из аустенита в мартенсит становится невозможным, и рост кристалла мартенсита прекращается.

В процессе мартенситного превращения углерод остается в твердом растворе, искажая кристаллическую решетку Fe- α , так как растворимость его в Fe- α значительно меньше, чем в Fe- γ . Мартенсит имеет **тетрагональную** пространственную решетку. Свойства мартенсита зависят от количества растворенного в нем углерода. Мартенсит имеет очень

высокую твердость равную или превышающую $HRC\ 60$ при содержании углерода больше $0,4\%C$.

Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита. В интервале температур промежуточного превращения аустенит распадается с образованием структур, называемых **бейнитом** (бейнит представляет собой двухфазную смесь кристаллов феррита и цементита). Основная особенность промежуточного превращения состоит в том, что **полиморфный переход** происходит по мартенситному механизму.

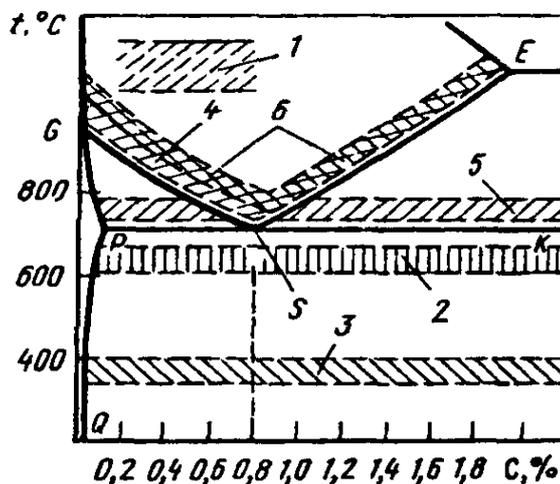
Предполагают, что превращение в данном участке объема начинается с перераспределения углерода, в результате которого одни зоны зерен аустенита обедняются, а другие обогащаются углеродом. С уменьшением количества растворенного углерода повышается температура мартенситного превращения, поэтому мартенситное превращение происходит в первую очередь в обедненных углеродом зонах γ -твердого раствора. В зонах твердого раствора, обогащенных углеродом, происходит **карбидообразование**: выделение очень мелких (в виде коротких палочек) кристаллов цементита. По мере обеднения аустенита углеродом развивается полиморфное превращение по сдвиговому механизму; γ -твердый раствор к моменту полиморфного превращения не полностью освобождается от растворенного углерода, поэтому кристаллы $Fe-\alpha$, имеющие форму очень тонких пластин, несколько пересыщены углеродом.

Бейнит, образовавшийся при $T=400-550^{\circ}C$ называют **верхним бейнитом**, он имеет перистое мартенситоподобное строение. Бейнит образованный при более низких температурах называют **нижним бейнитом**, он имеет пластинчатое строение.

Верхний бейнит отличается от нижнего характером распределения и составом карбидной фазы. Карбидная фаза в верхнем бейните - цементит, а в нижнем - ϵ -карбид, который заменяется цементитом с увеличением времени выдержки. Верхний бейнит имеет неблагоприятное сочетание механических свойств: пониженная прочность из-за сохранения нераспавшегося аустенита сочетается с весьма невысокими пластичностью и вязкостью. Высокой прочностью и одновременно достаточно высокой пластичностью и вязкостью обладает нижний бейнит, а именно бейнит, полученный при T на $50-100^{\circ}C$ выше точки M_H .

Виды термической обработки сталей

Температурные области термической обработки сталей приведены на рисунке 3.12.



Отжигом называется нагрев доэвтектоидной стали на $30-40^{\circ}$ выше точки A_{C3} выдержка при данной температуре и медленное охлаждение вместе с печью. Такой отжиг называется **полным**.

Для заэвтектоидной стали применяют **неполный отжиг**, заключающийся в нагреве стали на $30-40^{\circ}$ выше точки A_{C1} , выдержке при этой температуре и охлаждении с печью.

Рис.3.12. Температуры нагрева стали при отжиге и нормализации: 1- диффузионный отжиг; 2 - рекристаллизационный

отжиг; 3 - отжиг для снятия напряжений; 4 - полный отжиг, 5 - неполный отжиг, 6 - нормализация; 1- 3 - отжиг I рода; 4-6 — отжиг II рода.

При отжиге происходит измельчение зерен в результате перекристаллизации. В результате отжига в доэвтектоидной стали получается сетчатая структура в виде перлита, окруженного ферритной сеткой. При отжиге заэвтектоидной стали имеет место измельчение перлитных колоний; цементит не подвергается изменениям. В связи с тем, что перлит в этих сталях занимает до 90% объема, неполный отжиг дает вполне удовлетворительные результаты. Чем больше углерода и других примесей в стали, тем медленнее нагревают ее при отжиге во избежание возникновения сильных напряжений и образования трещин в металле. Охлаждение вместе с печью протекает со скоростью 0,04-0,05°С/с.

При отжиге температуру ограничивают 30-40°С выше верхней критической точки A_{C3} . Более высокий нагрев приводит к перегреву стали и росту зерен. Перегретая сталь менее прочна, менее пластична и имеет крупнозернистую *видманитеттову* структуру пластинчатого строения, напоминающего мартенсит. Следствием этого является пониженная прочность стали. Перегрев стали имеет место при превышении точки A_{C3} более чем на 50°, а нагрев до температур, близких к линии солидуса, приводит к пережогу стали, когда по границам зерен появляются окислы металла. Таковую сталь термической обработкой исправить нельзя.

Помимо рассмотренного нормального, при термической обработке стальных изделий применяют и другие виды отжига. Так, только для снятия напряжений производят **низкий** отжиг путем нагрева ниже температуры A_{C1} , выдержки при ней и охлаждения с печью или на воздухе. Для выравнивания химического состава в стальном литье производят **гомогенизирующий или диффузионный**, отжиг (нагрев на 200-300° выше точки A_{C3} и длительная - в течение десятков часов выдержка при этой температуре). Вызываемый этим рост зерна исправляют в дальнейшем нормальным отжигом.

Для уменьшения твердости высокоуглеродистых сталей перед обработкой их на металлорежущих станках производят **циклический (маятниковый) отжиг** на зернистый перлит или **сфероидизацию** (нагрев стали немного выше точки A_{C1} и последующее охлаждение ниже A_{r1}). Нагрев и охлаждение повторяют 4-5 раз, пластинки цементита принимают сферическую форму, и сталь приобретает структуру зернистого перлита. Аналогичные результаты дает длительный отжиг при температурах, близких к A_{C1} .

Нормализацией называется нагрев доэвтектоидной стали выше точки A_{C3} , а заэвтектоидной стали - выше точки A_{Cm} на 50°, выдержка при этой температуре и последующее охлаждение на воздухе. Структура нормализованной стали мелкозернистая (за счет измельчения зерен аустенита). Благодаря мелкозернистому строению твердость, прочность и вязкость нормализованной стали выше, чем отожженной. Нормализации подвергают низкоуглеродистую сталь, так как при этом получается незначительное различие в свойствах по сравнению с отжигом, а процесс обходится дешевле.

Закалка- нагрев стали выше критической точки A_{C1} или A_{C3} , выдержка при этой температуре и последующее быстрое охлаждение в соответствующей среде (воде, масле, воздушной струе). В зависимости от температуры нагрева закалку называют **полной и неполной**. При полной закалке сталь переводят в аустенитное состояние, т.е.

нагревают выше A_{C3} или A_{Cm} , при неполной - нагревают в область межкритических температур.

Доэвтектоидные стали, как правило, подвергают полной закалке, оптимальной является температура $A_{C3}+30-50^{\circ}\text{C}$. Заэвтектоидные стали подвергают неполной закалке.

Оптимальная температура $A_{C1}+30-50^{\circ}\text{C}$. Охлаждение при закалке проще всего осуществляется погружением детали в жидкую среду (вода, масло) $T=20-25^{\circ}\text{C}$, однако для избежания коробления или трещин иногда применяют сложную закалку.

Обработка холодом - охлаждение закаленных деталей ниже $20-25^{\circ}\text{C}$. Проводится для сталей, M_H которых ниже комнатной температуры. Поэтому при закалке образуется остаточный аустенит, который при обработке холодом переходит в мартенсит.

Отпуск закаленных сталей. Нагрев закаленных сталей до температур, не превышающих A_1 , называют отпуском.

В результате закалки чаще всего получают структуру мартенсита с некоторым количеством остаточного аустенита, иногда - структуру [сорбита](#), [троостита](#) или бейнита. При отпуске происходит несколько процессов. Основной процесс - **распад мартенсита**, состоящий в выделении углерода в виде [карбидов](#), кроме того, распадается остаточный аустенит, происходит карбидное превращение и коагуляция карбидов, уменьшаются остаточные напряжения.

Фазовые превращения при отпуске принято разделять на три стадии превращения в зависимости от изменения удельного объема стали. В сталях, не содержащих легирующие элементы, первое превращение происходит в интервале температур $80-200^{\circ}\text{C}$. второе $200-260^{\circ}\text{C}$, третье $260-380^{\circ}\text{C}$.

Первое превращение. Из мартенсита выделяется часть углерода в виде метастабильного ϵ -карбида, имеющего гексагональную решетку и химический состав близкий к Fe_2C и когерентный с решеткой мартенсита. Первое превращение с очень малой скоростью идет и без нагрева.

Второе превращение. Одновременно происходит несколько процессов: продолжается распад мартенсита, распадается остаточный аустенит и начинается карбидное превращение. Распад остаточного аустенита происходит по механизму бейнитной реакции: образуется смесь низкоуглеродистого мартенсита и дисперсных карбидов. При температурах около 250°C начинается превращение ϵ -карбида в цементит, при этом когерентность решеток твердого раствора и карбида нарушаются.

Третье превращение. Завершаются распад мартенсита и карбидное превращение. Из мартенсита выделяется весь пересыщающий углерод в виде карбидов, тетрагональность решетки твердого раствора устраняется - мартенсит переходит в феррит. После отпуска при температуре $380-400^{\circ}\text{C}$ в структуре стали обнаруживается только карбид цементитного типа.

Ферритно-карбидная смесь, образовавшаяся в конце третьего превращения, весьма дисперсна и имеет примерно такую же твердость, как [троостит](#) (ее называют **трооститом отпуска**). Структуру стали, образовавшуюся при температурах первого и второго превращения называют **отпущенным мартенситом или мартенситом отпуска**.

В интервале температур третьего превращения цементит имеет форму пластин. С повышением температуры происходит коагуляция частицы цементита укрупняются, а

форма приближается к сфероидальной. Коагуляция и сфероидизация карбидов происходит с заметной скоростью, начиная с 350- 400°C.

Ферритно-карбидная смесь образовавшаяся при температуре 450-650°C называют [сорбитом](#) отпуски. Выше - грубая смесь - зернистый перлит.

3. 4 Химико-термическая обработка стали

[Общие закономерности. Цементация. Термическая обработка цементованной стали. Азотирование. Нитроцементация и цианирование.](#)

Химико-термической обработкой называют процессы, приводящие к диффузионному насыщению поверхностного слоя различными элементами.

Химико-термическую обработку применяют для повышения твердости, износостойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости, а также для защиты от электрохимической и газовой коррозии.

Различают три стадии процесса химико-термической обработки.

На **первой стадии** протекают химические реакции в исходной (окружающей) среде и образуются активные диффундирующие элементы, в ионизированном состоянии.

На **второй стадии** процесса они усваиваются поверхностью металла: происходит адсорбция или хемосорбция, в результате тонкий поверхностный слой насыщается диффундирующим элементом (абсорбция), возникает градиент концентрации - движущая сила для следующей стадии процесса.

Третья стадия диффузионное проникновение элемента вглубь металла, которое сопровождается образованием твердых растворов или фазовой кристаллизацией.

Первая и вторая стадии процесса ХТО протекают значительно быстрее третьей, когда формируется структура и свойства диффузионной зоны.

Существует множество способов химико-термической обработки, однако наибольшее распространение в промышленности получили процессы диффузионного насыщения из активных жидких и газовых сред.

Диффузионное насыщение стали углеродом, азотом и совместно этими элементами наиболее распространенные в промышленности процессы химико-термической обработки. Углерод и азот легко усваиваются поверхностью сталей, образуют с железом твердые растворы внедрения и сравнительно быстро диффундируют в сталь, образуя слои значительной толщины.

Цементация стали. Технологический процесс диффузионного насыщения углеродом называется цементацией. В цементируемых сталях, содержание углерода, как правило, не превышает 0,3%.

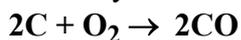
Карбюризаторы. Среду для цементации (науглероживания) называют карбюризатором.

В основном применяют цементацию в твердом, жидком и газовом карбюризаторе.

Несмотря на различные названия, процесс цементации идет через газовую фазу.

Наиболее распространенный твердый карбюризатор - древесный уголь с добавкой 20-25% углекислого бария для интенсификации процесса и 3-5% CaCO₃ для

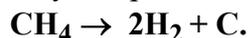
предотвращения спекания частиц карбюризатора. Цементуемые детали и карбюризатор упаковываются в контейнер и нагреваются в печи до 910-930°C, т.е. до аустенитного состояния. При нагреве уголь взаимодействует с кислородом по реакции



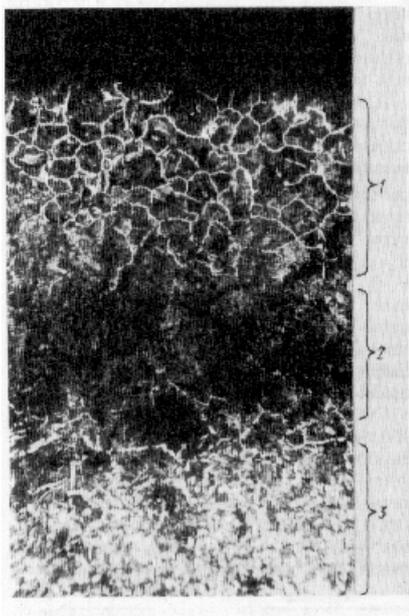
На поверхности металла происходит **ведущая процесс цементации реакция диспропорционирования** $2CO \rightleftharpoons CO_2 + C$ в результате которой активный углерод адсорбируется насыщаемой поверхностью, находящейся в аустенитном состоянии, а CO₂ взаимодействует с углем, образуя новые порции CO.

Таким образом, в результате обратимой реакции диспропорционирования углерод переносится на насыщаемую поверхность.

При **жидкой и газовой цементации** в качестве карбюризатора используют природный газ (состоящий почти полностью из метана), контролируемые атмосферы, получаемые в специальных генераторах, а также жидкие углеводороды (керосин, бензол, синтин и др.), каплями подаваемые в герметичное рабочее пространство печи, где они образуют активную газовую среду. Основная ведущая реакция при наличии метана



В зависимости от состава газовой смеси и содержания углерода в стали, атмосфера в рабочем пространстве печи может быть науглероживающей, обезуглероживающей и нейтральной. Нейтральному составу газовой смеси соответствует определенная равновесная концентрация углерода на поверхности стальной детали. Эту



концентрацию углерода принято называть **углеродным потенциалом контролируемой атмосферы**.

Структура цементованного слоя (Рисунок 3.13).

Наружная часть (1) слоя, содержащая более 0,8%С, имеет структуру **заэвтектоидной стали**: перлит и вторичный цементит, который при медленном охлаждении выделяется на границах аустенитных зерен в виде оболочек (сетка). Средняя часть (2) слоя, имеющая эвтектоидную концентрацию, состоит из перлита. Далее по направлению к середине концентрация углерода уменьшается, структура (3) соответствует **доэвтектоидной стали**, причем количество перлита уменьшается при приближении к сердцевине.

Принято различать **полную и эффективную толщину** цементованного слоя .

За **эффективную** толщину принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины

доэвтектоидной зоны слоя. Эффективная толщина обычно составляет 0,5-1,8 мм и в исключительных случаях достигает 6 мм при больших контактных нагрузках на поверхность детали.

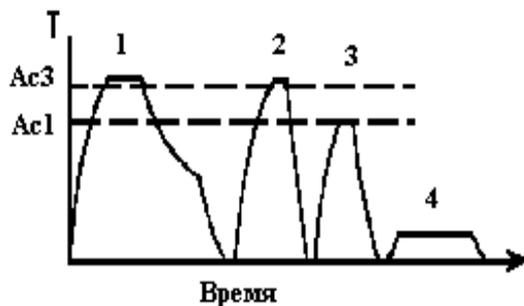
Рисунок 3.13. Структура цементованного слоя

Структура после цементации получается крупнозернистой из-за длительной выдержки при температуре науглероживания.

Термическая обработка после цементации. Для получения заданного комплекса механических свойств после цементации необходима дополнительная термическая обработка деталей. Режим упрочняющей термической обработки может быть различен. Обычно после цементации сталь подвергают **закалке** и низкому **отпуску**. После такого комплексного процесса концентрация углерода на поверхности доходит до 0,8 -1% С, структура низкоотпущенного мартенсита с мелкими сфероидальными карбидами имеет высокую твердость на поверхности и хорошо сопротивляется износу. Сердцевина содержащая 0,08-0,25% С остается вязкой. Для тяжело нагруженных деталей машин проводят сложную термическую обработку, состоящую из **двух закалок и низкого отпуска** (Рисунок 3.14).

Рисунок 3.14. Схема цементации и термообработки: 1- цементация, 2- полная закалка, 3- неполная закалка, 4- отпуск

При первой закалке нагрев до температуры $A_{C3}+(30-50)^\circ\text{C}$ цементуемой стали. При таком нагреве во всем объеме детали установится аустенитное состояние. Нагрев до температур, лишь немного превышающих A_{C3} , вызывает перекристаллизацию



сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна, что обеспечит мелкозернистость продуктов распада. При температуре весь диффузионный слой переходит в аустенитное состояние, поэтому, чтобы предотвратить выделение цементита, проводят закалку.

При второй закалке нагревают до температуры с превышением A_{C1} на 30-

50°C. В процессе нагрева мартенсит,

полученный в первой закалке, отпускается, что сопровождается образованием глобулярных карбидов. Вторая закалка обеспечивает также мелкое зерно в науглероженном слое.

Окончательной операцией термической обработки является низкий отпуск при 160-200°C, уменьшающий остаточные напряжения и не снижающий твердость стали.

После двойной закалки и низкого отпуска поверхностный слой приобретает структуру отпущенного мартенсита с включениями глобулярных карбидов.

Детали менее ответственного назначения после цементации подвергают более простой термической обработке, состоящей из одной закалки и низкого отпуска.

Азотирование стали. Это процесс диффузионного насыщения азотом поверхностной зоны, применяют повышения износостойкости и предела выносливости стали.

До азотирования детали подвергают закалке и высокому отпуску и чистовой обработке.

Обычно азотирование проводят при температуре 500-600°C в муфелях или контейнерах, через которые пропускается диссоциирующий аммиак.

При нагреве аммиака в изолированном объеме возможна только реакция с образованием молекулярного азота



который не может диффундировать в сталь без ионизации.

По мере насыщения железа азотом при температуре ниже 590°C сначала образуется α -**твердый раствор** внедрения азота в железе, затем слой γ -фазы с ГЦК решеткой и упорядоченным расположением атомов азота в центрах элементарных ячеек. Процесс азотирования завершается образованием на поверхности слоя ϵ -фазы с ГП решеткой и упорядоченным расположением атомов.

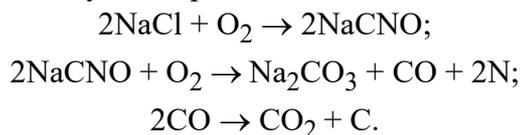
Процесс азотирования весьма длительная операция. Так, при обычном азотировании диффузионный слой около 0,5 мм получают при 500-520°C за 55 ч выдержки.

Одновременное насыщение поверхности стали углеродом и азотом. В ряде случаев совместное диффузионное насыщение стали азотом и углеродом позволяет получать определенные преимущества. Например, азот способствует диффузии углерода, поэтому можно понизить температуру диффузионного насыщения до 850°C и получить примерно такое же науглероживание, как при цементации. В этом случае уменьшится рост зерна аустенита и последующую закалку можно проводить сразу же после некоторого подстуживания. Такой процесс называют **нитроцементацией** так как исходной средой является смесь цементирующего газа с 3-5% аммиака, а в диффузионной зоне образуется карбонитриды. Нитроцементованные слои хорошо сопротивляются износу и коррозии.

Цианирование. Одновременное насыщение стали углеродом и азотом можно также проводить при температуре 820-860°C в расплавленных солях, содержащих цианистый натрий. В ванне, содержащей 20-25% NaCN, 25-50% NaCl и 25-50% Na₂CO₃, за 1 ч

выдержки при указанной температуре можно получить диффузионный слой толщиной примерно 0,3 мм, который после закалки от 820-860°C из ванны и отпуска при 180-200°C приобретает поверхностную твердость *HRC* 58-62 и содержит примерно 0,7% С и 1% N. **Цианированный** слой по сравнению с цементованным обладает более высокой износостойкостью.

В цианистой ванне протекают следующие реакции:



Существенный недостаток цианирования - ядовитость цианистых солей, что требует принятия специальных мер по охране труда и окружающей среды.

Вопросы для самопроверки к главе 3

1. Что происходит при проходе дислокации через кристалл?
2. Чем объясняется упрочнение металла при пластической деформации?
3. Какие процессы происходят при нагреве наклепанного металла, когда температура нагрева выше температуры рекристаллизации?
4. В чем состоит различие между полиморфизмом и рекристаллизации?
5. От чего зависит размер зерна рекристаллизованного металла?
6. Возможен ли наклеп металла, если температура деформации выше температуры рекристаллизации?
7. Для стали рекомендуемая температура нормализации и закалки – $AC_3 + (30-50)^\circ\text{C}$. Чем принципиально отличаются эти виды термической обработки, если температура одинаковая?
8. Если сталь содержит 0,8% углерода, каково содержание углерода в мартенсите после закалки?
9. Чем отличается структура сорбита отпуска и сорбита, полученного при распаде аустенита при охлаждении стали?

4 ПОВЕДЕНИЕ МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

4.1 Поведение материалов в коррозионно-активных средах

[Коррозия. Классификация коррозионных процессов. Химическая коррозия. Электрохимическая коррозия. Пассивность металлов и сплавов. Коррозионно-стойкие непассивирующиеся и пассивирующиеся материалы. Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость сталей. Коррозионно-стойкие покрытия.](#)

Изделия из металлов и сплавов под действием различных физико-химических и биологических факторов разрушаются или теряют (снижают) свои потребительские качества. Такое разрушение изделий из металлов при воздействии внешней среды получило название **коррозии металлов**. Слово “коррозия” производное от латинского словообразования *corrodo* (cum+godo - обгрызать, изгрызать), где корень *rodo* - разъедать. Понятие о коррозии (ржавлении) металлов известно с древнейших времен, однако в современном понимании термин появился в 1667 г. в связи с описанием локальной коррозии бронзовых пушек в крепости на о. Ямайка. В России явление коррозии металлов исследовал М. В. Ломоносов. Термин “коррозия” в русском языке появился в начале XX в., хотя близкие по смыслу слова - ржа, ржавление славянского происхождения. “И праздный в поле ржавит плуг” (А. С. Пушкин).

Коррозия металлов - процесс самопроизвольный, всегда негативный с точки зрения промышленной практики. Однако можно привести примеры, когда коррозия играет положительную роль и преднамеренно провоцируется - например, при кислотной очистке поверхности металлов. В дальнейшем коррозия металлов будет рассматриваться как негативное, вредное для техники явление. Иногда под термином “коррозия металлов” понимают не только сам процесс, но и его результат - разрушение. В Международном стандарте под термином коррозия подразумевают **физико-химическое взаимодействие между металлом и средой, в результате которого изменяются свойства металла и часто происходит ухудшение функциональных характеристик металла, среды или включающей их технической системы**. Среда, вызывающая коррозию, называется **коррозионной** или **агрессивной**. В результате взаимодействия металла и коррозионной среды образуются химические соединения, называемые продуктами коррозии.

Разрушение металлов и сплавов может происходить в результате химического (химическая коррозия, неэлектрохимическая по стандарту ИСО), электрохимического (электрохимическая коррозия), биологического (микробиологическая, или микробная коррозия) и радиационного (радиационная коррозия) или механического воздействия внешней среды. Механическое разрушение (износ, истирание и т.д.) конструктивных металлических материалов называют **эрозией**. Процессы коррозии и эрозии при эксплуатации машин и аппаратов могут протекать совместно, например, при работе насосов, мешалок и т. п.

Способность металлов противостоять коррозионному воздействию внешней среды называют **коррозионной стойкостью**.

Коррозионные процессы протекают на границе раздела фаз при взаимодействии твердого вещества с газом или жидкостью; такой механизм взаимодействия называют гетерогенным. Простейшую схему гетерогенного процесса можно представить в виде следующих основных этапов:

- а) транспортировка реагирующих веществ к поверхности раздела фаз;
- б) химическое взаимодействие;
- в) отвод продуктов реакции из реакционной зоны.

Классификация коррозионных процессов

Коррозионные процессы различают:

а) по механизму реакций взаимодействия металла со средой; различают два основных типа коррозии металлов: *химическую и электрохимическую*. Особо выделяют *микробиологическую* и *радиационную* коррозию.

б) по виду коррозионной среды; различают газовую, атмосферную, в растворах электролитов, подземную и коррозию в жидкостях-неэлектролитах и др.

в) по виду (геометрическому характеру) коррозионных разрушений на поверхности или в объеме металла;

г) по характеру дополнительных воздействий, которым подвергается металл одновременно с действием коррозионной среды.

Если коррозией охвачена вся поверхность металла - имеет место *общая* или *сплошная* коррозия, ее делят на равномерную и неравномерную. Это наименее опасный вид коррозии, т.к. узел теряет около 5% прочности.

При *местной* коррозии разрушаются отдельные участки поверхности металла.

Местная коррозия имеет неодинаковую степень разрушения. Наиболее характерными видами местной коррозии являются коррозия в виде пятен, язв, точечная и подповерхностная, межкристаллитная и ножевая.

Коррозия в виде *пятен* - разрушение отдельных участков поверхности металла на сравнительно небольшую глубину (например, коррозия латуни в морской воде).

Коррозия в виде *язв* отличается от коррозии в виде пятен большей глубиной проникновения в слой металла (например, коррозия стали в грунте).

Точечная коррозия (питтинг) связана с разрушением металла в виде точечных поражений, перерастающих в сквозные.

Подповерхностная коррозия возникает, как правило, в тех случаях, когда защитные покрытия (пленки, лаки и др.) повреждены на отдельных участках. Поэтому металл разрушается преимущественно под поверхностью, и продукты коррозии оказываются сосредоточенными внутри металла.

Один из наиболее опасных видов местной коррозии - *межкристаллитная* коррозия (МКК), которая, не разрушая зерен металла, продвигается вглубь по их менее стойким границам. Для сварных швов характерна локализованная в виде специфичных надрезов *ножевая коррозия*.

Местная коррозия более опасна, чем сплошная, так как может значительно снизить прочностные свойства стенок аппарата (трубопровода, резервуара) либо привести к сквозным поражениям и нарушению герметичности аппарата.

Избирательной коррозии подвержены сплавы, содержащие несколько структурных составляющих, и сплавы типа твердых растворов. В первом случае коррозия называется *структурно-избирательной*, а во втором - *компонентно-избирательной*. Пример структурно-избирательной коррозии - графитизация серого чугуна под действием олеума, когда вследствие растворения ферритных и перлитных составляющих образуется относительно мягкая масса графитного скелета. Пример компонентно-избирательной коррозии - процесс обесцинкования латуни в растворах серной кислоты, приводящий к обеднению сплава цинком и образованию на поверхности губчатого медного осадка.

Среди случаев коррозии, отличающихся по характеру дополнительных воздействий, следует выделить:

- 1) *коррозионное растрескивание* - коррозия металла, развивающаяся в зоне действия механических напряжений;
- 2) *коррозия при трении (эрозионная коррозия)* - разрушение металла при одновременном воздействии коррозионной среды и сил трения;
- 3) *кавитационная коррозия* - разрушение металла при одновременном коррозионном и ударном воздействии агрессивной среды (коррозия лопастей гребных винтов).

Химическая коррозия и электрохимическая коррозия

Химическая коррозия - процесс разрушения металлов, когда имеется химическое взаимодействие с внешней средой. Такие процессы не сопровождаются образованием

электрического тока. К химической коррозии относят:

а) Коррозию в жидкостях - неэлектролитах (жидкости органического происхождения - спирты, бензол, фенол, хлороформ, тетрагидрид углерода, нефть, керосин, бензин и т. д., а также ряд жидкостей неорганического происхождения - расплавленная сера, жидкий бром и др). В чистом виде органические растворители слабо реагируют с металлами, но в присутствии даже незначительного количества примесей коррозионные процессы резко ускоряются. Повышение температуры среды, наличие растворенного в жидкости кислорода приводит к усилению процесса коррозии.

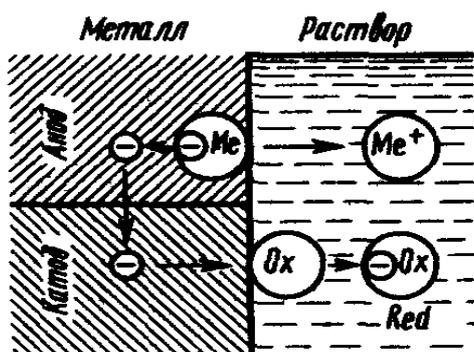
б) газовую коррозию - коррозию при контакте металла с сухими газами при высоких температурах (например, коррозия материалов двигателей внутреннего сгорания, камер сгорания, реактивных сопел под действием газовых продуктов горения топлива).

Электрохимическая коррозия возникает при контакте металла с электролитом.

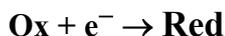
Простейшая модель - процессы при работе элемента батарейки. Такой элемент состоит из двух электродов: угольного - катода и цинкового - анода, разделенных электролитом. Электрическая энергия образуется за счет химических реакций, протекающих на каждом электроде. На катоде - химическое восстановление, а на аноде - окисление, при этом цинк превращается в ионы Zn^{2+} . Чтобы такие процессы протекали, и гальванический элемент начал работать, необходимо замкнуть цепь. Однако растворение цинка возможно и в разомкнутой цепи, в этом случае роль катода выполняют мельчайшие примеси, находящиеся в цинке. Такие элементы называют микрокоррозионными. Они играют важную роль в организации процессов электрохимической коррозии.

Поверхность любого металла гетерогенна (неоднородна) и состоит из множества короткозамкнутых микроэлектродных элементов. При контакте с раствором электролита микрокоррозионные системы элементов начинают функционировать, что приводит к коррозии поверхности металла.

При иницировании и развитии электрохимической коррозии одновременно протекают два электродных процесса. **Анодный** - переход ионов металла в раствор с оставлением соответствующего числа электронов на поверхности металла: Примером таких процессов может служить реакция окисления:



Катодный - ассимиляция избыточных электронов атомами или молекулами электролита (деполяризаторами), которые при этом восстанавливаются:



где **Ox** - окислитель, присутствующий в растворе электролита; **Red** - его восстановленная форма.

Анодный и катодный процессы протекают сопряженно, и замедление одного из них тормозит другой. Разрушение металлов обычно

наблюдается на аноде. Принципиальная схема электрохимического разрушения металла приведена на рисунке 4.1.

Рисунок 4.1. Схема электрохимического коррозионного процесса

Пассивность металлов и сплавов

Скорость коррозии таких металлов, как железо, алюминий, хром, никель, титан, в растворах сильных окислителей значительно меньше, чем в растворах более слабых окислителей. Явление аномально резкого уменьшения скорости коррозии в растворах сильных окислителей называют **пассивацией**, а состояние металла - **пассивным**.

Склонность металлов к пассивации различная, например никель пассивируется легче железа. Некоторые металлы: алюминий, титан, магний и др. склонны к пассивации в слабых окислителях, таких, как речная вода.

На кривой зависимости $\ln i \sim \varphi$ (Рисунок 4.2) можно выделить три зоны: зона активного состояния (I); зона активно-пассивного состояния (II), зона пассивного состояния (III).

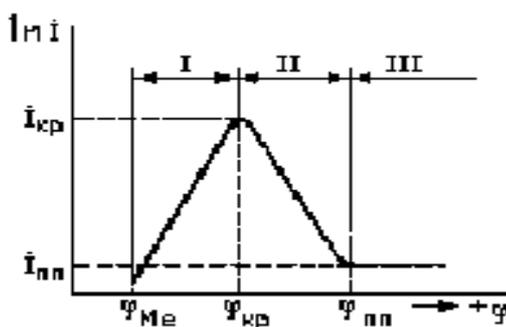


Рисунок 4.2. Анодная поляризационная кривая для пассивирующихся металлов

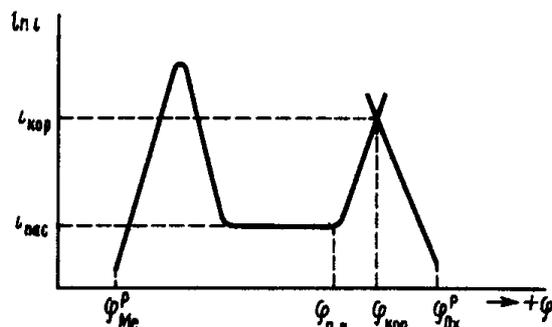


Рисунок 4.3. Поляризационная диаграмма для случая перепассивации

Для характеристики коррозионного поведения металлов, склонных к пассивации, большое значение имеют параметры критических точек соответствующие переходу металла из активного состояния. Это критический потенциал j_{KP} , при котором начинается этот переход, соответствующая ему максимальная плотность тока (скорость коррозии) i_{KP} - критическая плотность тока пассивации. Потенциал $j_{ПП}$, при котором заканчивается переход металла в пассивное состояние, называется потенциалом полной пассивации, $i_{ПП}$ - плотность тока полной пассивации (скорость растворения металла).

Наступление пассивного состояния металла можно характеризовать следующими явлениями:

- значительно снижается скорость коррозии металла, которая в пассивном состоянии постоянна во времени;
- смещается потенциал металла в положительную сторону: для железа от значений - (0,2-0,5) В до значений + (0,5- 1,0) В, для хрома соответственно от -(0,4-0,6) В до + (0,9-1,0) В.

Возникновение пассивного состояния зависит от природы металла, его свойств, а также от характера агрессивной среды (концентрации раствора окислителя, содержания растворенного кислорода, температуры, скорости перемешивания электролита и других факторов).

При изменении внешних условий пассивный металл может вновь перейти в активное состояние. Такой процесс называют **активацией** или **депассивацией**. Нарушение пассивности нержавеющей сталей, сплавов на основе железа, других металлов в сильно окислительных средах, получило название **перепассивации** (Рисунок 4.3). Потенциал, соответствующий переходу металла из пассивного состояния в состояние перепассивации, называют **потенциалом перепассивации**.

Бороться с перепассивацией можно, смещая потенциал металла в отрицательную сторону. Часто легирование металла легко пассивирующимся металлом приводит к образованию достаточно хорошо пассивирующихся сплавов. Примером могут служить различные [нержавеющие и кислотостойкие стали](#) на основе Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni-C устойчивые в воде, растворах неорганических кислот, в атмосфере. Свойство металлов пассивироваться имеет большое практическое значение - на нем основано создание многих коррозионно-стойких сплавов.

В современной технике часто используется метод искусственного пассивирования металлов для повышения их коррозионной стойкости. Практическое значение пассивации исключительно велико, так как все конструкционные металлы без их

самопроизвольного пассивирования подвергались бы быстрой коррозии не только в агрессивных химических средах, но и во влажной земной атмосфере или пресной воде.

Коррозионно-стойкие непассивирующиеся металлы.

Металлы Au, Pt, Ag, Cu а также Sn и Pb, электрохимический потенциал которых положителен, обладают коррозионной стойкостью во многих средах; Au, Pt, Ag имеют коррозионную стойкость во всех средах, кроме некоторых концентрированных окисляющих кислот. Sn, Cu и Pb используют во влажной атмосфере, морской воде и многих органических кислотах.

Медные сплавы, в состав которых входят электроотрицательные металлы, имеют высокую коррозионную стойкость в условиях равномерной атмосферной и морской коррозии. Это является результатом того, что легирующие металлы, растворяясь в меди, не изменяют потенциал основной фазы.

Латуни коррозионностойки при равномерной коррозии, но склонны коррозионному растрескиванию во влажной атмосфере (в особенности при наличии сернистых газов), поэтому после их обработки давлением необходим отпуск. При большом содержании цинка латуни подвержены еще одному виду коррозионного разрушения: избирательному поверхностному электрохимическому растворению цинка.

Медные сплавы коррозионностойки во многих органических кислотах. **Бронзы** и латуни не подвержены кавитационной коррозии, разрушающей подводную часть быстроходных речных и морских судов: сохраняют высокий предел выносливости в речной и морской воде.

Коррозионно-стойкие пассивирующиеся металлы

Способностью переходить в пассивное состояние обладают многие металлы.

Наибольшей склонностью к самопассивации на воздухе обладают Ti, Al, Cr.

Титан, а также его сплавы в пассивированном состоянии по своей коррозионной стойкостью уступает только золоту и платине. В отличие от остальных металлов, титан сохраняет пассивность во влажной атмосфере даже при нагреве, в окислительных и органических кислотах, в морской воде.

Алюминий имеет высокую коррозионную стойкость во влажной атмосфере, в окислительных и органических кислотах. Однако в щелочах он корродирует с большей скоростью, а в морской воде склонен к КР. Примеси и легирующие элементы алюминиевых сплавов ухудшают коррозионную стойкость. Присутствие Fe и Cu заметно ухудшают коррозионную стойкость. Дюралюмины, силумины, жаропрочные сплавы типа АК4 значительно уступают чистому алюминию по коррозионной стойкости.

Металлы, склонные к пассивированию, используют в качестве легирующих элементов в сплавах. Примеры - хромистые, Cr-Ni, Cr-Mn стали.

Влияние легтрующих элементов на коррозионную стойкость сталей

Хром. При объемном и поверхностном легировании хромом (более 12,5%) железо и сталь становятся пассивными (Рисунок 4.4).

При содержании свыше 17% Cr **низкоуглеродистые стали** приобретают однофазную ферритную структуру. Это увеличивает коррозионную стойкость, но исключает возможность упрочнения **термообработкой**. ***Поэтому для применения нержавеющей сталей основным критерием выбора, в отличие от обычных сталей, является не прочность, а химическая устойчивость.***

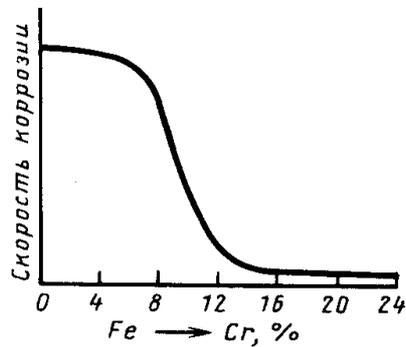


Рисунок 4.4. Влияние хрома на скорость коррозии сплавов на основе железа

После закалки и отпуска содержание хрома в твердом растворе наиболее высокое, соответственно, КС самая высокая. При отпуске при 400-600°C выделяется богатый хромом карбид, и снижается сопротивление коррозии, поэтому такой отпуск нежелателен. При 650-780°C выделяется мелкодисперсный карбид $Cr_{23}C_6$, который практически не ухудшает коррозионную стойкость сталей.

Никель является наиболее важным после хрома легирующим элементом в нержавеющей сталях. При содержании 12-30% Cr никель весьма эффективно улучшает устойчивость сталей в кислотах. При содержании более 20% он препятствует растворению металла даже в активной области. Однако неоднозначно влияние никеля на коррозионное растрескивание. В ферритных сталях малые добавки никеля снижают напряжение коррозионного растрескивания, но добавки 6-8% Ni в аустенито-ферритных сталях повышают стойкость против КР.

Молибден не только расширяет область пассивности, облегчает процесс пассивации, но и улучшает коррозионную стойкость в активном состоянии. Содержание Mo до 4% в ферритных сталях и до 6,5% в аустенитных сталях повышает стойкость к селективным видам коррозии, как питтинг или щелевая коррозия.

Кремний и медь в определенных условиях позволяют целенаправленно повысить коррозионную стойкость сталей, например, в кислотах.

Для предотвращения *межкристаллитной* коррозии, которая вызвана образованием карбидов и нитридов на границах зерен, углерод и азот связывают в стабильные карбиды и нитриды титана и ниобия.

Коррозионно-стойкие покрытия

К ним относятся металлические и неметаллические покрытия. **Металлические** покрытия по механизму их влияния делятся на *катодные и анодные*.

Катодные покрытия изготавливают из более электроположительного металла. Они экранируют анодные участки металлов и повышают электродный потенциал поверхности. Они долговечны, но не выносят механических повреждений, как царапины. Покрытие свинцом или оловом (лужение) для сталей являются катодными. Луженую сталь применяют в пищевой поверхности, покрытие свинцом - в химической промышленности.

Анодные покрытия изготавливают из более электроотрицательного металла, который, сам разрушаясь, предохраняет металл от коррозии. Применяют при атмосферной или морской коррозии. Примеры - оцинкование, кадмирование.

Неметаллические покрытия - вещества с ионным или молекулярным типом связи, по своим свойствам они являются диэлектриками или полупроводниками. Ионным типом связи обладают, например, покрытия из оксидов, образующихся при анодировании алюминия. Высокомолекулярные соединения входят в состав покрытий из лаков, фторопластов, красок и эмалей. Недостатки: легко отслаиваются, хрупки, разрушаются при сравнительно малых нагрузках.

Ингибиторы коррозии - специальные добавки, добавляемые в коррозионную среду для способствования пассивации, или они снижают скорость коррозии металла. Можно применить в закрытой среде, например, в трубопроводах.

Вопросы для самопроверки

1. Что является критерием коррозионной стойкости чистых металлов?
2. Что является критерием коррозионной стойкости сталей?
3. Почему элементы, обладающие отрицательным электродным потенциалом, такие, как алюминий, титан, являются коррозионностойкими ?
4. Как влияют примеси и легирующие элементы на коррозионную стойкость материалов?

Глава 5. Конструкционные металлические материалы

5.1. Стали и чугуны

5.1.1. Углеродистые стали

Влияние углерода и примесей на свойства стали. Классификация углеродистых сталей. Стали обыкновенного качества и качественные.

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

Из всего объема производства сталей до 90% составляет углеродистая сталь и лишь около 10% происходит на долю легированных сталей.

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

Углеродистые стали содержат основной элемент - углерод, а также постоянные и скрытые примеси: марганец и кремний, фосфор, серу и газы (водород, азот, кислород).

Влияние углерода и постоянных примесей на свойства стали

Углерод является основным элементом, определяющим структуру и свойства углеродистых сталей. Даже при малом изменении содержания углерод оказывает заметное влияние на изменение свойств сталей. С увеличением углерода в структуре стали растет содержание **цементита**. До 0,8 % С сталь состоит из **феррита** и **перлита**, более 0,8% С в структуре стали, кроме перлита, появляется структурно свободный вторичный цементит.

Феррит имеет низкую прочность, но пластичен. **Цементит** имеет высокую твердость, но хрупок. Поэтому с ростом содержания углерода увеличиваются твердость и прочность и уменьшаются вязкость и пластичность стали (рисунок 5.1).

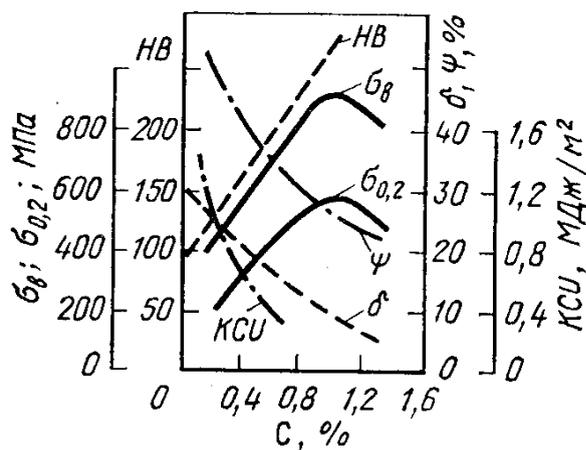


Рисунок 5.1. Влияние содержания углерода на свойства стали

Рост прочности происходит до 0,8-1,0% углерода. При увеличении содержания углерода более 0,8% уменьшается и пластичность, и прочность. Это связано с образованием сетки хрупкого цементита вокруг перлитных зерен. Поэтому **заэвтектоидные стали** подвергают специальному отжигу на **зернистый перлит**.

Углерод оказывает существенное влияние на технологические свойства стали: свариваемость, обрабатываемость давлением и резанием. С увеличением содержания

углерода ухудшается свариваемость, а также способность деформироваться в горячем, и особенно в холодном состоянии.

В углеродистой стали содержится до **0,8 % Mn** и до **0,4% Si**. Марганец и кремний, помимо раскисления, в этих количествах полностью растворяются в феррите и упрочняют его, увеличивают **прокаливаемость** стали, а также уменьшают вредное влияние серы.

Вредными примесями в стали являются **сера и фосфор**. Основным источником серы в стали является исходное сырье - чугуны.

Сера снижает пластичность и вязкость стали, а также придает стали **красноломкость** при прокатке и ковке. Сера нерастворима в стали. Она образует с железом соединение FeS - сульфид железа, хорошо растворимый в металле. При малом содержании марганца, благодаря высокой ликвиции серы в стали может образовываться легкоплавкая **эвтектика** Fe-FeS ($T_{\text{пл}} = 988^{\circ}\text{C}$). Эвтектика располагается по границам зерен. При нагреве стали до температур горячей деформации включения эвтектики охрупчивают сталь, а при некоторых условиях могут даже плавиться и при деформировании образовывать надрывы и трещины. Марганец устраняет красноломкость $\text{FeS} + \text{Mn} = \text{MnS} + \text{Fe}$, так как сульфиды марганца не образуют сетки по границам зерен и имеют температуру плавления около 1620°C , что значительно выше температуры горячей деформации. Вместе с тем сульфиды марганца, как и другие неметаллические включения, также снижают вязкость и пластичность, уменьшают усталостную прочность стали. Поэтому содержание серы в стали должно быть как можно меньше.

Основной источник **фосфора** - руды, из которых выплавляется исходный чугун. Фосфор - вредная примесь. Растворяясь в феррите, фосфор уменьшает его пластичность. Фосфор резко отличается от железа по типу кристаллической решетки, диаметру атомов и их строению. Поэтому фосфор сильно искажает решетку феррита, делая феррит

хладноломким и **хрупким**. Обычно фосфор располагается вблизи границ зерен и способствует охрупчиванию, повышая температурный **порог хладноломкости**.

Скрытые примеси - кислород, азот, водород находятся в стали либо в виде **твердого раствора** в феррите, либо образуют **химические соединения** (нитриды, оксиды), либо присутствуют в свободном состоянии в порах металла. **Кислород и азот** мало растворимы в феррите. Они загрязняют сталь хрупкими неметаллическими включениями, способствуя снижению вязкости и пластичности стали. **Водород** находится в твердом растворе и особенно сильно охрупчивает сталь. Повышенное содержание водорода, приводит к образованию внутренних трещин - флокенов.

Даже небольшие концентрации газов оказывают резко отрицательное влияние на свойства, ухудшая пластические и вязкие характеристики стали. Поэтому **вакуумирование** является важной операцией для улучшения свойств стали.

Классификация углеродистых сталей

Углеродистые стали классифицируют

- по структуре,
- по способу производства и раскисления,
- по качеству.

По структуре различают: 1) доэвтектоидную сталь, содержащую до 0,8% С, структура которой состоит из феррита и перлита; 2) эвтектоидную, содержащую около 0,8% С, структура которой состоит только из перлита; 3) заэвтектоидную, содержащую 0,8-2,14% С. Ее структура состоит из зерен перлита, окаймленных сеткой цементита.

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

По способу раскисления различают **кипящие**, **полуспокойные** и **спокойные** стали.

По качеству различают стали обыкновенного качества и качественные стали.

Стали обыкновенного качества	не более 0,05 %	не более 0,04 %
Качественные стали	не более 0,04 %	не более 0,035 %

Качественные стали менее загрязнены неметаллическими включениями и газами. Поэтому при одинаковом содержании углерода качественные стали имеют более высокие пластичность и вязкость, особенно при низких температурах.

Стали обыкновенного качества

Стали обыкновенного качества обозначают буквами Ст и условными номерами от 0 до 6, например: Ст 0, Ст 1 ... Ст 6. Степень раскисления обозначают буквами **сп** (спокойная сталь), **пс** (полуспокойная), **кп** (кипящая), которые ставят в конце обозначения марки стали. В зависимости от назначения различают три группы сталей обыкновенного качества: **А**, **Б** и **В**. В марках указывают только группы Б и В, группу А не указывают.

Стали группы **А** поставляются **только по механическим свойствам**, химический состав сталей этой группы не регламентируется. Используют в горячекатаном состоянии без дальнейшей [термообработки](#), в этом случае они сохраняют свойства. Чем больше цифра условного номера стали, тем выше ее прочность и меньше пластичность:

Таблица 5.1 – Механические свойства сталей обыкновенного качества

Марка стали	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	σ_{02} МПа	δ , %
Ст 1сп	320-420		34-31
Ст 3сп	380-490	210-250	26-23
Ст 6сп	600 не менее	300-320	15-12

Группа **Б** поставляется **только с гарантируемым химическим составом**. Чем больше цифра условного номера стали, тем выше содержание углерода. Эти стали в дальнейшем могут подвергаться деформации (ковке, штамповке и др.), а в отдельных случаях и термической обработке. При этом их первоначальная структура и механические свойства не сохраняются. Знание химического состава стали позволяет определить температурный режим горячей обработки давлением и термообработки.

Стали группы **В** поставляют **с гарантированным химическим составом и гарантированными свойствами**. Стали этой группы маркируются - ВСтЗпс (кп, сп). Эта сталь имеет механические свойства, соответствующие ее номеру по группе **А**, а химический состав - номеру по группе **Б** с коррекцией по способу раскисления.

Качественные углеродистые стали

Качественные стали регламентируются **и по химическому составу, и по механическим свойствам**. К ним предъявляются более жесткие требования по содержанию вредных примесей (серы не более 0,04%, фосфора не более 0,035%), неметаллических включений и газов, макро- и микроструктуры. Качественные углеродистые стали маркируют двужначными цифрами например, 08, 10, 15, .. 85, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента с указанием степени раскисленности (кп, пс), спокойные не маркируют. Качественные стали делят на две группы: с обычным содержанием

марганца (до 0,8%) и с повышенным содержанием (до 1,2%). При обозначении последних в конце марки ставится буква Г, например **60Г**.

По содержанию углерода качественные углеродистые стали подразделяются на низкоуглеродистые (до 0,25 %С), среднеуглеродистые (0,3-0,55 %С) и высокоуглеродистые конструкционные (0,6-0,85% С).

Углеродистые стали, содержащие 0,7-1,3 %С, используют для изготовления ударного и [режущего инструмента](#). Их маркируют У7, У13, где У означает углеродистую сталь, а цифра - содержание углерода **в десятых** долях процента.

5.1.2. Легированные стали

[Влияние легирующих элементов на свойства феррита. Карбиды в легированных сталях. Классификация и маркировка легирующих сталей.](#)

Легирующими называют элементы, специально вводимые в сталь для изменения ее строения и свойств. Соответственно стали называются легированными. При этом если содержание кремния более 0,4 % или марганца более 0,8 %, то они также относятся к легирующим элементам.

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

Легирование производится с целью изменения механических свойств (прочности, пластичности, вязкости), физических свойств (электропроводности, магнитных характеристик, радиационной стойкости) и химических свойств (коррозионной стойкости в разных средах). Необходимый комплекс свойств обычно обеспечивается не только легированием, но и термической обработкой, позволяющей получать наиболее оптимальную структуру металла. Легированные стали дороже углеродистых и поэтому применять их без термообработки нерационально.

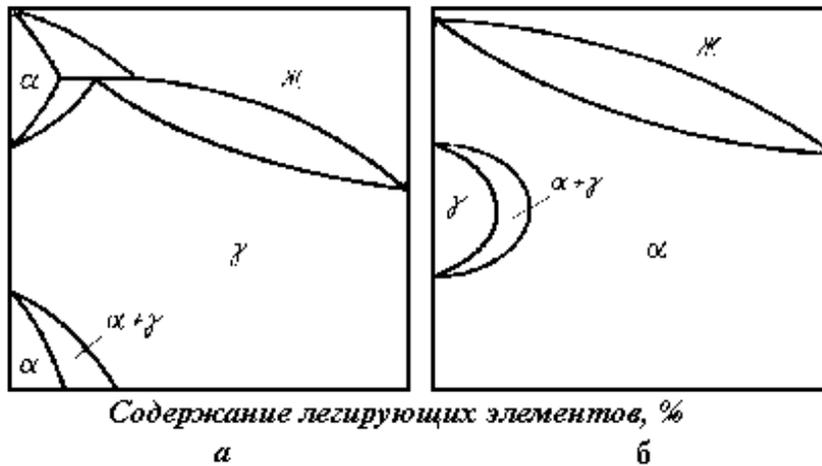
Применение легирующих элементов существенно влияет на себестоимость сталей. При использовании тех или иных легирующих элементов руководствуются не только их влиянием на свойства стали, но и экономическими соображениями, в частности распространенностью в земной коре, стоимостью добычи и получения, а также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

Основными легирующими элементами являются Cr, Ni, Mn, Si, Mo, V, Ti, Al, Cu, Nb, В. Часто сталь легируют не одним, а несколькими легирующими элементами, например Cr и Ni, получая хромоникелевую сталь, Cr и Mn - хромомарганцевую сталь, Cr, Ni, Mo, V - хромоникельмолибденованадиевую сталь. Легирующие элементы оказывают существенное влияние на полиморфизм железа. Легирующие элементы по их влиянию на устойчивость феррита или аустенита делятся на две группы.

К первой группе относят Ni, Mn, Cu, Co, которые образуют **расширенную γ -область** и увеличивают устойчивость [аустенита](#) (Рисунок 5.2,а). Стали, в которых под влиянием легирования γ - область сохраняет стабильность от температуры плавления до комнатной температуры, называют **аустенитными сталями**.

Рисунок 5.2. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа

Ко второй группе относят Cr, Si, V, Mo, W, Al, Ti и др., т. е. большинство легирующих элементов, которые в двойных диаграммах с железом образуют **замкнутую γ -область** (Рисунок 5.2, б), увеличивая устойчивость [феррита](#). Стали, в которых под влиянием легирования α -область сохраняет стабильность от комнатной температуры до температуры плавления, называют **ферритными сталями**.



В отличие от других сплавов на основе железа, аустенитные и ферритные стали не испытывают превращений при нагреве и охлаждении. Легирующие элементы, вступая во взаимодействие с железом и углеродом, могут участвовать в образовании различных [фаз](#) в легированных

сталях:

легированного феррита - твердого раствора легирующего элемента в Fe- α ;

легированного аустенита - твердого раствора легирующего элемента в Fe- γ ;

легированного цементита - твердого раствора легирующего элемента в цементите, или при увеличении содержания легирующего элемента сверх определенного предела специальных карбидов.

Влияние легирующих элементов на свойства [феррита](#)

В конструкционных сталях феррит является основной структурой составляющей. Поэтому от свойств феррита во многом зависят свойства стали в целом. Чем больше разница в атомных размерах железа и легирующего элемента, тем больше искажение [кристаллической решетки](#), тем выше твердость, прочность, но ниже пластичность и особенно вязкость феррита.

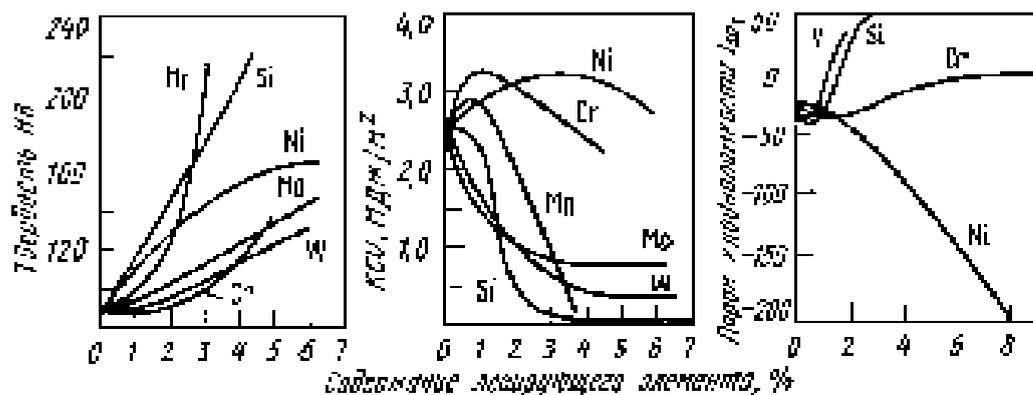


Рисунок 5.3. Влияние легирующих элементов на механические свойства сталей

На рисунке 5.3 показано влияние основных легирующих элементов на изменение свойств феррита. Из графиков следует, что все элементы повышают твердость феррита. При этом хром и особенно никель почти не уменьшают вязкость стали. Никель наиболее сильно снижает порог хладноломкости. Кроме того, никель, хром, марганец и некоторые другие элементы, хорошо растворимые в аустените, повышают его устойчивость при охлаждении, увеличивая прокаливаемость стали. Наиболее эффективно никель и хром увеличивают прокаливаемость стали при их одновременном введении в сталь, т. е. при так называемом **комплексном** легировании.

[Карбиды](#) в легированных сталях

Карбидообразующими легирующими элементами называют элементы, обладающие большим, чем железо, сродством к углероду. По возрастанию сродства к углероду и устойчивости карбидных фаз карбидообразующие элементы располагаются в следующий ряд: Fe-Mn-Cr-Mo-W-Nb-V-Zr-Ti. Чем устойчивее карбид, тем труднее он растворяется в аустените и выделяется при отпуске.

При введении сравнительно небольших количеств легирующего карбидообразующего элемента в сталь он сначала растворяется в цементите, замещая часть атомов железа, например $(Fe, Mn)_3C$. При этом образуется легированный цементит. С увеличением содержания легирующего элемента сверх предела растворимости образуются специальные карбиды типа Cr_7C_3 , Mn_3C и др.

По строению кристаллической решетки карбиды бывают двух типов. К карбидам первой группы относятся **поликарбиды** Fe_3C , Mn_3C , Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, имеющие сложные кристаллические решетки. Такие карбиды недостаточно прочны и при нагреве до высоких температур распадаются с образованием твердого раствора легирующих элементов в аустените.

Карбиды второй группы Mo_3C , WC , VC , TiC - **монокарбиды** - имеют простые кристаллические решетки, которые отличаются большой прочностью и не распадаются при нагреве. Все карбиды обладают высокой твердостью, но твердость карбидов второй группы несколько выше. С повышением дисперсности карбидов растет твердость и прочность стали.

Классификация легированных сталей

Легированные стали классифицируют

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

По равновесной структуре стали делятся на доэвтектоидные стали с избыточным ферритом в структуре, эвтектоидные с перлитной структурой, заэвтектоидные с избыточными карбидами, ледебуритные стали в структуре которых присутствуют первичные карбиды, выделившиеся из жидкой стали. Легирующие элементы сдвигают влево точки *S*, *E* диаграммы железо-углерод. Поэтому граница между перечисленными сталями проходит при меньшем содержании углерода.

Учитывая, что некоторые элементы резко сужают или расширяют область γ - железа, кроме этих групп сталей различают [аустенитные](#) и [ферритные стали](#).

По структуре после охлаждения на воздухе различают перлитные стали, характеризующиеся невысокой устойчивостью переохлажденного аустенита; мартенситные стали с высокой устойчивостью аустенита и аустенитные стали, сохраняющие аустенитную структуру при комнатной температуре.

По количеству легирующих элементов различают низколегированные стали, содержащие до 2,5% легирующих, среднелегированные - 2,5-10% и высоколегированные стали, содержащие более 10% легирующих элементов.

По назначению различают три группы сталей: [конструкционные](#) (машиностроительные и строительные), [инструментальные](#) (штамповые, для режущего и мерительного

инструмента) и стали с особыми физическими и химическими свойствами ([коррозионностойкие](#), жаропрочные, электротехнические, магнитные и др.).

Маркировка легированных сталей

В России принята буквенно-цифровая система маркировки легированных сталей. Каждая марка стали содержит определенное сочетание букв и цифр. Легирующие элементы обозначают следующими буквами русского алфавита: Х - хром, Н - никель, В - вольфрам, М - молибден, Ф - ванадий, Т - титан, Ю - алюминий, Д - медь, Г - марганец, С - кремний, К - кобальт, Ц - цирконий, Р - бор, Б - ниобий. Буква А в середине марки стали показывает содержание азота, а в конце - сталь высококачественная.

Для **конструкционных** марок стали первые две цифры показывают содержание углерода в сотых долях процента. Если содержание легирующего элемента больше 1%, то после буквы указывается его среднее значение в целых процентах. Если содержание легирующего элемента около 1% или меньше, то после соответствующей буквы цифра не ставится.

В качестве основных легирующих элементов в конструкционных сталях применяют хром до 2 %, никель 1-4,5%, марганец до 2 %, кремний 0,6-1,2 %. Такие легирующие элементы как Мо, W, V, Ti обычно вводят в сталь в сочетании с Cr, Ni с целью дополнительного улучшения тех или иных физико-механических свойств. В конструкционных сталях эти элементы обычно содержатся в следующих количествах, в%: Мо - 0,2-0,4; W - 0,5- 1,2; V - 0,1-0,3; Ti - 0,1-0,2.

Например, сталь 18ХГТ содержит: 0,18% С, 1% Cr, 1% Mn, около 0,1% Ti; сталь 38ХНЗМФА 0,38%С, 1,2-1,5%Cr; 3%Ni, 0,3-0,4 %Мо, 0,1-0,2% V, сталь 30ХГСА - 0,30% С, 0,8-1,1% Cr, 0,9-1,2%Mn, 0,8-1,2%Si; сталь ОЗХ13АГ19 - 0,03% С, 13% Cr, 0,2-0,3% N, 19% Mn.

В **инструментальных** сталях в начале обозначения марки стали ставится цифра, показывающая содержание углерода в десятых долях процента. Начальную цифру опускают, если содержание углерода около 1 % или более.

Например, сталь 3Х2В8Ф содержит, 0,3% С, 2% Cr, 8%W, 0,2-0,5% V; сталь 5ХНМ -0,5% С, 1% Cr, 1% Ni, до 0,3% Мо: сталь ХВГ- 1% С, 1% Cr, 1% W, 1% Mn.

Для некоторых групп сталей применяют дополнительные обозначения. Марки автоматных сталей начинаются с буквы А, подшипниковых - с буквы Ш, быстрорежущих - с буквы Р, электротехнических - с буквы Э, магнитно-твердых - с буквы Е.

Нестандартные легированные стали, выпускаемые заводом “Электросталь”, обозначают сочетанием букв ЭИ (электросталь исследовательская) или ЭП (электросталь пробная). Легированные стали, выпускаемые “Днепропетцсталью”, маркируют буквами ДИ, Златоустовским металлургическим заводом - буквами ЗИ. Во всех случаях после сочетания букв идет порядковый номер стали, например, ЭИ417, ЭП67, ДИ8 и т. д. После освоения марки металлургическими и машиностроительными заводами условные обозначения заменяет общепринятая маркировка, отражающая химический состав стали.

5.1.3. Легированные конструкционные стали

[Строительные, цементуемые, улучшаемые, высокопрочные, пружинно-рессорные, подшипниковые, износостойкие стали](#)

По назначению легированные стали можно подразделять на 3 группы: конструкционные, инструментальные стали и стали с особыми свойствами. В основу классификации первых двух групп положено содержание углерода.

Конструкционные стали относятся к перлитному классу. Стали с $C < 0,25\%$ используют как цементуемые, стали с $0,2-0,55\%$ C применяют в термообработанном состоянии.

Хромистая сталь - обладает высокой износостойкостью и невысокой стоимостью. Хром в ней $0,7-1,1\%$. Недостатки – [отпускная хрупкость](#).

Марганцовистая сталь - $0,7-1,8\%$ Mn, который менее дефицитный. Марганец увеличивает [прокаливаемость](#) стали. Эти стали даже после нормализации обладают повышенной прочностью, упругостью, износостойкостью. Недостатки - склонность к росту зерен при перегреве, образованию закалочных трещин и отпускная хрупкость. При высоком содержании Mn стали относятся к сталям с особыми свойствами.

Никелевая сталь - дорогие легированные стали. Ni увеличивает прочность и вязкость стали, сильно повышает прокаливаемость. Ввиду дефицитности Ni заменяют первыми тремя элементами.

Кремнистая сталь - обладает высоким пределом упругости и повышенной прочностью. Применяется для рессор, пружин, мостов, при $1-4\%$ Si и соответствующей ТО применяется как трансформаторная сталь.

Хромоникелевая сталь - высокие механические свойства, глубокая прокаливаемость в масле, повышенная [ударная вязкость](#). Недостатки: - хрупкость при высоком отпуске, поэтому дополнительно легируют Mo или W.

Хроммарганцевая сталь - заменитель хромоникелевой стали, глубокая прокаливаемость обеспечивается марганцем.

По области применения стали подразделяются на: автоматные, строительные, цементуемые, улучшаемые, высокопрочные, рессорно-пружинные, подшипниковые и износостойкие.

Стали для строительных конструкций.

Стали с содержанием углерода $< 0,25\%$ используют как *котельные, строительные* и для деталей машин, *подвергаемые цементации*. Низкое содержание углерода в этих сталях обусловлено тем, что строительные и котельные элементы соединяют сваркой, а углерод ухудшает свариваемость. Более высокая прочность по сравнению с углеродистыми сталями достигается упрочнением [феррита](#) легирующими элементами в небольших количествах: Cr, Ni, Mn, Cu и др. К низколегированным строительным сталям относятся: 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ХСНД. Последняя работает в конструкциях до -60°C без охрупчивания. Кроме того, введение этих легирующих элементов увеличивает [коррозионную стойкость](#) в атмосферных условиях.

Добавление небольшого количества V, Nb (до $0,1\%$) приводит к дополнительному упрочнению за счет карбонитридов и измельчения зерен. Это: 14Г2АФ, 17Г2АФБ с $\sigma_B = 450$ МПа после нормализации.

Дополнительное упрочнение может быть достигнуто контролируемой прокаткой - деформация при более низкой температуре в конце ($800-900^\circ\text{C}$) с увеличением степени деформации в последних проходах, что дает измельчение зерен и дисперсном упрочнении карбонитридами.

Цементуемые стали

Для деталей, работающих в условиях поверхностного износа (валы и др.) используют малоуглеродистые стали с $0,1-0,3\%C$, подвергая их цементации. Цементуемые стали легируют Cr, Ni. Чем выше требования, тем сложнее состав. Для небольших деталей применяют хромистые стали как 15Х, 20Х с 1% Cr. При содержании $Cr > 1,5\%$ в цементованном слое повышается концентрация углерода и образуется легированный цементит $(Fe, Cr)_3C$, увеличивается глубина эвтектоидного слоя, а после термообработки - глубина закаленного слоя. Дополнительное легирование $0,1-0,2\%$ V позволяет сформировать более мелкое зерно, что улучшает пластичность и вязкость.

Для деталей средних размеров и с повышенными нагрузками используют стали с добавлением Ni: 20ХН, 12ХН3А. При этом несколько уменьшается глубина цементованного слоя, но увеличивается глубина закаленного слоя. Никель препятствует

росту зерен и образованию грубой цементитной сетки и положительно влияет на свойства стали в сердцевине. Иногда дефицитный никель заменяют марганцем с небольшим количеством титана (0,006-0,12%): 18ХГТ, 30ХГТ. В цементуемые стали Ti вводят только для измельчения зерен. При большем содержании он уменьшает глубину цементованного закаленного слоя и [прокаливаемость](#).

Для крупных деталей используют высоколегированные цементуемые стали как 12Х2Н4, 18Х2Н4В, наиболее высокопрочные из цементуемых сталей.

В последние годы для повышения прочности стали дополнительно легируют бором (0,002-0,005%): 15ХР, 20ХГР. Последняя применяется взамен 12ХН3А для экономии никеля. При термообработке нужно иметь в виду, что бор, увеличивая прокаливаемость, способствует росту зерен, поэтому эти стали дополнительно легируют Ti, Zr.

Улучшаемые стали

Это среднелегированные стали с 0,3-0,5% С, подвергаемые [закалке](#) и [высокому отпуску](#). После такой термообработки сталь приобретает структуру сорбита, хорошо работает на удар. Углеродистые улучшаемые стали обладают небольшой прокаливаемостью (до 10 мм), поэтому механические свойства к центру понижаются. Закалку сталей обычно проводят в масле, отпуск при 550-650°C. Имеют высокую прочность, вязкость, малочувствительны к концентраторам.

Основной легирующий элемент - Cr - 0,8-1,1%, Mn - до 1,5%, Si - до 0,9-1,2%, Mo - 0,15-0,45%, Ni - 1-4,5%. Дополнительно легируют до 0,1% Ti, V, Nb, Zr, для измельчения зерен и бор для увеличения прокаливаемости.

Улучшаемые стали условно можно разбить на 5 групп, с увеличением номера группы растет степень легирования и прокаливаемость.

- I- углеродистые стали 35, 40, 45, имеющие критический диаметр D_{95} до 10мм, D_{95} – диаметр, при котором достигается сквозная прокаливаемость и в структуре содержится не менее 95% мартенсита.
- II- хромистые 30Х, 40Х - $D_{95}=15-20$ мм; недостаток - склонность к отпускной хрупкости 2-рода. Эти стали требуют быстрого охлаждения после отпуска.
- III- хромистые стали, дополнительно легированные 1 или 2 элементами : 30ХМ, 40ХГ, 30ХГТ, $D_{95}=20-25$ мм. Для увеличения прокаливаемости дополнительно вводят Mn (40ХГ), бор, молибден (30ХМ) вводят для снижения склонность к отпускной хрупкости 2-рода. Стали 20ХГС, 30ХГС, называемые **хромансилями**, обладают высокой прочностью до 1200 МПа, $KCU = 0,4$ МДж/м². Недостатки - склонность к [отпускной хрупкости](#) 2-рода.
- IV- хромоникелевые стали содержащие до 1,5% Ni - 40ХН, 40ХНМ. Их критический диаметр $D_{95}=40$ мм. Стали обладают большим запасом повышенной вязкости, чем предыдущие.
- V- комплекснолегированные с 3-4% Ni : 38ХН3М, 38ХН3МФА. Сравнительно дорогие, но относятся к лучшим маркам улучшаемых сталей. $D_{95}=100$ мм и более, низкая склонность хрупкому разрушению. Недостаток - трудно обрабатываются резанием.

Высокопрочные стали

Это стали с σ_B более 1500 МПа, которое достигается при закалке и низком отпуске средне- и высокоуглеродистых комплекснолегированных сталей. Однако такое упрочнение влечет снижение пластичности и вязкости, и эти стали применяют при отсутствии динамических нагрузок. Высокопрочное состояние может быть получено несколькими способами:

- 1- легирование сталей с 0,4-0,5% С элементами как Cr, V, Mo, Si, W. Эти элементы тормозят разупрочняющие процессы при нагреве до 200-300°C. При этом получают мелкое зерно, снижается [порог хладноломкости](#). Пример - 30ХГСНА, 40ХГСН3ВА и

др. После ТО на нижний бейнит (зак+НО или изотермическая закалка) приобретают прочность $\sigma_B = 1600-1800$ МПа при $\delta=15-20\%$, КСУ=0,40 МДж/м².

- 2- применение [ТМО](#). Так стали 30ХГСА, 40ХН и др после низкотемпературной ТМО имеют $\sigma_B = 2800$ МПа. Механизм упрочнения - частичное выделение углерода из [аустенита](#) при деформации облегчает подвижность [дислокаций](#) в мартенсите, повышая пластичность.
- 3- мартенситостареющие стали - упрочнение достигается совмещением 2 механизмов упрочнения: мартенситного превращения и старения мартенсита. [Мартенситное превращение](#) протекает по второму механизму и образуется **реечный мартенсит**. Основной легирующий элемент - никель -17-25%, для более эффективного процесса старения мартенсита дополнительно легируют Ti, Al, Mo, Nb, Co. Примеры - 03Н18К9М5Т. Достоинства сталей- высокая технологичность, высокие прочность и вязкость, достигаются специальной термообработкой: закалка при 800-860°С на воздухе и старение при 450-500°С, при котором перераспределяются легирующие элементы и выделяются интерметаллидные фазы NiTi, Ni₃(Ti,Al) когерентно матричной фазе. Сталь имеет свойства прочность $\sigma_B = 2000$ МПа, $\delta=12\%$, КСУ=0,50 МДж/м², при -196°С прочность $\sigma_B = 2400$ МПа, $\delta=10\%$, КСУ=0,30 МДж/м², сталь теплоустойчива при 450°С.
- 4- ПНП (ТРИП) (пластичность, наведенная превращением) стали - относятся к [аустенитному классу](#) (30Х9Н9М4Г2С2). После закалки с 1000-1100°С получают твердый раствор аустенита, Mn и Md ниже 0°С, который деформируют при 450-600°С. При деформации происходит [наклеп](#) аустенита, выделяется углерод из твердого раствора с образованием дисперсных карбидов (дисперсное упрочнение). Благодаря этому аустенит обедняется легирующими элементами, и точка Md смещается в область положительных температур, а точка Mn остается ниже комнатной температуры. В результате сталь имеет высокую прочность - $\sigma_B = 1800$ МПа при пластичности 30%. Высокая пластичность обусловлена различием температурных уровней мартенситного превращения.

Пружинно-рессорные стали

Особенность работы пружин, рессор и упругих элементов состоит в том, что при больших статических, циклических или ударных нагрузках в них **не допускается остаточная деформация**. В связи с этим пружинные сплавы дополнительно к другим свойствам, должны обладать **высоким сопротивлением малым [пластическим деформациям](#)**.

Рессорно-пружинные углеродистые и легированные стали имеют высокий модуль упругости, ограничивающий [упругую деформацию](#). Они недорогие и достаточно технологичные, применяются для изготовления жестких (силовых) упругих элементов в авто- и тракторостроении, железнодорожном транспорте, станкостроении, для силовых упругих элементов приборов. Часто эти материалы называют **пружинными сталями общего назначения**. Стали должны иметь высокие пределы упругости, выносливости и релаксационную стойкость. Этим требованиям удовлетворяют стали с повышенным содержанием углерода (0,5-0,7%), которые подвергают **закалке и среднему отпуску** при температуре 420-520°С, образуется структура [троостита](#).

Углеродистые стали (65, 70, 75, 80, 85, 60Г, 65Г, 70Г) характеризуются невысокой релаксационной стойкостью, особенно при нагреве. Они не пригодны для работы при температурах выше 100°С. Из-за низкой прокаливаемости, из них изготавливают пружины небольшого сечения. $\sigma_B = 1000-1200$ МПа, $\delta=5-8\%$.

Легированные рессорно-пружинные стали относятся к перлитному классу. Основными легирующими элементами в них являются кремний (1-3%), марганец (1%), а в сталях более ответственного назначения - хром (1 %), ванадий (0,15%) и никель (1,7%).

Легирование (за исключением кремния и марганца) мало влияет на предел упругости - главное свойство этих сталей. Более существенно оно проявляется в повышении [прокаливаемости](#), релаксационной стойкости, предела выносливости.

Дешевые кремнистые стали 55С2, 60С2, 70С3А стойки к росту зерна при нагреве под закалку, но склонны к обезуглероживанию - опасному поверхностному дефекту, снижающему предел выносливости. В кремнемарганцевой стали 60СГА этот недостаток выражен менее сильно. $\sigma_B = 1300-1800$ МПа, $\sigma_{02} = 1100-1600$ МПа, $\delta = 5-8\%$.

Стали 50ХФА, 50ХГФА, которые по сравнению с кремнистыми и кремнемарганцевой сталями подвергают более высокому нагреву при отпуске (520°C), обладают теплостойкостью, повышенной вязкостью, меньшей чувствительностью к надрезу. Они предназначены для рессор легковых автомобилей, клапанных и других пружин ответственного назначения, которые могут работать при температурах до 300°C .

Стали 60С2ХА и 60С2Н2А применяются для крупных тяжело нагруженных и особо ответственных пружин и рессор. Механические свойства сталей определяются содержанием углерода и температурой отпуска. Отпуск проводят при температуре несколько более высокой, чем та, которая отвечает максимальному пределу упругости, что необходимо для повышения пластичности и вязкости.

Наиболее высокие механические свойства имеют стали 70С3А, 60С2ХА и 60С2Н2А: $\sigma_B = 1800$ МПа; $\sigma_T = 1600$ МПа; $\delta > 5\%$, $\psi > 20\%$. Предел упругости составляет $\sigma_{УПР} = 880-1150$ МПа, а твердость *HRC* 38-48. При такой прочности и твердости стали чувствительны к концентраторам напряжений, поэтому на сопротивление усталости большое влияние оказывает состояние поверхности. При отсутствии поверхностных дефектов (обезуглероживания, окалины, грубых рисок и др.) предел выносливости сталей при изгибе не ниже 500 МПа, а при кручении - 300 МПа. Для уменьшения чувствительности к концентраторам напряжений готовые пружины и листы рессор подвергают поверхностному наклепу обдувкой дробью. После упрочнения дробью предел выносливости увеличивается в 1,5-2 раза.

Подшипниковая сталь.

Подшипники качения работают, как правило, при низких динамических нагрузках, что позволяет изготавливать их из сравнительно хрупких высокоуглеродистых сталей после сквозной закалки и низкого отпуска. Для изготовления шариков, роликов и колец подшипников применяют недорогие технологичные хромистые стали ШХ4, ШХ15, ШХ15ГС и ШХ20ГС, содержащие примерно 1% С. В обозначении марок буква Ш означает шарикоподшипниковую сталь; Х - наличие хрома; цифра - его массовую долю в процентах (0,4; 1,5; 2,0); С, Г - легирование кремнием (до 0,85%) и марганцем (до 1,7%). Сталь поставляют после [сфероидизирующего отжига](#) со структурой зернистого перлита (*HV* 1790-2170) и повышенными требованиями к качеству металла. В стали строго регламентированы карбидная неоднородность и загрязненность неметаллическими включениями.

Для изготовления высокоскоростных подшипников применяют стали после электрошлакового переплава (к марке таких сталей добавляют букву Ш, например, ШХ15-Ш), отличающиеся наиболее высокой однородностью структуры. Такие стали необходимы также для изготовления высокоточных приборных подшипников.

Детали подшипников подвергают типичной для [азвтектоидных сталей](#) термической обработке: неполной закалке от $820-850^\circ\text{C}$ в масло и низкому отпуску при $150-170^\circ\text{C}$. После закалки в структуре сталей сохраняется остаточный аустенит (8-15%, превращение которого может вызывать изменение размеров деталей подшипников. Для их стабилизации прецизионные подшипники обрабатывают холодом при $-70-80^\circ\text{C}$. Окончательно обработанная подшипниковая сталь имеет структуру [мартенсита](#) с включениями мелких карбидов и высокую твердость (*HRC* 60-64).

Детали крупногабаритных роликовых подшипников диаметром 0,5-2 м (для прокатных станов, электрических генераторов) изготавливают из сталей 12ХН3А, 12Х2Н4А, подвергая их [цементации](#) на большую глубину (3-6 мм). Для подшипников, работающих в

агрессивных средах, применяют коррозионно-стойкую хромистую сталь 95X18 (0,95% С, 18% Cr).

Износостойкая сталь

Материалы, устойчивые к изнашиванию в условиях больших давлений и ударных нагрузок. Трение с высокими давлениями и ударным нагружением характерно для работы траков гусеничных машин, крестовин железнодорожных рельсов, ковшей экскаваторов и других деталей. Их изготавливают из высокомарганцовистой аустенитной стали **110Г13Л**, называемой сталью Гадфильда, содержащей примерно 1% С и 13% Mn. Высокая износостойкость этой стали обусловлена способностью аустенита к сильному деформационному упрочнению (наклепу). Сталь плохо обрабатывается резанием, поэтому детали получают литьем (буква Л в марке стали) или ковкой. Сталь содержит 0,9-1,4% С, 11-15 Mn, 0,5-1%Si, имеет после литья структуру аустенита и карбидов марганца и железа.

Износостойкость стали 110Г13Л максимальна, когда она имеет однофазную структуру [аустенита](#). Такую структуру обеспечивают закалкой в воде от 1000°C . После закалки сталь имеет низкую твердость ($HB\ 2000$) и высокую вязкость. Если такая сталь во время работы испытывает только абразивное изнашивание, то оказывается не износостойкой. В условиях же ударного воздействия в поверхностном слое стали образуется большое количество дефектов кристаллического строения ([дислокаций](#), дефектов упаковки). В результате твердость поверхности повышается до $HB\ 6000$, и сталь становится износостойкой. В начале 20 века сталь применяли для тюремных решеток, тогда их называли Schwedische Gardinen - шведские шторы. Решетки представляли собой двухслойный прут, в середине была сталь Гадфильда. При попытке перепилить решетку внутренний слой упрочнялся, и дальнейшая резка становилась невозможной.

Изнашивание, связанное с ударным нагружением поверхности, наблюдается также при кавитации. В качестве кавитационно-стойких применяют стали с нестабильной структурой аустенита 08X18H10T, 30XЮГК и др. При ударном воздействии аустенит этих сталей испытывает наклеп и частичное мартенситное превращение. Упрочнение поверхности стали в условиях эксплуатации затрудняет образование трещин усталости.

Графитизированные стали. Содержат повышенное количество С до 1,75% и кремния до 1,6%. Кремний является графитизирующим элементом. Часть углерода после графитизирующего отжига выделяется в виде графита (аналогично отжигу для получения ковкого чугуна). После термообработки структура состоит из [зернистого перлита](#) с некоторым количеством мелких сферических выделений графита. При неабразивном износе графит играет роль смазки, предотвращая сухое трение и схватывание. Сталь еще обладает антивибрационными свойствами. Стали (ЭИ293, ЭИ336, ЭИ366) применяют для штампов, коленвалов, шаров и др.

5.1.4. Инструментальные стали

Стали для режущего инструмента: [углеродистые](#), [легированные](#) и [быстрорежущие](#). [Металлокерамические твердые сплавы](#). [Стали для измерительного инструмента](#). [Штамповые стали для холодного](#) и [горячего деформирования](#)

По назначению инструментальные стали делятся на стали для режущего, штампового и измерительного инструментов. Кроме того, для изготовления режущего инструмента, особенно при скоростной обработке, широко применяют твердые сплавы.

Стали для режущего инструмента

Режущий инструмент работает в условиях длительного контакта и трения с обрабатываемым металлом. В процессе эксплуатации должны сохраняться неизменными конфигурации и свойства режущей кромки. Материал для изготовления режущего инструмента должен обладать высокой твердостью ($HRC\ 60-62$) и износостойкостью, т. е. способностью длительное время сохранять режущие свойства кромки в условиях трения.

Чем больше твердость обрабатываемых материалов, толще стружка и выше скорость резания, тем больше энергия, затрачиваемая на процесс обработки резанием. Механическая энергия переходит в тепловую. Выделяющееся тепло нагревает резец,

деталь, стружку и частично рассеивается. Поэтому основным требованием, предъявляемым к инструментальным материалам, является высокая *теплостойкость*, т.е. способность сохранять твердость и режущие свойства при длительном нагреве в процессе работы. По теплостойкости различают три группы инструментальных сталей для режущего инструмента: нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие.

При нагреве нетеплостойких сталей до 200-300°C в процессе резания углерод выделяется из мартенсита закалки и начинается коагуляция карбидов цементитного типа. Это приводит к потере твердости и износостойкости режущего инструмента. К нетеплостойким относятся углеродистые и низколегированные стали. Полутеплостойкие стали, к которым относятся некоторые среднелегированные стали, например 9Х5ВФ, сохраняют твердость до температур 300-500°C. Теплостойкие стали сохраняют твердость и износостойкость при нагреве до температур 600°C.

Углеродистые и низколегированные стали имеют сравнительно низкую теплостойкость и невысокую прокаливаемость, поэтому их используют для более легких условий работы при малых скоростях резания.

Быстрорежущие стали, имеющие более высокую теплостойкость и прокаливаемость, применяют для более тяжелых условий работы.

Еще более высокие скорости резания допускают *твердые сплавы и керамические материалы*. Из существующих материалов наибольшей теплостойкостью обладает нитрид бора - *эльбор*. Эльбор позволяет обрабатывать материалы высокой твердости, например закаленную сталь, при высоких скоростях.

Углеродистые инструментальные стали

Углеродистые инструментальные стали маркируются буквой **У**, а следующая за ней цифра показывает содержание углерода в десятых долях процента. Для изготовления инструмента применяют углеродистые качественные стали марок У7-У13 и высококачественные стали марок У7А-У13А. Высококачественные стали содержат не более 0,02 % серы и фосфора, качественные - не более 0,03 %.

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, от которого требуется высокая режущая способность (зубила, клейма по металлу, деревообделочный инструмент, в частности пилы, топоры и т. д.).

Стали марок У10-У13 идут на изготовление режущего инструмента, не испытывающего при работе толчков, ударов и обладающего высокой твердостью (напильники, шаберы, острый хирургический инструмент и т. п.). Из стали этих марок иногда изготавливают также простые штампы холодного деформирования.

Углеродистые доэвтектоидные стали после горячей пластической обработки (ковки или прокатки) и последующего охлаждения на воздухе имеют структуру, состоящую из пластинчатого перлита и небольшого количества феррита, а заэвтектоидные стали - пластинчатого перлита и избыточного цементита, который обычно образует сплошную или прерывистую сетку по границам бывших зерен аустенита.

Термическая обработка углеродистых инструментальных сталей состоит из двух операций: предварительной и окончательной обработок.

Предварительная термическая обработка сталей заключается в отжиге при 740-760°C, цель которого - получить микроструктуру, состоящую из зернистого перлита - псевдоперлита, так как при такой микроструктуре после последующей закалки получают наиболее однородные свойства. Кроме того, при такой структуре облегчается механическая обработка инструмента.

Окончательная термическая обработка состоит из закалки и низкого отпуска. Закалку проводят в воде от 780-810°C, т. е. с температур, для доэвтектоидных сталей лежащих несколько выше A_{c1} , а для заэвтектоидных - лежащих ниже A_{cm} .

Углеродистые стали имеют очень высокую критическую скорость закалки - порядка 200-300°C/с. *Поэтому недопустимо даже малейшее замедление охлаждения при закалке, так как это может привести к частичному распаду аустенита при температурах перлитного интервала и, как следствие, к появлению мягких пятен.* Особенно быстро протекает распад аустенита в углеродистых сталях при температурах, близких к 500-550°C, где он начинается почти мгновенно, протекает чрезвычайно интенсивно и в течение нескольких секунд полностью заканчивается.

Поэтому только инструменты малого диаметра могут после закалки в воде прокаливаться насквозь. Однако при этом в них возникают большие внутренние напряжения, которые могут вызвать существенные деформации.

Инструменты, имеющие крупные размеры, при закалке в воде и в водных растворах солей, кислот и щелочей, охлаждающая способность которых выше, чем воды, закалываются на мартенсит лишь в тонком поверхностном слое. Структура же глубинных зон инструментов представляет собой продукты распада аустенита в перлитном интервале температур. Сердцевина инструментов, имеющая такую структуру, является менее хрупкой по сравнению с мартенситной структурой. Поэтому инструменты, имеющие такую сердцевину, лучше переносят толчки и удары по сравнению с инструментами, закаленными насквозь на мартенсит.

Углеродистые стали наиболее целесообразно применять для инструментов небольшого сечения (до 5 мм), которые можно закалывать в масле и достигать при этом сквозной прокаливаемости, а также для инструментов диаметром или наименьшей толщиной 18-25 мм, в которых режущая часть приходится только на поверхностный слой, например напильники, зенкера, метчики.

Углеродистые инструментальные стали отпускают при температурах не более 200°C во избежание снижения твердости. Твердость окончательно термически обработанного инструмента из углеродистых сталей обычно лежит в интервале *HRC* 56-64.

Достоинствами углеродистых инструментальных сталей являются низкая стоимость, хорошая обрабатываемость давлением и резанием в отожженном состоянии. Их недостатками являются невысокие скорости резания, ограниченные размеры инструмента из-за низкой прокаливаемости и его значительные деформации после закалки в воде.

Легированные инструментальные стали

Низколегированные стали для режущего инструмента также не обладают высокой теплостойкостью и обычно пригодны для работы при температурах не более 200-250°C. Среднелегированные стали типа 3ХВФ, 8Х4ВЗМЗФ2 имеют более высокую теплостойкость (300-400°C). В отличие от углеродистых легированные стали обладают большей устойчивостью переохлажденного аустенита, следовательно, большей прокаливаемостью и несколько более высокой износостойкостью. Их можно закалывать в масле до критического диаметра 40 мм и более.

Низколегированная сталь 13Х имеет сравнительно неглубокую прокаливаемость и рекомендована для инструментов диаметром до 15 мм. Из этой стали изготавливают хирургический, гравировальный инструменты, лезвия безопасных бритв.

Стали 9ХС, ХВГ, ХВСГ используют для изготовления инструментов крупного сечения: сверл, разверток, протяжек диаметром 60-80 мм.

Обычная термическая обработка легированных режущих сталей состоит из закалки от 830-870°C в масле или ступенчатой закалки и отпуска при температуре 200°C. Твердость после термообработки составляет *HRC* 61-65. Если необходимо увеличить вязкость, то температуру отпуска повышают до 200-300 °C. Вследствие некоторого распада мартенсита твердость после этого снижается до *HRC* 55-60.

Быстрорежущие стали

Быстрорежущие стали маркируют буквой Р (rapid быстрый, скорый), цифры показывают среднее содержание вольфрама, являющегося основным легирующим элементом. Среднее содержание углерода и хрома во всех быстрорежущих сталях обычно

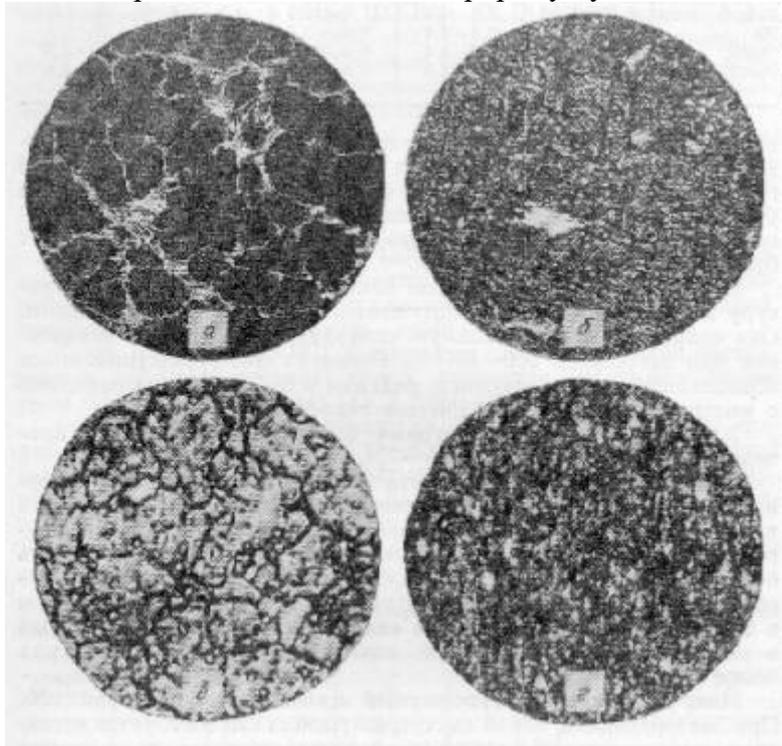
составляет соответственно 1 и 4 %, поэтому эти элементы не указываются. Содержание остальных легирующих в целых процентах указывается в цифрах, следующих за их буквенным обозначением.

Быстрорежущая сталь после закалки и отпуска имеет структуру высоколегированного отпущенного мартенсита с карбидами. Она сохраняет первоначальную структуру практически неизменной при нагреве до 600-620°C. Резцы из быстрорежущей стали позволяют увеличить скорость резания в 8-10 раз по сравнению с инструментом из углеродистых сталей У10-У10А.

Известно, что потери твердости при нагреве обусловлена в первую очередь, коагуляцией выделившихся карбидов. Коагуляция карбидов в углеродистой и легированной сталях при температурах более 300°C ведет к быстрой потере твердости. Теплостойкость быстрорежущих сталей обусловлена легированием их карбидообразующими элементами вольфрамом, ванадием и молибденом в количествах, достаточных для связывания почти всего углерода в специальные карбиды. Они коагулируют при температурах более 600°C.

Микроструктура быстрорежущей стали приведена на рис. 5.4. При затвердевании литой быстрорежущей стали образуется эвтектика, напоминающая ледебурит и располагающаяся по границам зерен. Послековки или прокатки сетка эвтектики подвергается дроблению с измельчением входящих в нее карбидов и более равномерным их распределением в основной матрице.

После прокатки иликовки быстрорежущую сталь подвергают изотермическому отжигу



для уменьшения твердости и облегчения механической обработки.

Сталь выдерживают при 740°C до полного превращения аустенита в перлитосорбитную структуру.

Высокую теплостойкость инструмент из быстрорежущих сталей приобретает после закалки и многократного отпуска. При нагреве под закалку необходимо обеспечить максимальное растворение карбидов и получение высоколегированного аустенита. Такая структура увеличивает прокаливаемость и позволяет получить после закалки мартенсит с высокой

теплостойкостью. Температура закалки сталей составляет: P18 - 1270-1290, P9 - 1220-1240, P6M5-1210-1230°C. Во избежание трещин и деформации инструмента из-за низкой теплопроводности сталей применяют ступенчатый нагрев под закалку в расплавленных солях, а закалку производят в масле

Рис. 5.4. Микроструктура быстрорежущей стали P6M5 (X500): а - литое состояние; б - послековки и отжига; в - после закалки; д - после отпуска

После закалки структура быстрорежущей стали состоит из высоколегированного мартенсита, содержащего 0,3-0,4% С, нерастворенных при нагреве избыточных карбидов и

около 30% остаточного аустенита. Остаточный аустенит снижает твердость, режущие свойства стали, и его присутствие в структуре нежелательно.

При многократном отпуске из остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды, легированность аустенита уменьшается и он претерпевает мартенситное превращение. Обычно применяют трехкратный отпуск при 550-570 °С в течение 45-60 мин. Режим термической обработки инструмента из быстрорежущей стали Р18 приведен на рис. 5.5. Число отпусков может быть сокращено при обработке холодом после закалки, в результате которой уменьшается содержание остаточного аустенита. Обработке холодом подвергают инструменты сравнительно простой формы. Твердость стали после закалки *Нас* 62-63, а после отпуска она увеличивается до *НКС* 63-65.

Известно применение порошков быстрорежущих сталей для изготовления инструмента. Исходная шихта состоит из предварительно тонко измельченной стружки быстрорежущей стали, которую формуют в холодном состоянии с последующим спеканием сформованных заготовок. Спекание производят в вакууме при температуре 1200-1250°С в течение 3-5 ч. Для уменьшения пористости порошковую быстрорежущую сталь подвергают горячей штамповке или горячему прессованию. После этого изделия подвергают термической обработке, характерной для данной марки стали.

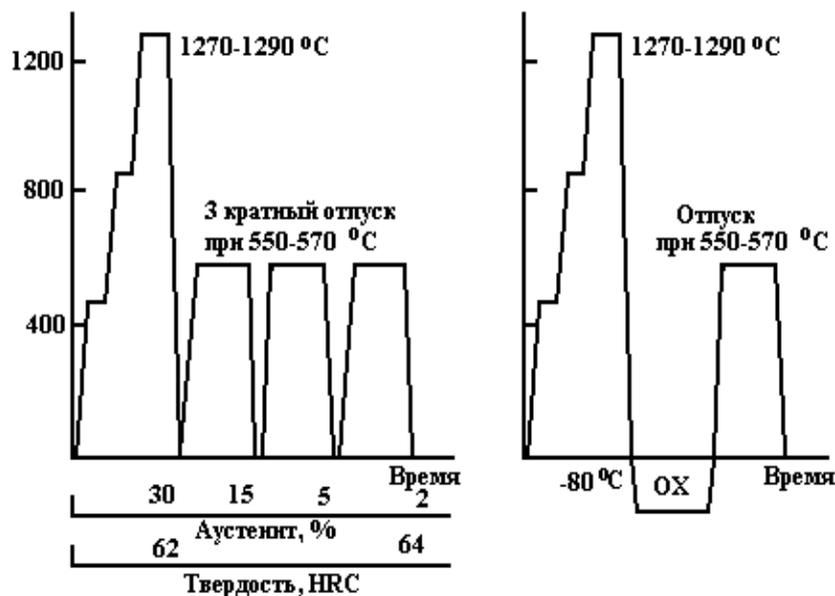


Рис.5.5. Схемы режимов термической обработки инструмента из быстрорежущей стали: а - закалка и трехкратный отпуск; б - закалка, обработка холодом, отпуск

Порошковая быстрорежущая сталь обладает значительно более высокой теплостойкостью, чем сталь, изготовленная традиционными методами, и, как следствие, большей износостойкостью. Это объясняется более высокой степенью легированности аустенита элементами, входящими в состав стали, мелкодисперсной структурой и равномерным распределением карбидной фазы. В структуре порошковой быстрорежущей стали отсутствует карбидная неоднородность. Быстрорежущая сталь, изготовленная методом порошковой металлургии, имеет стойкость в 1,5-2 раза выше, чем быстрорежущая сталь, полученная традиционным способом.

Металлокерамические твердые сплавы

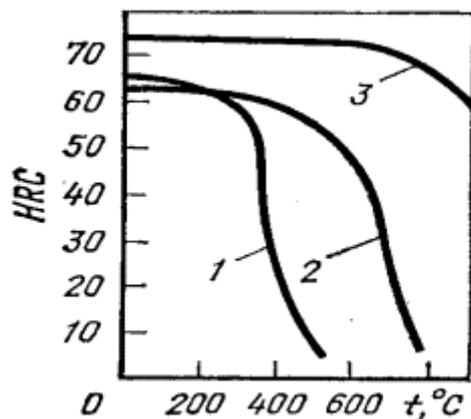
Металлокерамические твердые сплавы представляют инструментальные материалы, состоящие из карбидов тугоплавких металлов и цементирующего металла - кобальта, играющего роль связки. На рис. 5.6 приведена зависимость твердости различных инструментальных материалов от температуры испытания. Твердые сплавы обладают наиболее высокой твердостью и сохраняют ее при нагреве до высоких температур.

Твердые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Применяют карбиды вольфрама, титана и тантала, а за рубежом - также карбиды ниобия и ванадия.

Сплавы получают спеканием порошков карбидов с порошком кобальта, являющегося связующим компонентом, при 1400-1550°C после предварительного прессования.

Твердые сплавы изготавливают в виде пластин, которые медным припоем припаивают к державке из обычной углеродистой стали. Твердые сплавы применяют для резцов, сверл, фрез и другого инструмента.

Инструмент из металлокерамических твердых сплавов характеризуется высокой твердостью (*HRA* 80-97), износостойкостью в сочетании с высокой теплостойкостью (до 800-1000°C). Их недостатком является высокая хрупкость.



Скорость резания твердыми сплавами в 5-10 раз выше, чем при применении быстрорежущих сталей.

В зависимости от состава карбидной основы различают три группы твердых сплавов: вольфрамовые, титанвольфрамовые и титантанталвольфрамовые.

Рис. 5.6. Зависимость твердости различных инструментальных материалов от температуры

испытания: 1 - углеродистая сталь;

2 - быстрорежущая сталь; 3 - твердый сплав

Вольфрамовые твердые сплавы изготавливаются на основе карбида вольфрама и кобальта. Сплавы этой группы называют однокарбидными и обозначают буквами ВК и цифрой, показывающей содержание кобальта в процентах. Например, сплав ВК3 содержит 3% кобальта и 97% карбида вольфрама. Содержание кобальта может меняться (сплавы ВК6, ВК8). Чем больше содержание кобальта, тем выше прочность, хотя и несколько ниже твердость сплава. Твердые сплавы вольфрамовой группы имеют наибольшую прочность, но более низкую твердость, чем сплавы других групп. Они теплостойки до 800°C. Их обычно применяют для обработки чугуна, сплавов цветных металлов и различных неметаллических материалов, дающих прерывистую стружку.

Сплавы второй группы (двухкарбидные) изготавливают на основе карбидов WC и TiC на кобальтовой связке. Их маркируют буквами Т, К и цифрами. Цифры после буквы Т указывают содержание карбидов титана в процентах, а цифры после буквы К - содержание кобальта. Например, в сплаве Т15К6 содержится 15 % TiC, 6% Co, остальное, (т. е. 79 %) WC. Карбид вольфрама растворяется в карбиде титана при температуре спекания, образуя твердый раствор (Ti, W) C, имеющий более высокую твердость, чем WC. Сплавы этой группы имеют более высокую до 900-1000°C теплостойкость, повышающуюся с увеличением содержания карбидов титана. Их в основном применяют для высокоскоростной обработки сталей.

Для изготовления сплавов третьей группы используют карбиды вольфрама, титана, тантала и порошок кобальта в качестве связки. Эти сплавы маркируют буквами ТТК и цифрами. Цифра, стоящая после букв ТТ указывает суммарное содержание карбидов титана TiC и тантала TaC, а цифра, стоящая после буквы К - содержание кобальта. Например, сплав ТТ7К12 содержит 4% TiC, 3 % TaC, 12 % Co и 81 % WC. Сплавы этого типа имеют более высокую прочность, чем сплавы второй группы и лучшую сопротивляемость ударным воздействиям вибрации и выкрашиванию. Их применяют для более тяжелых условий резания (черновое точение стальных слитков, поковок, литья).

Общим недостатком рассмотренных сплавов помимо высокой хрупкости, является повышенная дефицитность исходного вольфрамового сырья, являющегося основным компонентом, определяющим их повышенные физико-механические характеристики. Поэтому перспективным направлением является использование безвольфрамовых твердых

сплавов. Хорошо себя зарекомендовали сплавы, в качестве основы для которых используется карбид титана, а в качестве связки - никель и молибден. Они маркируются КТС и ТН. Твердые сплавы КТС-1 и КТС-2 содержат 15-17 % никеля и 7-9 % молибдена соответственно, остальное - карбид титана. В твердых сплавах типа ТН-20, ТН-25, ТН-30 в качестве связующего металла применяют в основном никель, содержание которого 16-30 %. Концентрация молибдена составляет 5-9%), остальное - также карбид титана. Твердость подобных твердых сплавов составляет *HRA* 87-94, сплавы имеют высокую износ- и коррозионную стойкость. Их используют для изготовления режущего инструмента и быстроизнашивающихся деталей технологического оборудования.

Особо твердые инструментальные материалы созданы на основе нитрида бора и нитрида кремния. В них нет пластичной металлической связки. Изделия из этих материалов изготавливают либо с помощью взрыва, либо в условиях сверхвысоких статических давлений и высоких температур. Изделия из нитридов бора и кремния используют в качестве материала инденторов (наконечников) для измерения твердости тугоплавких материалов в интервале температур 700-1800°C, как абразивный материал и в качестве сырья для изготовления сверхтвердых материалов, применяемых для оснащения режущей части инструментов для обработки закаленных сталей, твердых сплавов, стеклопластиков, цветных металлов. Они обладают высокой твердостью (*HKA* 94-96), прочностью, износостойкостью, теплопроводностью, высокой стабильностью физических свойств и структуры при повышении температуры до 1000°C. Их преимуществом является доступность и дешевизна исходного продукта, благодаря чему они используются для замены вольфрамсодержащих твердых сплавов.

Для изготовления доводочных паст, шлифовальных кругов применяют абразивные материалы. Они представляют собой порошки, либо скрепленные связкой, либо нанесенные на гибкую основу - ткань или бумагу. Различают природные и искусственные абразивные материалы. К природным относятся алмазы, гранаты, корунд; к искусственным - искусственные алмазы, гексагональный нитрид бора (эльбор), карборунд.

Стали для измерительного инструмента

Стали этого назначения должны обладать высокой твердостью и износостойкостью, сохранять постоянство формы и размеров в течение длительного срока эксплуатации. Кроме того, от них требуется хорошая обрабатываемость для получения высокого класса чистоты поверхности и малая деформация при термической обработке.

Для измерительного инструмента обычно применяют высокоуглеродистые стали У8-У12 и низколегированные стали марок Х, ХГС, ХВГ, 9ХС, содержащие около 1% С и до 1,5% Cr. Их твердость после термообработки должна быть не менее *HRC* 60-64.

После обычной термической обработки в структуре высокоуглеродистых сталей обычно присутствует остаточный аустенит, из-за чего она не является стабильной. Для обеспечения высокой твердости стали и стабильности размеров инструмента в процессе эксплуатации проводится специальная термическая обработка. Она состоит из закалки в масле, для особо точных инструментов включает дополнительно обработку холодом при температуре -80°C и длительного (до 30 ч) низкотемпературного отпуска при 120-170°C. Нагрев при более высокой температуре недопустим из-за снижения твердости и износостойкости инструмента. Длительный отпуск предотвращает процессы старения и распад мартенсита в течение всего периода эксплуатации инструмента.

Для измерительных инструментов большого размера и сложной геометрии используют азотируемые стали типа 38Х2МЮА.

Штамповые стали

Штамповые стали применяют для изготовления штампов холодного и горячего деформирования, пуансонов, матриц, фильер, пресс-форм для литья под давлением.

В зависимости от температурных условий эксплуатации различают штамповые стали для деформирования в холодном и горячем состоянии.

Стали для штампов холодного деформирования

Стали этого типа должны обладать высокой твердостью и износостойкостью, высокой прочностью и удовлетворительной вязкостью для работы при ударных нагрузках.

В зависимости от назначения различают три группы штамповых сталей для деформирования в холодном состоянии.

К первой группе относятся стали для вытяжных и вырубных штампов. Основным требованием к этим сталям является высокая твердость и износостойкость. Для изготовления штампов этого типа применяют углеродистые стали марок У10-У12 и низколегированные стали Х, ХВГ, ХВСГ. После неполной закалки их отпускают при 150-180°C на твердость *HRC* 60. На поверхности образуется твердый износостойкий слой за счет несквозной прокаливаемости - сравнительно вязкая сердцевина, позволяющая работать при умеренных ударных нагрузках.

Стали с повышенным содержанием хрома (6-12 %) (Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1) имеют более высокую износостойкость и глубокую прокаливаемость. Высокая твердость этих сталей достигается благодаря присутствию в структуре большого количества карбидов хрома Cr₇C₃. Однако повышенное содержание карбидов хрома приводит к росту карбидной неоднородности. Структура и свойства высокохромистых сталей в значительной мере определяются правильным выбором режима термической обработки, особенно температуры закалки. С ее увеличением возрастает концентрация углерода и хрома в аустените, что приводит к повышению твердости мартенсита. Однако при закалке с чрезмерно высокой температуры в структуре увеличивается содержание остаточного аустенита и твердость стали падает. После закалки обычно проводят низкий отпуск на твердость *HRC* 61-63. Хорошо зарекомендовали себя стали Х12Ф4М, Х6Ф4М. Молибден и ванадий способствуют получению мелкозернистой структуры. Износостойкость штампов из стали Х12Ф4М в 1,5-2 раза выше по сравнению со штампами из стали Х12М.

Вторую группу составляют стали для штампов холодного выдавливания, испытывающие большие удельные давления. Эти стали должны хорошо сопротивляться деформации и иметь высокую прочность. Присутствие в их структуре остаточного аустенита недопустимо. Для этого необходимо проведение высокого отпуска при температуре не менее 500°C. Поэтому, хотя эти стали и относятся к сталям для штампов холодного деформирования, они должны иметь довольно высокую теплостойкость. Этим требованиям удовлетворяет сталь 6Х4М2ФС.

К третьей группе относятся стали для высадочных и чеканочных штампов, работающих при высоких ударных нагрузках. Сложность создания таких сталей состоит в том, что для повышения твердости необходимо увеличение содержания углерода, что может приводить к снижению ударной вязкости. Обычно для штампов этого назначения используют сталь 7ХЗ. Более высокую стойкость показала сталь марки 6ХЗФС.

Стали для штампов горячего деформирования

В еще более тяжелых условиях работают штамповые инструменты для горячего формообразования. Материал штампов соприкасается с горячим металлом и нагревается, причем нагрев чередуется с охлаждением. Эффективность использования таких прогрессивных методов точного формообразования, как горячая объемная штамповка, прессование и литье под давлением, зависит от стойкости инструмента. С расширением номенклатуры обрабатываемых сплавов, увеличением производительности и мощности оборудования формообразующий инструмент испытывает возрастающие нагрузки. Требования к материалу инструмента непрерывно растут.

Материал для горячих штампов должен удовлетворять комплексу требований. К ним в первую очередь относятся высокая прочность (не менее 1000 МПа), необходимая для сохранения формы штампа при высоких удельных давлениях во время деформирования, и высокая теплостойкость, позволяющая сохранить высокие твердость и прочностные свойства при длительном температурном воздействии. В рабочих условиях штамп должен деформировать заготовку, а не наоборот - заготовка деформировать штамп. Стали должны иметь достаточную вязкость для предупреждения поломок при ударном нагружении. Они

должны обладать высоким сопротивлением термической усталости (разгаростойкости), сохраняя способность выдерживать многократные нагревы и охлаждения без образования сетки трещин. Стали должны иметь хорошую окалиностойкость и высокую прокаливаемость для обеспечения необходимых механических свойств по всему сечению, что особенно важно для массивных штампов. В соответствии с указанными требованиями для штампов горячего формообразования применяют легированные стали, содержащие 0,3-0,6 % углерода, подвергаемые закалке и отпуску при 550-680°C с целью получения трооститной и трооститно-сорбитной структуры.

Для молотовых штампов применяют сталь 5ХНМ и ее аналоги: 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ. После закалки и отпуска при 550°C сталь 5ХНМ при комнатной температуре имеет следующие механические свойства: $\sigma_T=1200-1300$ МПа, $\delta=10-12\%$, $KCU=0,4$ МДж/м². При температурах эксплуатации выше 500°C стойкость инструмента из стали 5ХНМ резко падает.

Внедрение сталей 4ХМФС, 5Х2СФ и 4ХСНМФЦР взамен 5ХНМ позволило повысить стойкость инструмента в 2-3 раза. Для изготовления крупногабаритных прессовых и молотовых штампов применяют сталь 5Х2НМФС, обеспечивающую повышение стойкости более чем в 2 раза.

Для пресс-форм литья под давлением и прессования цветных металлов и сплавов до последнего времени использовали сталь 3Х2В8Ф. Ее недостатком является низкая технологичность, что ограничивает возможность ее применения для крупного инструмента. Кроме того, сталь 3Х2В8Ф чувствительна к ударным нагрузкам и содержит значительные количества дорогого и дефицитного вольфрама.

Взамен этой стали предложена сталь марки 3Х2М2Ф, используемая для изготовления пресс-форм литья под давлением медных и алюминиевых сплавов, а также для изготовления пресс-шайб и внутренних втулок контейнеров при прессовании медных сплавов. Применение стали 3Х2М2Ф позволило повысить стойкость инструмента в 1,5-3 раза.

Для изготовления крупного прессового инструмента - пресс-штемпелей, втулок контейнеров и матриц на заводах цветной металлургии применяют стали 3ХВ4СФ и 4ХСН2МВФ.

Прогресс техники требует расширения рабочего температурного диапазона штамповых сталей. Уже сейчас нужны стали с рабочей температурой 700-800°C. Обычные жаропрочные сплавы нетехнологичны, так как плохо обрабатываются резанием. Разработан принципиально новый класс штамповых сталей для горячего формообразования - сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации. Примером такой стали является 4Х2Н5МЗК5Ф, сочетающая технологические преимущества сталей на ферритной основе с высокой эксплуатационной стойкостью, свойственной жаропрочным аустенитным сталям и сплавам. Внедрение этой стали взамен стали 3Х2В8Ф при изготовлении матриц для прессования [медных сплавов](#) позволило повысить их стойкость в 10 раз.

5.1.5. Чугуны

[Белые чугуны](#). [Серые чугуны](#). [Ковкие чугуны](#). [Маркировка чугунов](#).

Сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % углерода, называются чугунами. В отличие от сталей, чугуны имеют более высокое содержание углерода, заканчивают [кристаллизацию](#) образованием [эвтектики](#), обладают низкой способностью к пластической деформации и высокими литейными свойствами. Их технологические свойства обусловлены наличием эвтектики (ледебурита) в структуре.

Чугуны бывают *передельными*, *специальными (ферросплавы)* и *литейными*. Передельные и специальные чугуны используют для последующей выплавки сталей и чугуна. Около 20 % всего выплавляемого чугуна используют для изготовления литья.

В литейном чугуна обычно содержится не более 4,0% углерода. Кроме углерода обязательно присутствуют примеси S, P, Mn, Si, причем в значительно большем количестве, чем в углеродистой стали.

В зависимости от формы выделения углерода различают:

Белый чугун, в котором весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита Fe_3C . Чугун в изломе имеет белый цвет и характерный блеск.

Половинчатый чугун, в котором основное количество углерода (более 0,8%) находится в виде цементита. Чугун имеет структуру перлита, ледебурита и пластинчатого графита.

Серый чугун, в котором весь углерод или его большая часть находится в свободном состоянии в виде пластинчатого графита, а содержание углерода в связанном состоянии в виде цементита составляет не более 0,8 %.

Чугун с отбеленной поверхностью, в котором основная масса металла имеет структуру серого чугуна, а поверхностный слой - белого чугуна. Отбеленный слой получают в толстостенных массивных деталях при литье их в металлические формы. По мере удаления от поверхности, вследствие уменьшения скорости охлаждения, структура белого чугуна постепенно переходит в структуру серого. Чугун поверхностного слоя в микроструктуре содержит много твердого и хрупкого цементита, который хорошо сопротивляется износу. Поэтому чугуны с отбеленной поверхностью используют для деталей с высокой износостойкостью. Отбел может достигаться благодаря местному увеличению скорости охлаждения за счет установки в литейную форму холодильников в виде металлических вставок.

Высокопрочные чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму.

Ковкие чугуны, получающиеся из белых чугунов путем отжига, при котором углерод переходит в свободное состояние в виде хлопьевидного графита.

Графитизацией называется процесс выделения графита при кристаллизации или охлаждении сплавов железа с углеродом. Графит может образоваться как из жидкой фазы при затвердевании чугуна, так и из твердой фазы. Образование графита происходит согласно диаграмме системы Fe-C. Ниже линии $C'D'$ образуется первичный графит, по линии $E'S'F'$ -эвтектический графит и по линии $P'S'K'$ - эвтектоидный графит.

Графитизация чугуна является **диффузионным** процессом и протекает медленно. Чем медленнее охлаждение чугуна, тем большее развитие получает процесс графитизации. Из примесей, входящих в состав чугуна, наиболее сильное положительное влияние на графитизацию оказывает кремний. Содержание кремния в чугуна колеблется от 0,5 до 4-5%. Меняя содержание кремния, можно получать чугуны, совершенно различные по структуре и свойствам. Из других элементов, входящих в состав чугуна, наиболее важную роль играют марганец, сера и фосфор.

Марганец препятствует графитизации, увеличивая склонность чугуна к отбеливанию. Содержание марганца в чугуна обычно не более 0,5-1,0 %.

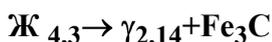
Сера является вредной примесью в чугуна. Ее отбеливающее влияние в 5-6 раз выше, чем марганца. Кроме того, сера снижает жидкотекучесть, способствует образованию газовых пузырей, увеличивает усадку и склонность к образованию трещин.

Влияние фосфора в чугуна существенно отличается от его влияния в стали. Хотя фосфор почти не влияет на графитизацию, он является полезной примесью, увеличивая жидкотекучесть серого чугуна за счет образования легкоплавкой (950-980 °C) фосфидной эвтектики.

Обычно используют чугуны следующего химического состава, % вес: 3,0-3,7 C, 1-3 Si, 0,5-1,0 Mn, менее 0,3 P и 0,15 S. Иногда в чугун вводят легирующие элементы (Mo, Cr и др.), улучшая его свойства. Некоторые месторождения дают природнолегированные чугуны, содержащие до 3 % Cr, 1% Ni, 0,2% Ti или 0,2% V.

Белые чугуны

По составу различают доэвтектические (от 2,14 до 4,3%С), эвтектические (4,3%С) и заэвтектические (от 4,3 до 6,67%С) белые чугуны. Эвтектическое превращение в белых чугунах описывается реакцией:



В доэвтектических белых чугунах из жидкой фазы выделяются в дендритной форме первичный аустенит, затем кристаллизуется эвтектика - ледебурит. В интервале температур 1147 - 727°C аустенит обедняется углеродом, его состав изменяется по линии ES, и выделяется вторичный цементит. При небольшом переохлаждении аустенит состава точки S распадается на эвтектоидную смесь феррита с цементитом (перлит). Образовавшийся перлит имеет внешние очертания первичного аустенита, поэтому эту структурную составляющую еще называют распавшимся аустенитом. Таким образом, в доэвтектических белых чугунах можно увидеть три структурные составляющие: распавшийся первичный аустенит (перлит), вторичный цементит и ледебурит (Рис.5.7 а).

Эвтектический белый чугун при комнатной температуре состоит из одной структурной составляющей - ледебурита, который, в свою очередь состоит из перлита и цементита. Каждая колония ледебурита растет из эвтектического расплава в виде бикристаллического образования. Во время роста колонии происходит взаимное прорастание двух разветвляющихся кристаллов цементита и аустенита.

Сечения ветвей аустенитного дендрита в плоскости шлифа выглядят как изолированные включения перлита в цементитной матрице (Рис.5.7 б).

В заэвтектических белых чугунах из расплава выделяются кристаллы первичного цементита в виде плоских дендритов, дающих в сечении шлифа вытянутые полоски, часто похожие на иглы. После окончания первичной кристаллизации образуется ледебурит. При комнатной температуре наблюдаются две структурные составляющие: первичный цементит и ледебурит (Рис.5.7 в).

Из-за большого количества цементита белые чугуны тверды (НВ 4500-5500), хрупки и для изготовления деталей не используются. Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны – отливки из серого чугуна со слоем белого чугуна на поверхности в виде твердой корки для изготовления деталей, работающих в условиях износа.

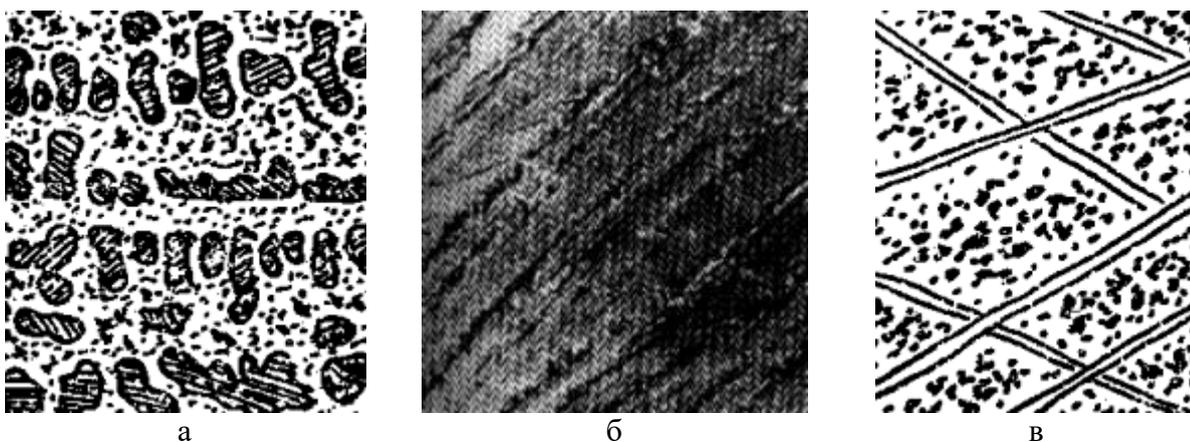
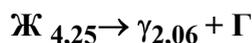


Рисунок 5.7. Микроструктура белых чугунов:

а - доэвтектический, б - эвтектический, в - заэвтектический

Серые чугуны

В сером чугуне жидкость состава точки С' кристаллизуется в виде эвтектической смеси аустенита и графита по реакции:



Каждая эвтектическая колония растет как бикристалл: графитовый кристалл, являющийся ведущей фазой, растет в виде разветвленной крабовидной розетки, а аустенит располагается по поверхности графитового скелета. В плоскости шлифа сечения крабовидных кристаллов выглядят как темные изолированные включения, вкрапленные в светлую аустенитную матрицу. Их форма и размеры зависят от формы и разветвленности графитового скелета эвтектической колонии (Рис. 5.8 а).

В доэвтектических серых чугунах первично кристаллизуются дендриты аустенита, затем образуется эвтектика аустенит-графит.

В заэвтектических серых чугунах из расплава выделяется первичный графит, который растет в виде крабовидных разветвленных кристаллов. По окончании эвтектической кристаллизации образование графита может продолжаться и в твердом состоянии. При охлаждении аустенит может изменить свой состав по линии $E'S'$, выделяя вторичный графит. Затем при небольшом переохлаждении ниже 738°C аустенит состава точки S' может распадаться, давая эвтектоидную смесь феррита и графита по схеме: $\gamma_{S'} \rightarrow \alpha + \Gamma$.

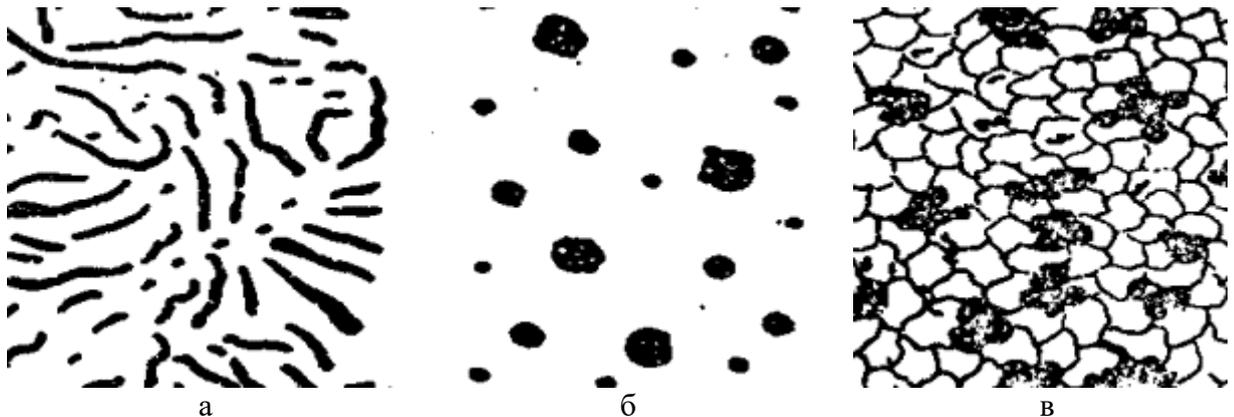


Рис. 5.8 Схема микроструктуры серого чугуна с включениями:

(а) пластинчатого (б) глобулярного, (в) хлопьевидного графита

Серые чугуны подразделяют по микроструктуре металлической основы в зависимости от полноты графитизации. Если графитизация прошла полностью, то чугун содержит две структурные составляющие – графит и феррит (Рисунок 5.9 а) и называется *серым чугуном на ферритной основе*. Если же эвтектоидный распад аустенита прошел по метастабильной системе, то структура чугуна состоит из графита и перлита (Рисунок 5.9 б) и называется *серым чугуном на перлитной основе*. Возможен и промежуточный вариант, когда аустенит частично распадается по эвтектоидной реакции на феррит и графит, частично - с образованием перлита (Рисунок 5.9 в), и такой чугун называется *серым чугуном на феррито-перлитной основе*.

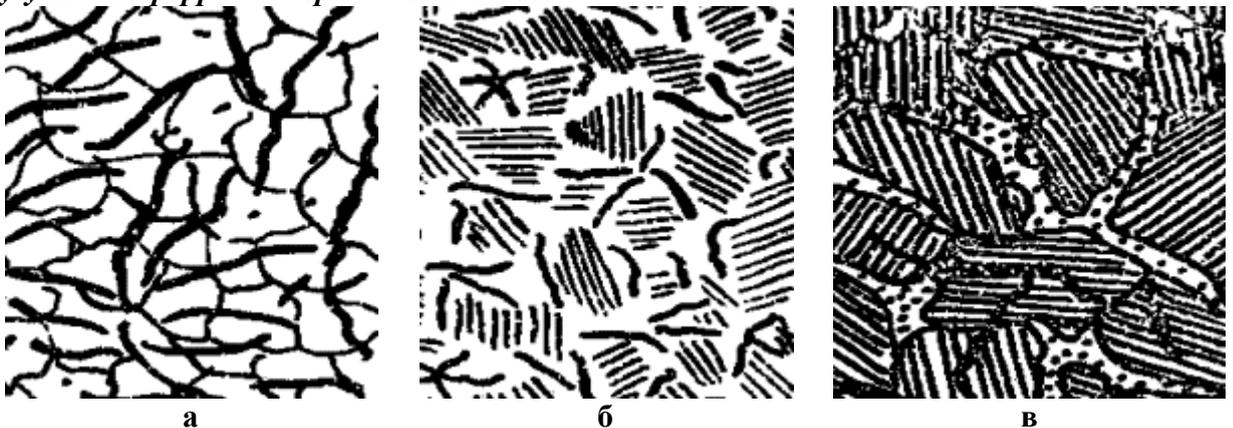


Рисунок 5.9 - Схема микроструктуры серого чугуна с (а) ферритной, (б) перлитной и (в) ферритно-перлитной основой

Обычный серый чугун обладает невысокими механическими свойствами, так как пластинчатые ответвления крабовидных образований графита действуют как концентраторы в металлической основе. Поэтому используют модификацию чугуна магнием для глобуляризации графита (См. рис.5.8 б), получая серый чугун с шаровидным графитом, или высокопрочный чугун.

Ковкие чугуны

Ковкий чугун получают путем отжига отливок белого чугуна, во время которого вместо неустойчивого цементита образуется графит, называемый углеродом отжига. В зависимости от полноты графитизации отличают те же три вида, что и в серых чугунах. Отличие лишь в формах графита: если на шлифах серых чугунов он выглядит в виде прожилок, то в ковких чугунах графит находится в форме компактных хлопьевидных включений с рваными краями (Рис.5.8 в). Такая форма графита обеспечивает повышенные механические свойства.

Маркировка чугунов

Серые чугуны маркируют буквами СЧ, после которых стоит число, соответствующая пределу прочности в кгс/мм². Например СЧ 15 имеет значения σ_B не менее 150 МПа.

Высокопрочные и ковкие чугуны маркируют буквами ВЧ и КЧ соответственно, после которых стоят числа, соответствующие пределу прочности в кгс/мм² и относительному удлинению. Например, ВЧ 38-17 имеет значения σ_B не менее 380 МПа и δ не менее 17%.

Механические характеристики некоторых чугунов приведены в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Механические свойства некоторых марок чугунов

Чугун	σ_B , МПа	δ , %	НВ	Структура металлической основы
СЧ 15	150	-	1630-2290	Феррит
СЧ 25	250	-	1800-2500	Феррит + перлит
СЧ 45	450	-	2290-2890	Перлит
ВЧ 38-17	380	17	1400-1700	Феррит + небольшое кол-во перлита
ВЧ 80-2	800	2	2500-3300	Перлит + небольшое кол-во феррита
КЧ 30-6	300	6	1000-1630	Феррит + (10-3 %) перлита
КЧ 45-7	450	7	1500-2070	Перлит + (20-0 %) феррита
КЧ 80-1,5	800	1,5	2700-3200	Перлит + (20-0 %) феррита

5.1.6. Нержавеющие стали

К нержавеющей относятся стали, содержащие свыше 12% хрома. Они демонстрируют высокую [коррозионную стойкость](#) в атмосферных условиях, сохраняют светлый металлический блеск, т.е. не ржавеют.

В зависимости от состава нержавеющие стали подразделяются на хромистые, хромоникелевые, хроммарганцовистую, хроммарганцовоникелевую. По структуре они делятся на *мартенситную, полуферритную, ферритную, феррито-аустенитную, аустенито-ферритную.*

Мартенситная нержавеющая сталь содержит до 17% Cr, более 0,15% С, специальные добавки Мо, W, V и небольшое количество Ni - до 3%. 20X13 - 40X13. Структура и свойства их в значительной степени зависят от содержания углерода: с понижением содержания углерода в структуре появляется свободный феррит, ухудшающий механические свойства, и они переходят из мартенситного в мартенсито-ферритный (12X13) и даже ферритный (08X13) классы. Коррозионная стойкость при этом несколько повышается. Сталь 20X17H2 имеет более высокие механические свойства и коррозионную стойкость, чем сталь с 13%Cr.

Типичные механические свойства стали 20Х13: $\sigma_B = 850-1250$ МПа, $\sigma_{02} = 650$ МПа, $\delta = 7-10\%$, $\psi = 50\%$, КСУ=50-60 Дж/см².

Полуферритная сталь имеет низкое содержание углерода (<0,08%) при 13-15% хрома, а при 0,1% углерода - 15-17% Cr. При термообработке сталь приобретает частичную закалку, т.к. при высоких температурах состоит из δ -феррита и аустенита. Типичный представитель - Х17, содержит около 0,1% С. Термообработка - отжиг или отпуск при 760-800°C, при высоких температурах имеет место сильный рост зерен и хрупкость, склонность к МКК.

Ферритная сталь содержит 18-35% Cr, обладает высокой склонностью к росту зерен выше 800°C. При нагреве и медленном охлаждении становится грубозернистой и хрупкой. Типичный представитель - Х25, Х28. Имеет лучше коррозионную стойкость, чем полуферритная сталь. Второй вид хрупкости при 700-750°C, вызванный выделением интерметаллидной σ -фазы. Нагрев около 475°C также приводит к хрупкости, тем сильнее, чем больше хрома.

Феррито-аустенитная сталь содержит 20-30% хрома и небольшое количество аустенитообразующих элементов: Mn, Ni, N, С. Структура стали содержит феррит и до 30% аустенита. Стали склонны к выделению σ -фазы при замедленном охлаждении или нагреве в интервале 700-850°C и дисперсионному твердению около 475°C, что также приводит к хрупкости.

Аустенитная сталь имеют высокую коррозионную стойкость в различных средах, умеренную прочность, высокую пластичность. В отличие от других нержавеющей сталей немагнитна, термически не упрочняется, закалка является операцией, фиксирующей аустенитный твердый раствор. Длительный нагрев при 700-900°C или медленное охлаждение вызывает образование σ -фазы. По отношению к МКК аустенитные нержавеющей стали разделяют на 2 группы: приобретающие большую склонность к МКК при 475°C, и не склонные к МКК. Типичные свойства: $\sigma_B = 500-700$ МПа, $\sigma_{02} = 200-300$ МПа, $\delta = 40\%$, $\psi = 50\%$, КСУ=200-250 Дж/см².

Аустенито-ферритная сталь содержит 17-25% хрома и аустенитообразующие добавки Ni, Mn, в количествах, образующих двухфазную структуру с преобладанием аустенита. Типичный представитель 12Х21Н5Т. Термообработка - закалка с 1080-950°C, что обеспечивает нужное соотношение аустенитной и ферритной фаз и лучшие механические свойства.

Вопросы для самоконтроля

1. [Какие элементы присутствуют в составе любой стали?](#)
2. [Какие примеси в сталях являются вредными и в чем их вредное влияние?](#)
3. [В чем отличие кипящей, полуспокойной и спокойной сталей одной и той же марки, например, СтЗкп, СтЗпс, СтЗсп?](#)
4. [Чем отличаются стали обыкновенного качества и качественные?](#)
5. [Какие легирующие элементы не образуют в сталях карбиды?](#)
6. [Какими основными качествами должны обладать инструментальные стали?](#)
7. [Можно ли по микроструктуре определить, является чугун серым, высокопрочным или ковким?](#)
8. [Чем объясняется высокая прочность и значительная пластичность высокопрочных чугунов?](#)

-

5. 2. Цветные металлы и сплавы

5.2.1. Сплавы меди

Латуни. Бронзы.

Медь относится к числу металлов непереходных групп, имеет [кристаллическую решетку](#) ГЦК. Медь обладает самой высокой электро- и теплопроводностью из всех металлов, уступая только серебру. Чем выше чистота меди, особенно по содержанию элементов, с которыми она образует [твердые растворы](#), тем выше ее электропроводность. Чистая медь характеризуется весьма невысокой прочностью ($\sigma_{\text{в}} = 220$ МПа) при очень высокой пластичности ($\delta = 45-50\%$). Пластичность при нормальных температурах зависит от содержания примесей - серы и кислорода, которые образуют в меди частицы включений сульфидов (Cu_2S) и оксидов (Cu_2O), соответственно. При температуре горячей деформации эвтектики меди со свинцом или с висмутом расплавляются, и тогда возникает явление **горячеломкости**. Присутствие висмута придает меди **хрупкость** при пониженных температурах, поскольку сам висмут обладает хрупкостью, и он часто располагается по границам зерен меди. Содержание свинца и висмута ограничивается величиной $\leq 5 \times 10^{-3} \%$ и $\leq 2 \times 10^{-3} \%$ соответственно.

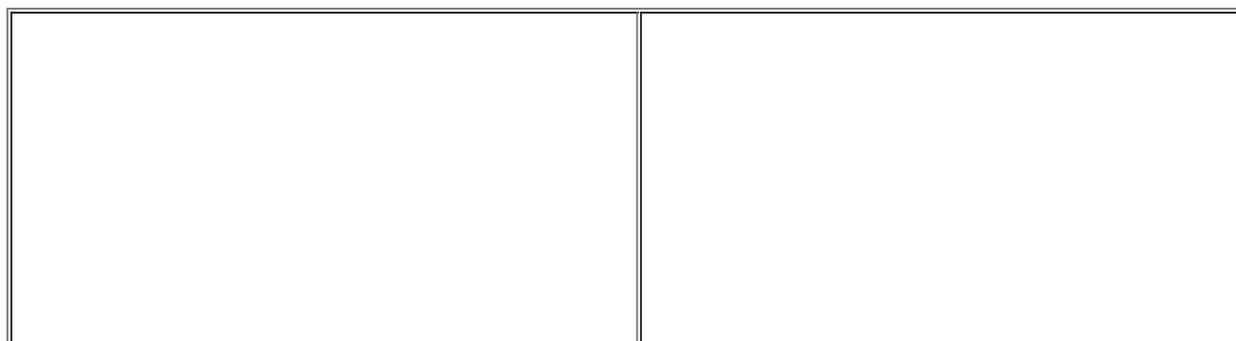
В меди, содержащей кислород в виде оксидов или в твердом растворе, при нагреве и водородосодержащей атмосфере возникают трещины на поверхности - "**водородная болезнь**". Их появление является результатом выхода из меди водяных паров, образовавшихся по реакции водорода с кислородом. Для снижения содержания кислорода используют метод вакуумной плавки.

Прочность меди может быть увеличена в результате холодной [пластической деформации](#) (более 60 - 70 %), что приводит к упрочнению до уровня $\sigma_{\text{в}} \approx 450$ МПа, но при этом, естественно, сильно снижается пластичность ($\delta \leq 5\%$). [Рекристаллизационный отжиг](#) меди обычно проводят при 300 - 350°C.

Сплавы меди с цинком называют **латунями**; за исключением сплавов с никелем, все другие ее сплавы называют **бронзами**.

Латуни обозначают буквой Л и цифрой, указывающей массовое содержание меди в сплаве в процентах (например, Л96, Л59). Если латунь легирована наряду с цинком другими элементами, то после буквы Л ставят условное обозначение этих элементов: С - свинец, О - олово, Ж - железо, А - алюминий, К - кремний, Мц - марганец, Н - никель. Числа после букв показывают массовое содержание легирующего элемента, кроме цинка (например, ЛМцЖ55-3-1 содержит ~ 55 % Cu, 3 % Mn, 1 % Fe, Zn - ост.).

Как уже отмечалось, основной легирующий элемент в латуни - цинк. При его содержании до 39% сплавы являются однофазными, состоящими из α - твердого раствора цинка в меди (см. рис. 5.10).



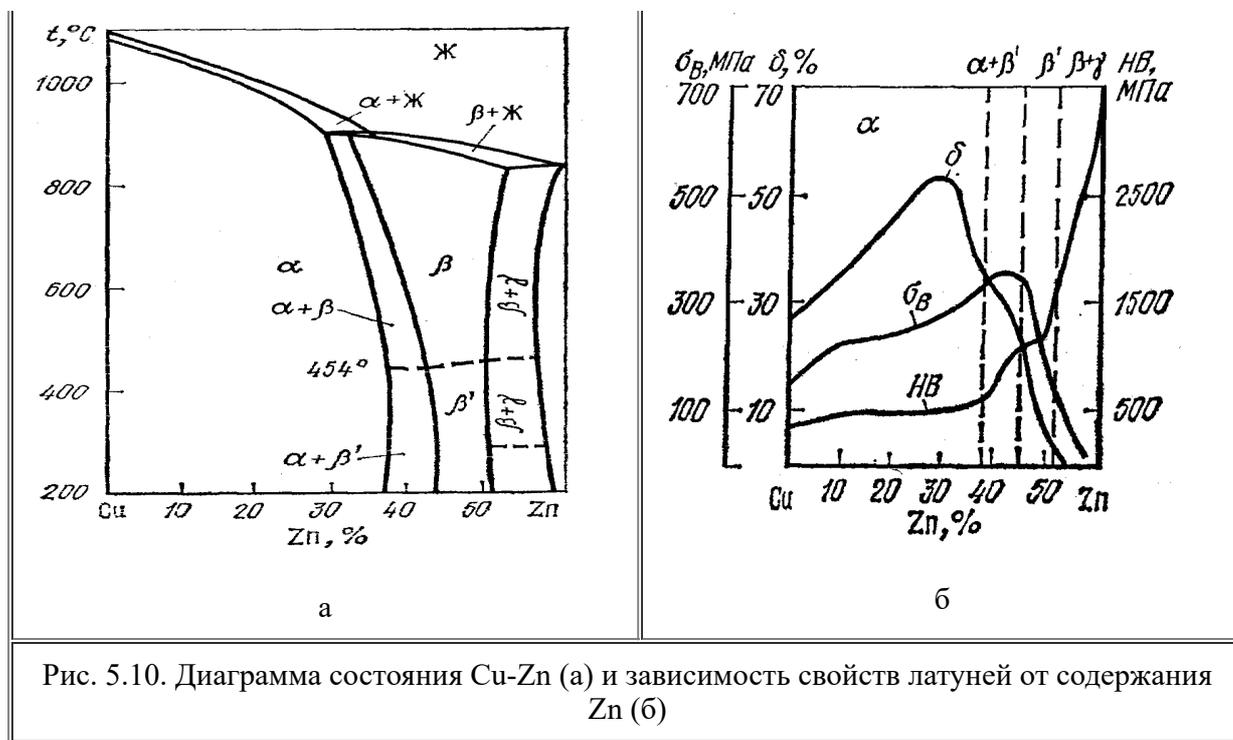


Рис. 5.10. Диаграмма состояния Cu-Zn (а) и зависимость свойств латуней от содержания Zn (б)

При содержании Zn $>39\%$ из [твердого раствора](#) выделяются соединения CuZn с неупорядоченной (β -фаза) или упорядоченной (β' -фаза, существует ниже $468-454^\circ\text{C}$) структурой. В технике применяют латуни, содержащие до 43% цинка, поскольку при дальнейшем увеличении цинка в сплаве прочность латуни уменьшается, а хрупкость увеличивается. По сравнению с медью латуни обладают большей прочностью, твердостью, пластичностью, высокой коррозионной стойкостью и жидкотекучестью. В сложных (специальных) латунях общее содержание дополнительных [легирующих компонентов](#) не превышает $7-9\%$; все они (кроме свинца) увеличивают прочность, но уменьшают пластичность сплавов. Добавка свинца улучшает антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием.

Латуни подразделяют на деформируемые и литейные.

Бронзы маркируют буквами **Бр**, затем указывают основные легирующие элементы и их содержание в сплаве. Так БрОЦС6-6-3 содержит $6\%\text{Sn}$, $6\%\text{Zn}$ и $2\%\text{Pb}$, Cu - ост. Обозначение элементов в бронзах то же, что и при маркировке латуней. Кроме того, фосфор обозначают буквой Ф, цинк - Ц, хром - Х, бериллий - Б, цирконий - Цр.

Оловянные бронзы по структуре бывают однофазными (α -твердый раствор олова в меди) и двухфазными, состоящими из α - и δ - ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$) фаз. δ -фаза выделяется при содержании олова $7-9\%$. Она повышает твердость и хрупкость бронз. Оловянные бронзы характеризуются высокими антифрикционными свойствами, коррозионной стойкостью, низкой литейной усадкой, облегчающей получение отливок, от которых не требуется высокая герметичность (хорошо передает форму изделия). Из-за возрастающей хрупкости при увеличении олова в промышленности применяют бронзы, содержащие до $10-12\%$ Sn.

Оловянные бронзы применяют для литья художественных изделий. При дополнительном легировании фосфором их используют для изготовления деталей, работающих на трение в коррозионной среде: подпятники, подшипники, уплотняющие втулки, пояски поршневых колец, клапаны.

Алюминиевые бронзы могут быть как двойными (например, БрА5), так и дополнительно легированными никелем, марганцем, железом и др. Бронзы, содержащие до $4-5\%\text{Al}$,

характеризуются высокой пластичностью. При ускоренном охлаждении сплавов с 6-8%Al в структуре наряду с пластичным α -твердым раствором алюминия в меди появляется твердая, хрупкая γ' -фаза ($\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$). Поэтому двухфазные сплавы обладают более высокой прочностью, но пониженной пластичностью по сравнению с однофазными. Алюминиевые бронзы хорошо обрабатываются давлением, коррозионностойки, имеют высокие механические свойства, хорошие литейные свойства, однако при литье образуется концентрированная усадочная раковина. Многокомпонентные бронзы, содержащие >9-11%Al, упрочняются [закалкой](#) и [старением](#).

Алюминиевые бронзы, прежде всего, используются в качестве заменителей оловянных. Из высокопрочных алюминиевых бронз изготавливают шестерни, втулки, подшипники, пружины, детали электрооборудования.

Бериллиевые бронзы обладают высокими механическими (в частности, упругими) свойствами, стойкостью против коррозии и удовлетворительной электро- и теплопроводностью, хорошо свариваются. Широко известны бронзы, содержащие 1,6-2,6%Be, 0,2-0,5%Ni, 0,1-0,25%Ti (БрБ2; БрБ2,5; БНТ-1,9, БНТ-1,7, цифры указывают содержание бериллия % (по массе)). Бериллиевые бронзы упрочняются закалкой (760-800°C) со старением (300-350°C, 2ч). В результате закалки фиксируется пересыщенный α -[твердый раствор](#) легирующих элементов в меди. При этом бронза имеет высокую пластичность ($\delta = 30-40\%$), невысокую прочность ($\sigma_B = 450-560$ МПа) и может подвергаться пластической деформации в закаленном состоянии. При старении из пересыщенного α -раствора выделяются дисперсные частицы γ -фазы (CuBe). Бронзы БрБ2 и БрБ2,5 после закалки и старения обладают высокой прочностью ($\sigma_B = 1250-1300$ МПа), но малой пластичностью ($\delta = 2-5\%$). Промежуточная холодная пластическая деформация обеспечивает дополнительное повышение прочности до $\sigma_B = 1400$ МПа.

Имеются еще классы *кремнистых бронз, хромовых, циркониевых бронз*, которые получили меньшее распространение.

5.2.2. Алюминиевые сплавы

[Классификация и маркировка алюминиевых сплавов. Деформируемые, жаропрочные, литейные, спеченные, сверхлегкие сплавы](#)

Алюминий - металл серебристо-белого цвета с малой плотностью 2,7 г/см³ и невысокой температурой плавления 660°C. Он кристаллизуется в ГЦК решетку, не имеет [полиморфных превращений](#), обладает высокой теплопроводностью, электропроводностью и пластичностью.

По чистоте первичный алюминий делится на три класса: особой чистоты АЭЭЭ (99,999 % Al, а сумма всех примесей не более 0,001 %); высокой чистоты А995, А99, А97, А95 (99,995 - 99,95%Al) и технической чистоты А85, А8, А7, А6, А5, А0 (99,85-99,0 % Al).

Алюминий - химически активный металл, однако он обладает достаточной [коррозионной стойкостью](#) вследствие образования на поверхности плотной оксидной пленки Al_2O_3 . Она очень хорошо сцепляется с металлом и малопроницаема для всех газов. Алюминий стоек в концентрированной азотной кислоте и некоторых органических кислотах, а также в контакте с пищевыми продуктами. Соляная, плавиковая и другие кислоты, а также щелочи разрушают алюминий. Чем чище алюминий, тем выше его коррозионная стойкость. Из технического алюминия изготавливают листы, профили, проволоку, прутки и другие полуфабрикаты.

Механические свойства чистого алюминия невысокие: $\sigma_B = 60-130$ МПа, $\delta = 5-28\%$.

Классификация и маркировка алюминиевых сплавов. В качестве основных легирующих элементов в алюминиевых сплавах применяют Cu, Mg, Si, Mn, Zn; реже Ni, Li, Ti, Be, Zr и др. Большинство легирующих элементов образуют с алюминием твердые растворы ограниченной растворимости и промежуточные фазы с алюминием и между собой (CuAl_2 , Mg_2Si и др.).

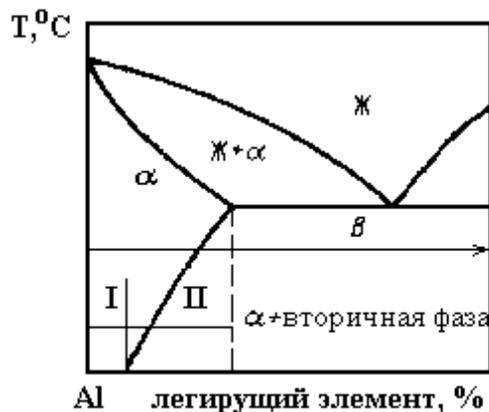


Рисунок 5.11. Диаграмма состояния алюминий - легирующий элемент.

Все сплавы алюминия можно разделить на три группы:

- 1) деформируемые сплавы неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой (рис.5.11, области I и II соответственно),
- 2) литейные сплавы (см. тот же рис.);
- 3) сплавы, получаемые методом порошковой металлургии (САП - спеченные алюминиевые порошки, САС - спеченные алюминиевые сплавы).

Границей между деформируемыми и литейными сплавами является предел насыщения алюминиевого твердого раствора при эвтектической температуре, а границей между сплавами упрочняемыми и неупрочняемыми термической обработкой является предел насыщения того же раствора, при комнатной температуре (рис.5.2).

Маркировка алюминиевых сплавов. В настоящее время принята смешанная буквенная и буквенно-цифровая маркировка алюминиевых сплавов. Например, деформируемые сплавы обозначаются буквами Д, АД, АК, АМ, АВ; литейные - АЛ. Буквой Д обозначают сплавы дуралюминия - Д1, Д16 и т. д. Буквы АВ означают сплав авиаль. Буквы АМг и АМц обозначают сплав алюминия с магнием (Мг) и марганцем (Мц), причем цифры, следующие за буквами АМг1; АМг6 соответствуют примерному содержанию магния в этих сплавах. Буквы АД отвечают деформированному алюминию, цифра указывает чистоту алюминия. Некоторые ковочные сплавы обозначены буквами АК (алюминий ковочный) - сплавы АК4-1, АК6, АК8 и т. д. Такая маркировка алюминиевых сплавов не отличается системой и единообразием. Поэтому в настоящее время вводится единая четырехцифровая маркировка алюминиевых сплавов. Первая цифра обозначает основу всех сплавов. Алюминию присвоена цифра один. Вторая цифра характеризует главный легирующий элемент или группу главных легирующих элементов. Третья цифра или третья со второй соответствует старой маркировке. Четвертая цифра - нечетная (включая 0) указывает, что сплав деформируемый. Так, сплав Д16 маркируют 1160, Д19 - 1190. Опытные сплавы обозначают цифрой 0, которая ставится впереди единицы, т.е. для опытных сплавов в виде исключения применяется пятизначная маркировка. Например, сплав марки 01420. Эта цифра исключается из маркировки, когда сплав становится серийным. Литейные сплавы имеют последнюю четную цифру. Металлокерамический способ производства характеризуется последней цифрой 9, проволочные сплавы обозначают цифрой 7.

Чистота сплавов обозначается следующими буквами, стоящими после маркировки сплава: Пч, Ч, Оч - соответственно практически чистый, чистый и очень чистый, по примесям железа, кремния и других контролируемых элементов. Состояние полуфабрикатов из алюминиевых сплавов обозначается следующей маркировкой: М - мягкий, отожженный; Т -

закаленный и естественно состаренный; Т1 - закаленный и искусственно состаренный; Н - нагартованный; Н1 - усиленно нагартованный (нагартовка листа ~20 %) и т. д.

Деформируемые алюминиевые сплавы

Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой

К этой группе относятся сплавы алюминия с марганцем (сплавы АМц) и магнием (сплавы АМг). Сплавы могут упрочняться только холодной пластической деформацией. Их применяют для емкостей, бензо- и маслопроводов, а также для заклепок. $\sigma_{\text{в}}$ = от 130 до 430 МПа, $\sigma_{0,2}$ = до 300 МПа, δ порядка 10-20%.

Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой

Основными в этой группе являются сплавы систем алюминия с медью, магнием, марганцем, кремнием, литием и бериллием: Al-Cu-Mg (Д16, Д19 и др.); Al-Zn-Mg-Cu (В93, В95, В96 и др.); Al-Cu-Mg--Mn-Si (АК6, АК8 и др.); Al-Be и Al-Be-Mg

Сплавы системы Al-Cu-Mg

Сплавы на основе этой системы с добавками марганца, названные *дуралюминами*, имеют широкий интервал прочностных свойств от средних до высоких. Дуралюмины марок Д16 и Д19 применяют в авиации. Сплавы применяются после закалки с $500 \pm 5^\circ\text{C}$ и естественного старения.

Упрочнение дуралюминов Д16 и Д19 при термической обработке достигается в результате образования зон Гинье-Престона сложного состава или упрочняющих фаз θ (CuAl_2) и S (Al_2CuMg). Именно поэтому медь и магний в дуралюминах являются главными легирующими компонентами, определяющими природу сплава.

Марганец введен в данные сплавы для повышения их коррозионной стойкости, а титан (до 0,1 %) в сплав Д19 - для измельчения зерна.

Сплав Д16 при комнатной температуре отличается более высокой прочностью, чем остальные дуралюмины. Прочность прессованных полуфабрикатов из сплава Д16 ($\sigma_{\text{в}} = 530$ МПа) значительно выше, чем листов ($\sigma_{\text{в}} = 440$ МПа), что является результатом *прессэффекта*, который характерен для дуралюминов. Прессэффект связан с измельчением зерна твердого раствора при высокотемпературной [термомеханической обработке](#).

Дополнительное повышение прочности листов из сплавов Д16 и Д19 достигается путем термомеханической обработки (сочетанием пластической деформации с [искусственным старением](#)). При этом у сплава Д16 более заметно, чем у сплава Д19, снижается пластичность и коррозионная стойкость. Поэтому указанный способ упрочнения сравнительно редко используют на практике.

По сравнению с чистым алюминием все дуралюмины отличаются пониженной коррозионной стойкостью и нуждаются в специальных средствах [защиты от коррозии](#).

Применяют в основном два способа защиты: плакирование (покрытие) дуралюмина техническим алюминием (марок А7 и А8) и электрохимическое оксидирование (анодирование). Анодированию подвергают любые полуфабрикаты, а плакированию - только листы. При анодировании (например, в серной кислоте) поверхность изделий покрывается более плотной и толстой, чем в естественных условиях, защитной оксидной пленкой Al_2O_3 . Существенным недостатком плакированных листов по сравнению с неплакированными - пониженная усталостная прочность.

Дуралюмины на основе системы Al-Cu-Mg характеризуются низкой технологичностью при литье и обработке давлением (необходимо применение малых скоростей деформации) и требуют использования узкого интервала температур нагрева под закалку. Сплавы относятся к категории несвариваемых плавлением из-за высокой склонности к образованию кристаллизационных трещин.

Сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu

Сплавы этой системы являются наиболее высокопрочными среди алюминиевых сплавов. Прочность этих сплавов достигает 500 -700 МПа, но при меньшей пластичности ($\delta = 8-10\%$), чем у дуралюминов.

В отличие от дуралюминов в высокопрочных сплавах (В93, В95, В96) после закалки получается более стабильный твердый раствор. Поэтому сплавы применяют только после [искусственного старения](#). Закалку проводят с 460-470°C в холодной или подогретой (до 80-100°C) воде. Нагретая вода необходима при закалке крупногабаритных профилей и штамповок во избежание их растрескивания.

Сплав В95 является наиболее универсальным конструкционным материалом. Он применяется для изготовления всех видов деформированных полуфабрикатов: листов, плит, профилей, труб, поволоков и штамповок. Прессованные профили из сплава В95 значительно прочнее, чем листы. По прочности при нормальной температуре сплав В95 значительно превосходит дуралюмины.

Сплав В96Ц - наиболее высоколегированный и самый прочный из всех деформируемых алюминиевых сплавов. Однако он уступает сплаву В95 в пластичности и коррозионной стойкости, сопротивлении повторным статическим нагрузкам, в большей чувствительности к надрезам и другим концентраторам напряжений. Низкая пластичность сплава В96Ц позволяет применять его только для производства горячедеформированных полуфабрикатов (профилей, труб, штамповок). Для изделий из сплавов В96Ц и В95 применяют аналогичные режимы термической обработки.

Высокопрочные сплавы В93, В95, В96 имеют ряд существенных недостатков по сравнению с дуралюмином Д16. Они более чувствительны к концентраторам напряжений, обладают меньшей вязкостью разрушения, и характеризуются резким снижением прочности при повышении температуры более 120°C.

Жаропрочные алюминиевые сплавы

Жаропрочные алюминиевые сплавы имеют более сложный химический состав, чем остальные алюминиевые сплавы. Повышение жаропрочности сплавов типа дуралюмин - Д16, ВД17, ВАД2 было достигнуто путем увеличения содержания в них магния, а сплавов Д20 и Д21 - меди. Кроме того, применяют специальные добавки титана, циркония, железа, никеля и других элементов, положительно влияющих на жаропрочность сплавов.

Упрочняющими фазами жаропрочных алюминиевых сплавов являются: CuAl_2 , Mg_2Si , S -фаза (Al_2CuMg), W -фаза ($\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_4$), FeNiAl_9 , $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ и др. Полученные при искусственном старении мелкодисперсные выделения этих фаз устойчивы против коагуляции и тем самым повышают жаропрочность соответствующих сплавов.

Механические свойства жаропрочных алюминиевых сплавов: $\sigma_B = 420-440$ МПа, $\sigma_{0,2} = 280-350$ МПа, $\delta = 11-18\%$. Рабочая температура 200-300°C.

Литейные алюминиевые сплавы

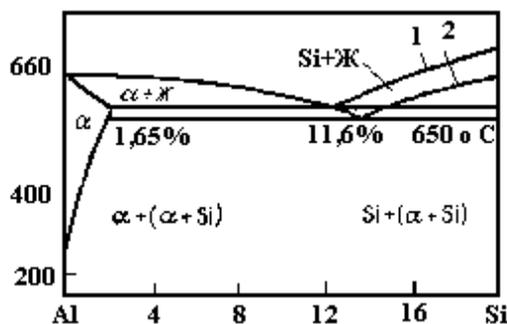
Литейные алюминиевые сплавы должны иметь хорошую жидкотекучесть, малую усадку, низкую склонность к образованию горячих трещин и пористости, а также высокие механические и коррозионные свойства.

Лучшие литейные свойства имеют сплавы, содержащие в своей структуре эвтектику. Эвтектика обеспечивает наибольшую жидкотекучесть при минимальной пористости, минимальной неоднородности и минимальном трещинообразовании.

В качестве литейных чаще применяют сплавы на основе систем Al-Si, Al-Cu и Al-Mg.

Рисунок 5.12. Диаграмма состояния системы Al-Si:

1- немодифицированные сплавы, 2- модифицированные сплавы.



Наилучшими литейными свойствами и малым удельным весом обладают сплавы системы Al-Si, называемые *силуминами* (АЛ2, АЛ4, ВАЛ5). Согласно диаграмме состояния Al-Si (рис.5.12) эвтектика ($\alpha + \text{Si}$) образуется при 11,6%Si. Сплав АЛ2, содержащий 10-13%Si, практически целиком состоит из эвтектики, имеет наилучшие литейные свойства и применяется для мелкого и тонкостенного литья (деталей агрегатов и приборов). Термической обработкой не упрочняется. Для улучшения механических свойств сплава АЛ2 его подвергают модифицированию путем введения в жидкий сплав перед разливкой ~1% смеси солей фтористого и хлористого натрия. [Модифицирование](#) вызывает переохлаждение и увеличение содержания кремния в эвтектике. В результате структура [эвтектики](#) измельчается и появляются округлые зерна пластичных кристаллов твердого раствора кремния в алюминии. При этом в 1,5 раза повышается прочность и в 2-3 раза относительное удлинение.

Механические свойства литейных сплавов ниже по сравнению с деформируемыми ($\sigma_B = 180-330$ МПа, $\sigma_{0,2} = 80-280$ МПа, $\delta = 3-6\%$), особенно низки показатели пластичности и вязкости.

Для повышения механических свойств отливки из алюминиевых сплавов подвергают следующим видам термической обработки: Т1 - [искусственное старение](#) обычно при $175 \pm 5^\circ\text{C}$, выдержка 5-20 ч без предварительной закалки, так как при литье сплавов в песчаную форму или в кокиль происходит частичная закалка, Т2- [отжиг](#) при $300 \pm 10^\circ\text{C}$, выдержка 5-10 ч, охлаждение на воздухе; Т3, Т4 - [закалка](#) и [естественное старение](#). Т6 - закалка и полное искусственное старение до максимальной твердости (чаще проводят при 200°C в течение 3-5 ч); Т7 - закалка и [стабилизирующее старение](#) при 230 или при 250°C в течение 3-10 ч; Т8 - закалка и [смягчающее старение](#) при $240-250^\circ\text{C}$ в течение 3-5 час.

Сплавы ВАЛ5, АЛ27 и АЛ32 относятся к высокопрочным литейным сплавам.

Al-Si и особенно Al-Mg сплавы резко разупрочняются при нагреве. Поэтому при повышенных температурах применяют жаропрочные литейные сплавы АЛ1, АЛ19, АЛ20, АЛ21, ВАЛ1 и др. Так сплав АЛ20 предназначен для литья деталей, работающих при температурах до 300°C . К недостаткам сплава относятся пониженная коррозионная стойкость и пластичность.

Спеченные алюминиевые сплавы типа САП и САС

САП (спеченный алюминиевый порошок или спеченная алюминиевая пудра) - алюминий, упрочненный частицами оксида алюминия. Получают САП путем холодного, а затем горячего брикетирования при $500-600^\circ\text{C}$ тонкого окисленного алюминиевого порошка (пудры) и последующей деформации (прокатке, ковке, прессовании) горячепрессованных брикетов. Пудра имеет форму чешуек толщиной < 1 мкм.

Содержание Al_2O_3 в САП составляет в различных марках от 6-9% (САП1) до 18-22% (САП4). С увеличением содержания оксида алюминия предел прочности повышается от 300-320 для САП1 и до 440-460 МПа для САП4. Относительное удлинение соответственно снижается от 5-8% до 1,5-2%.

Важнейшим свойством САП является повышенная жаропрочность по сравнению со всеми деформируемыми алюминиевыми сплавами. Причем его свойства почти не изменяются в

зависимости от длительности эксплуатации. Например, 100-часовая длительная прочность САП при 500°C равна 450-550 МПа, тогда как жаропрочные деформируемые и литейные алюминиевые сплавы при температурах > 350°C вообще длительно не работают. САС (спеченные алюминиевые сплавы) получают горячим брикетированием с последующим прессованием при температуре ~500°C порошков, окисленных алюминиевых сплавов. Сплавы САС-1 (25-30%Si, 5-7%Ni) и САС-2 (25-30%Si, 5-7%Fe) обладают низким коэффициентом линейного расширения и применяются для изготовления отдельных деталей приборов взамен более тяжелых сталей. САС-1 характеризуется удовлетворительным пределом прочности (220-240 МПа), пределом текучести (210-230 МПа) и низким относительным удлинением (0,5%).

Из САП и САС изготавливают обшивку, диски и лопатки компрессоров и другие детали, работающие длительно при 300-500°C и кратковременно при 700-900°C.

Сверхлегкие алюминий-литиевые сплавы.

Сплавы системы Al-Li имеют высокую [удельную прочность](#) с высоким удельным модулем упругости, поэтому они могут резко снизить вес и стоимость изделий, особенно авиационных.

Кроме чрезвычайно токсичного бериллия, литий является единственным легирующим элементом, содержание которого в сплаве уменьшает плотность сплава и увеличивает модуль упругости. Каждый процент содержания лития в алюминий-литиевом сплаве снижает его плотность на 2% и повышает модуль упругости на 6%. Плотность таких сплавов составляет 2540-2560 кг/м³, плотность лития - самого легкого металла - 530 кг/м³. Типичный алюминий-литиевый сплав на 10% легче и на 10% жестче традиционного алюминиевого сплава. Стоимость Al-Li сплавов в 2,5 раза выше стоимости традиционных алюминиевых сплавов. Алюминий-литиевые сплавы со временем заменят большинство сплавов, используемых сейчас в строительстве самолетов, и процент использования алюминий-литиевых сплавов может превзойти процент использования [композиционных материалов](#).

Впервые алюминиевые сплавы системы алюминий-медь-литий были разработаны у нас в стране (сплав ВАД23) и за рубежом (сплав 2020) с низким содержанием лития (1,1%). Однако эти сплавы, также как и сплавы системы алюминий-магний-литий имели либо недостаточные прочностные характеристики, либо низкие значения вязкости разрушения и пластичности.

В настоящее время Al-Li сплавы получают методом литья, когда легирующие элементы растворяют в расплаве алюминия и из полученного сплава льют слитки. Такой процесс ограничивает содержание лития тремя процентами. Более высокое содержание лития и, следовательно, более низкая плотность можно достичь порошковой металлургией.

Порошковая металлургия алюминий-литиевых сплавов позволяет повышать содержание лития до 5 % и снизить плотность сплава на 14%, обеспечив при этом сочетание высокой прочности, коррозионной стойкости и способности сплава работать при температурах до 250°C.

В соответствии с равновесной [диаграммой состояния](#) бинарной системы Al-Li растворимость лития в твердом состоянии в алюминии при 600°C достигает 6%, при комнатной температуре 1%.

Литий с алюминием образует [стабильную δ - фазу](#) (AlLi, AlLi₂), [метастабильную упорядоченную δ '-фазу](#) (AlLi) при старении 20-160°C. Выделение δ '-фазы в Al-Li сплаве сопровождается понижением пластичности.

Добавки циркония в сплавы системы Al-Li измельчают зерно и повышают стойкость к коррозии. Марганец также измельчает зерно и увеличивает коррозионную стойкость, но в меньшей степени, чем цирконий. Кроме того, марганец понижает температуру [солидуса](#). Кремний увеличивает предел текучести сплава, уменьшает склонность к охрупчиванию.

Сплав 01420 (содержит от 0,1 до 2%Li) - самый легкий из всех алюминиевых сплавов, его плотность 2500 кг/м^3 . Модуль упругости сплава - 76000 МПа в отличие от модуля упругости традиционных сплавов типа Д16, равного 72000 МПа. Широкое применение сплава 01420 вместо сплава Д16 в конструкциях снижает массу от 13% до 20%.

Сплав 01420 обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью. Он сваривается всеми видами сварки. Прочность сварного соединения составляет по сравнению с прочностью основного материала 84%. Повторная термическая обработка сплава после сварки дает 100%-ную прочность. Сплав 01420 закалывают с 450°C охлаждением в воде или на воздухе с последующим искусственным старением при 120°C 12 ч. Закалка с охлаждением на воздухе обеспечивает высокую коррозионную стойкость, закалка в воде - получение более высоких характеристик пластичности.

Алюминий-литиевые сплавы весьма технологичны. Они хорошо деформируются в горячем состоянии, быстро упрочняются при холодной деформации, хорошо прессуются, штампуются и обрабатываются резанием. Технология получения новых сплавов мало отличается от технологии производства традиционных сплавов.

5.2.3. Титан и сплавы на его основе

[Легирование титановых сплавов. Классификация и общая характеристика сплавов. Сплавы с эффектом памяти механической формы](#)

Титан по распространенности в земной коре занимает среди конструкционных металлов четвертое место, уступая лишь алюминию, железу и магнию. Титан - металл IV группы периодической системы с атомным номером 22, атомной массой 47,3, относится к переходным элементам. Титан обладает удельным весом порядка 4500 кг/м^3 и довольно высокой температурой плавления, $\sim 1665 \pm 5^\circ\text{C}$. Модуль упругости у титана низкий $E = 112 \text{ ГПа}$, почти в 2 раза меньше, чем у железа и никеля. Коэффициент теплопроводности составляет $18,85 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, почти в 13 раз ниже, чем у алюминия и в 4 раза ниже, чем у железа. Имеет низкий коэффициент линейного термического расширения - $8,15 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ (50% от коэффициента расширения [аустенитной нержавеющей стали](#)). Титан обладает высоким удельным электросопротивлением. Титан - парамагнитный металл.

Титан - твердый металл: он в 12 раз тверже алюминия, в 4 раза - железа и меди. Титан химически стоек. На поверхности титана легко образуется стойкая оксидная пленка TiO_2 , вследствие чего он обладает высокой сопротивляемостью коррозии в пресной и морской воде и в некоторых кислотах, устойчив против коррозии под напряжением. Во влажном воздухе, в морской воде и азотной кислоте он противостоит коррозии не хуже нержавеющей стали, а в соляной кислоте во много раз лучше ее. При температурах выше 500°C титан и его сплавы легко окисляются и поглощают водород, который вызывает охрупчивание (водородная хрупкость).

Титан имеет две полиморфные модификации:

- **низкотемпературную** модификацию α -Ti, устойчивую до 882°C , (ГП - решетка $a = 0,296 \text{ нм}$, $c = 0,472 \text{ нм}$)
- **высокотемпературную** β -Ti, устойчивую выше 882°C (ОЦК решетка $a = 0,332 \text{ нм}$).

На механические свойства титана значительно влияют примеси **кислорода, водорода, углерода и азота**, которые образуют с титаном **твердые растворы внедрения** и промежуточные фазы: оксиды, гидриды, карбиды и нитриды, повышая его характеристики прочности при одновременном снижении пластичности. Поэтому содержание этих примесей в титане ограничено сотыми и даже тысячными долями процента. Опасность водородной хрупкости, особенно в напряженных сварных конструкциях ограничивает содержание водорода. В техническом титане оно находится в пределах $0,008 - 0,012\%$.

Титан обладает высокой прочностью и удельной прочностью и в условиях глубокого холода, сохраняя при этом достаточную пластичность.

t, °C	+20	-70	-196
$\sigma_{\text{в}}$, МПа	600-700	800...900	1000...1200
δ , %	20-30	10-5	3-10

Сплавы на основе титана

Для получения сплавов титан легируют Al, Mo, V, Mn, Cr, Sn, Fe, Zr, Nb. Титан легируют для улучшения механических свойств, реже — для повышения коррозионной стойкости. **Удельная прочность** ($\sigma_{\text{в}}/\rho$) титановых сплавов выше, чем легированных сталей.

Все легирующие элементы по влиянию на полиморфизм титана подразделяются на три группы:

1. **α -стабилизаторы** — элементы, повышающие $T_{пт}$ титана (Рис. 5.13 а). Из металлов к числу α -стабилизаторов относятся Al, Ga, In, из неметаллов — C, N, O.

2. **β -стабилизаторы** — элементы, понижающие $T_{пт}$ титана. Их можно разбить на три подгруппы. В сплавах титана с элементами **1 подгруппы** при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад β -фазы $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (Рис. 5.13 б); к их числу относятся Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, *называемые эвтектоидообразующими β -стабилизаторами*.

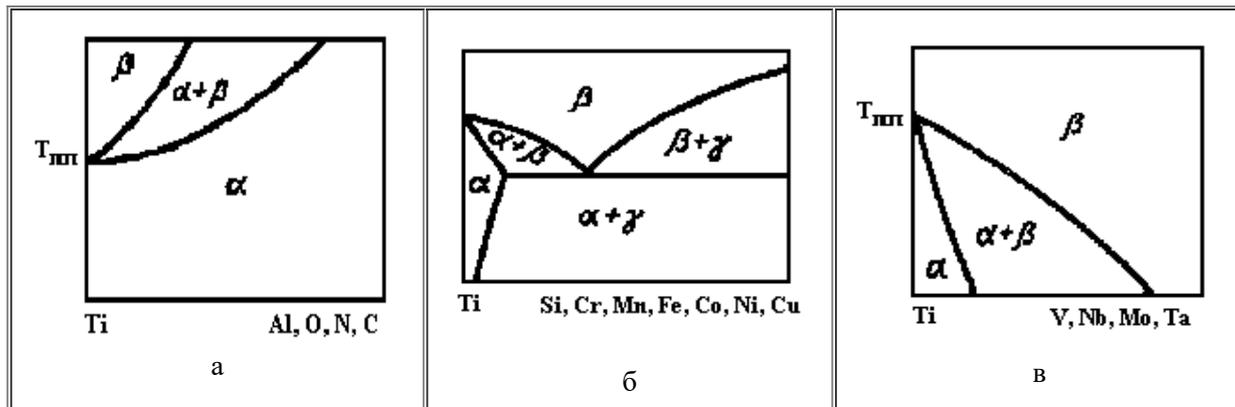


Рисунок 5.13. Влияние легирующих элементов на температуру [полиморфного превращения](#) титана

В сплавах титана с элементами **2 подгруппы** β -раствор сохраняется до комнатной температуры (Рис. 5.13 в). К числу этих элементов принадлежат V, Mo, Nb, Ta. Поскольку они образуют непрерывные твердые растворы с β -титаном, их назвали **изоморфными β -стабилизаторами**.

В сплавах **3 подгруппы** равновесная β -фаза также стабилизируется при комнатной температуре, но непрерывных твердых β -растворов не образуется. К элементам этой подгруппы относятся **Re, Ru, родий Rh, осмий, иридий**, которые в области, богатой титаном, дают с ним такую же диаграмму состояния, как и изоморфные β -стабилизаторы (см. Рис. 3). Их можно назвать **квазиизоморфными β -стабилизаторами**.

3. Третья группа представлена легирующими элементами, мало влияющими на $T_{пт}$ титана. Это олово, цирконий, германий, гафний и торий, которые называют **нейтральными упрочнителями**.

Почти все промышленные титановые сплавы содержат алюминий.

Классификация титана и его сплавов

Технический титан и его сплавы получают из титановой губки. Титановая губка — это пористое серое вещество с насыпной массой 1,5—2,0 г/см³ и очень высокой вязкостью.

В зависимости от содержания примесей технический титан подразделяют на несколько сортов: VT1-00 (99,53% Ti), VT1-0 (99,48 % Ti) и VT1-1 (99,44 % Ti).

Принятая в настоящее время классификация титановых сплавов основана на структуре, которая формируется при отжиге по промышленным режимам. Она включает:

1. **α -сплавы**, структура которых представлена α -фазой.
2. **Псевдо- α -сплавы**, структура которых представлена α -фазой и небольшим количеством β -фазы (не более 5%) или интерметаллидов.
3. **($\alpha + \beta$)-сплавы**, структура которых представлена α - и β -фазами; сплавы этого типа также могут содержать интерметаллиды.

4. **Псевдо-β -сплавы** со структурой в отожженном состоянии, представленной α -фазой и большим количеством β -фазы; в этих сплавах закалкой или нормализацией из β -области можно легко получить однофазную β -структуру.
5. **β -сплавы**, структура которых представлена термически стабильной β -фазой.
6. Сплавы на основе интерметаллидов.

Общая характеристика титановых сплавов

Практически все титановые сплавы, за редким исключением, легируют **алюминием**, который имеет следующие преимущества перед остальными легирующими компонентами:

- а) широко доступен и сравнительно дешев;
- б) плотность алюминия значительно меньше плотности титана, поэтому введение алюминия повышает **удельную прочность** сплавов;
- в) алюминий эффективно упрочняет α -, (α +β)- и β - сплавы при сохранении удовлетворительной пластичности;
- г) с увеличением содержания алюминия повышается жаропрочность сплавов;
- д) алюминий повышает модули упругости;
- е) с увеличением содержания алюминия в сплавах уменьшается их склонность к водородной хрупкости.

Однако с увеличением содержания алюминия повышается чувствительность титановых сплавов к солевой коррозии, а также уменьшается их технологическая пластичность. Поэтому если есть опасность контакта сплавов с поваренной солью при работе в интервале температур 250—550°C или необходима высокая технологическая пластичность, содержание алюминия в титановых сплавах следует ограничивать.

Титановые α -сплавы, помимо Al, легируют **нейтральными упрочнителями** (Sn и Zr). Весьма ценным свойством α -сплавов титана является их хорошая **свариваемость**; эти сплавы даже при значительном содержании алюминия однофазны, поэтому не возникает охрупчивания шва и околошовной зоны.

К **недостаткам α -сплавов** относится их сравнительно невысокая прочность, сплавы этого класса термически не упрочняются. При содержании более 6% (по массе) Al технологическая пластичность сплавов невелика. С увеличением содержания алюминия повышаются рабочие температуры титановых α -сплавов. Однако при этом возникает опасность их охрупчивания в результате выделения фазы α₂. Сплавы этого класса, хотя и в меньшей степени, чем титан, склонны к водородной хрупкости.

Сплав BT5, содержащий 5%Al отличается более высокими прочностными свойствами по сравнению с титаном, но его технологичность невелика. Применяются для деталей, работающих при температурах до 400°C.

Сплав BT5-1, относящийся к системе Ti—Al— Sn более технологичный, чем BT5 и предназначен для изготовления изделий, работающих в широком интервале температур: от криогенных до 450°C.

Дисперсионно твердеющие α -сплавы представлены английским сплавом Ti+2%Cu. В отожженном и закаленном состоянии сплав малопрочен и пластичен и имеет такую же технологичность, как и технический титан. При старении сплав упрочняется на 30—50% за счет дисперсионного твердения и приобретает $\sigma_B=750—800$ МПа. Из сплава Ti+2%Cu в Англии изготавливают листы и полосы. Этот сплав сваривается, причем пластичность сварного соединения практически такая же, как у основного металла.

В **псевдо-α -сплавы** для повышения прочности и жаропрочности при сохранении достаточной технологичности и свариваемости наряду с алюминием следует вводить β -стабилизаторы. Псевдо-α -сплавы при одинаковой с α -сплавами пластичности обладают на 10—20% более высокой прочностью, что обусловлено существенным измельчением зерна при переходе от α - к

($\alpha + \beta$) -структуре. При комнатной температуре псевдо- α -сплавы отличаются более высокой технологической пластичностью по сравнению с α -сплавами.

Псевдо- α -сплавы отличаются высокой термической стабильностью, хорошей свариваемостью. Существенный недостаток псевдо- α -сплавов — их высокая склонность к водородной хрупкости. Эту группу представляют сплавы системы Ti—Al—Mn (OT4-0; OT4-1; OT4; BT4; OT4-2), обладают высокой технологической пластичностью. Сплавы хорошо свариваются всеми видами сварки. Недостатки этих сплавов: а) сравнительно невысокая прочность и жаропрочность; б) большая склонность к водородной хрупкости. С повышением содержания алюминия и марганца в этой серии сплавов прочность их возрастает, а пластичность и технологичность ухудшаются. К этой группе принадлежат также сплавы BT20, BT18.

Сплав BT20 разрабатывали как более прочный и жаропрочный листовой сплав по сравнению с BT5-1. Упрочнение сплава BT20 обусловлено его легированием, помимо алюминия, цирконием и небольшими количествами молибдена и ванадия. Технологическая пластичность сплава BT20 невысока из-за большого содержания алюминия. Сплав предназначен для изготовления изделий, работающих длительно при температурах до 500°C.

Сплав BT18 относится к наиболее жаропрочным титановым сплавам; он может длительно работать при температурах 550—600°C. Высокая жаропрочность сплава обусловлена большим содержанием в нем алюминия и циркония. Однако, в отличие от других псевдо- α -сплавов сплав BT18 плохо сваривается.

Большинство α - и псевдо- α -сплавов применяют в отожженном состоянии.

Наиболее благоприятным сочетанием всех свойств отличаются двухфазные сплавы, состоящие из $\alpha + \beta$ - фаз. Эти сплавы характеризуются лучшей технологической пластичностью в отожженном состоянии по сравнению с α -сплавами, высокой прочностью, способностью к термическому упрочнению [закалкой](#) и [старением](#), меньшей склонностью к водородной хрупкости по сравнению с α и псевдо- α сплавами.

В отличие от α - и псевдо- α -сплавов $\alpha + \beta$ сплавы существенно упрочняются в результате закалки и старения.

Механические свойства отожженных ($\alpha + \beta$)-сплавов существенно зависят от характера микроструктуры. Наибольшие различия наблюдаются для сплавов с зернистой и пластинчатой структурой. Для сплавов с зернистой структурой характерны высокая циклическая прочность, пластичность, технологичность.

Сплавы с пластинчатой структурой отличаются высокой вязкостью разрушения, ударной вязкостью, жаропрочностью при пониженных характеристиках пластичности и циклической прочности. Высокая вязкость разрушения титановых сплавов с такой структурой обусловлена сильным ветвлением трещин при их распространении.

Классическим примером таких сплавов является BT6 (Ti-6%Al-4%V) BT14 - Ti - 5Al - 1V - 3Mo и BT16 - Ti -2,5Al -5V - 5Mo). Их применяют в отожженном и термически упрочненном состоянии.

К этой же группе принадлежат BT22 (Ti - 5Al - 5V - 5Mo - 1Fe - 1Cr) и новый сплав BT23 - Ti—4,5Al—4,5V—2Mo—1Cr—0,6Fe. Это среднелегированный ($\alpha + \beta$)-сплав мартенситного класса. Сплав этой группы BT8 (Ti - 6,5Al - 3,3Mo - 0,3Si - 0,5Zr) легирован молибденом, алюминием и небольшими количествами кремния, его структура в отожженном состоянии представлена α -фазой, β -фазой (10%) и небольшим количеством дисперсных силицидов. Сплав BT8 обладает высокой термической стабильностью; удовлетворительной пластичностью, но плохо сваривается, недостаточно технологичен. Сплав применяют в отожженном и термически упрочненном состоянии при температурах до 450— 500°C.

Сплав BT9 в отличие от BT8 дополнительно легирован цирконием (1,6Zr). Введение циркония в сплавы системы Ti—Al—Mo—Si приводит к повышению прочности почти без снижения пластичности при сохранении достаточно высокой термической стабильности. Ввиду благоприятного влияния циркония и высокого содержания алюминия сплав BT9 более жаропрочен, чем другие титановые ($\alpha + \beta$) сплавы. Сплав может работать до 500—550°C.

Псевдо- β -сплавы относятся к высоколегированным титановым сплавам, в которых суммарное содержание легирующих элементов доходит до 20% и более. Хотя при закалке из β -области в этих сплавах фиксируется только β -фаза, она термически нестабильна и при старении распадается с выделением дисперсной α -фазы.

К преимуществам псевдо- β -сплавов относятся:

1. Высокая технологическая пластичность в закаленном состоянии. Это связано с тем, что β -фаза с ОЦК. решеткой по своей природе более пластична, чем гексагональная α -фаза.
2. Большой эффект термического упрочнения, что связано с большим пересыщением закаленной β -фазы. Распад пересыщенной β -фазы при старении обеспечивает повышение прочности сплавов в 1,5—1,7 раза.
3. Малая склонность к водородной хрупкости.

Недостатки псевдо β -сплавов:

- а) невысокая термическая стабильность, в результате чего их нельзя применять для длительной работы при температурах выше 350°C;
- б) неудовлетворительная свариваемость;
- в) большой разброс механических свойств, вызванный химической неоднородностью сплавов в связи с высокой степенью их легирования и большой чувствительностью процесса старения к содержанию примесей внедрения;
- г) сравнительно высокая плотность (5—5,1 г/см³).

Разработанные к настоящему времени псевдо- β -титановые сплавы можно разделить на две группы: а) легированные алюминием, β -стабилизаторами, а в некоторых случаях и нейтральными упрочнителями; б) легированные β -стабилизаторами и нейтральными упрочнителями.

Псевдо- β -сплав ВТ15 содержит 3-4% Al; 7- 8% Mo и 10-11,5%Cr. В закаленном состоянии сплав ВТ15 отличается невысокой прочностью, большой пластичностью ($\sigma_B = 880—1000$ МПа; $\delta = 12-20\%$) и хорошо штампуются. Затем сплав термически упрочняют старением. При старении из пересыщенного β -раствора выделяются дисперсные частицы α -фазы, которые и обеспечивают упрочнение. После закалки и старения временное сопротивление разрыву составляет 1300-1500 МПа при удлинении около 6%.

Свариваемость этих сплавов затрудняет бурный рост зерна в β -области. По указанным причинам псевдо- β -сплавы первой группы применяют ограниченно.

Сплав ВТ30 (Ti - 11Mo - 5,5Zr - 4,5Sn). Сплав ВТ30 обладает высокой технологической пластичностью в закаленном состоянии, в котором хорошо поддается холодной обработке давлением. Сплав закалывают с температуры 800°C, а затем подвергают старению при 530°C. Отличительная его особенность — большая разница в прочностных свойствах в закаленном состоянии и после старения: временное сопротивление разрыву составляет 650—750 МПа после закалки, а после старения достигает 1400—1600 МПа.

В нашей стране в полупромышленном масштабе производят β -сплав 4201 (Ti+33%Mo), отличающийся **высокой коррозионной стойкостью**. В ряде областей применения он может заменять тантал, коррозионно-стойкие никелевые сплавы и даже золото и платину. Сплав отличается высокой технологической пластичностью, хорошо сваривается всеми видами сварки. Титановые β -сплавы с термодинамически устойчивой β -фазой можно получить лишь на основе таких систем, в которых легирующие элементы имеют о.ц.к. решетку при комнатной температуре и образуют с β -титаном непрерывный ряд твердых растворов. К таким элементам принадлежат ванадий, молибден, ниобий и тантал. Однако стабильные β -фазы в этих сплавах образуются при таких высоких концентрациях компонентов, что титановые сплавы теряют основное их преимущество, а именно сравнительно малую плотность. Поэтому титановые сплавы со стабильной β -фазой не получили широкого промышленного применения.

Сплавы с эффектом памяти механической формы

Однажды, желая припугнуть жестокого египетского фараона, бог приказал пророку Моисею бросить на землю металлический жезл, который он держал в руке: жезл тотчас превратился в извивающуюся змею. Затем бог повелел Моисею взять ее за хвост, и когда тот выполнил приказ, змея выпрямилась и застыла, вновь став жезлом. Такова библейская легенда.

Некоторые сплавы титана обладают способностью запоминать, а затем восстанавливать ту форму, которая была придана металлическому изделию на определенном этапе обработки.

Примерно в начале 60-х годов в США был запатентован сплав **нитинол**, в состав которого входили почти в равных количествах никель и титан. Сплав оказался неплохим конструкционным материалом - легким, прочным, пластичным, коррозионностойким. Однако создатели сплава,

словно предчувствуя, что он продемонстрировал далеко не все свои способности, продолжали проводить с ним новые эксперименты. И вот во время очередного опыта произошло нечто такое, что заставило ученых не поверить своим собственным глазам: нитиноловая проволока, растянутая подвешенной к ней гирькой, после небольшого нагрева вдруг стала скручиваться в спираль, поднимая за собой груз. А ведь именно вид спирали проволока имела в начале опыта - до того, как ее нагрели и охладили, а затем подвесили к ней груз, заставивший ее вытянуться в струнку. Значит, нитинол “вспомнил” свою первоначальную форму?

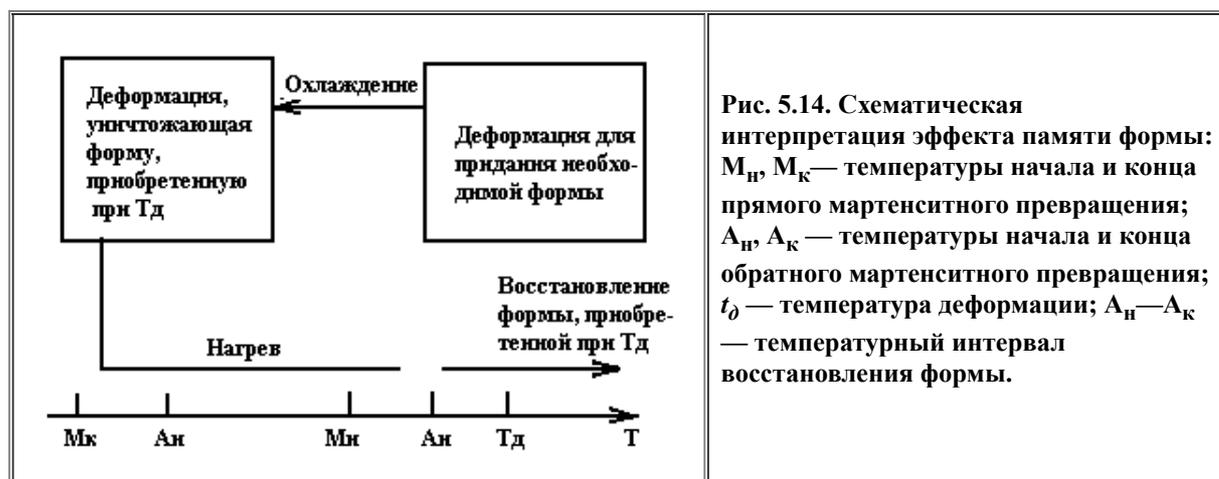
Причиной столь нелогичного поведения металла являются так называемые обратимые мартенситные превращения. В чем же суть этого структурного явления?

Основу современной теории пластичности составляет представление о том, что неупругие деформации в кристаллах необратимы. Однако существуют металлические материалы, которые после значительного неупругого деформирования способны полностью восстанавливать форму за счет структурного превращения. Такие материалы обладают **обратимостью неупругой деформации**. Явление самопроизвольного восстановления формы - эффект памяти формы (ЭПФ) - может наблюдаться как в изотермических условиях, так и при температурных изменениях. При теплосменах такие металлические материалы могут многократно обратимо деформироваться. Способность к восстановлению деформации не может быть подавлена даже при высоком силовом воздействии. Уровень реактивных напряжений некоторых материалов с ЭПФ может составлять до 1000 - 1300 МПа.

Особенностью сплавов с ЭПФ является ярко выраженная зависимость большинства свойств от структуры. Значения физико-механических характеристик меняются в несколько раз при обратимом фазовом переходе аустенит - мартенсит для разных сплавов в интервале температур от -150 до +150 °С.

Наиболее перспективными для практического применения являются сплавы Ti - Ni эквиатомного состава (примерно 50:50 % (ат.)), обычно называемые **никелидом титана** или **нитинолом**.

Сущность эффекта памяти заключается в том, что материал пластически деформируют при температуре выше температуры прямого мартенситного превращения ($T_D > M_H$) с целью придания ему **определенной** (необходимой) формы, затем охлаждают до температур, обеспечивающих протекание мартенситного превращения ($\leq M_K$) и деформируют в этой температурной области для получения **удобной** формы. При дальнейшем нагреве выше температуры начала обратного мартенситного превращения (A_H) изделие вновь восстанавливает формы, которая была ему первоначально придана при температуре T_D выше M_H . Схематически этот эффект изображен на Рис. 5.14.



M_H определяет нижнюю границу работоспособности материала с памятью, при этой температуре резко изменяются физико-механические свойства материала и развиваются релаксационные процессы.

ЭПФ проявляется в сплавах, характеризующихся термоупругим мартенситным превращением, когерентностью решеток исходной и мартенситной фаз, сравнительно небольшой величиной гистерезиса превращения, а также малыми изменениями объема при превращениях. В никелиде титана объемные изменения составляют около 0,34 %, что на порядок меньше чем в сталях (около 4 %).

В этих условиях при деформации образуются когерентные с исходной структурой двойниковые мартенситные кристаллы, а при отогреве и обратном превращении эти мартенситные кристаллы исчезают и плавно переходят в решетку исходной фазы. Обратимое движение когерентных межфазных границ при обратном превращении приводит к восстановлению первоначальной формы.

Характеристические температуры превращений ряда двойных сплавов Ti-Ni с ЭПФ разного состава, полученные из разных источников, приведены в таблице 5.3. Из таблицы следует, что даже малые отклонения состава сплавов Ti - Ni от стехиометрического (50:50) приводят к значительному изменению характеристических температур.

Таблица 5.3. Характеристические температуры сплавов Ti-Ni

Состав ат %		Температура, °С			
Ti	Ni	Mn	Mk.	Ан	Ак
52,8	47,2	90	60	100	135
50,0	50,0	50	20	55	75
49,5	50,5	25	5	35	60
49,25	50,75	0	-20	10	30
49,0	51,0	55	-90	-50	-25

Температуры мартенситных превращений зависят от состава сплава. Легирование никелида титана железом, марганцем, хромом, ванадием, кобальтом приводит к снижению *Mn* и *Mk* вплоть до -196 °С, а введение Zr, Ta, Nb - к их повышению (до +100 °С). Медь и кремний в довольно широком интервале концентраций слабо влияют на температуры превращений.

Промышленностью освоен выпуск сплавов на основе никелида титана. Химический состав двух сплавов, наиболее широко используемых на отечественных предприятиях приведен в таблицах 5.4, 5.5.

Таблица 5.4 -Основные свойства сплавов никелида титана

Параметр	ТН-1	ТН-1К
Плотность, г/см ³	6,45-6,50	
Температура плавления, °С	1250-1310	
Коэффициент термического расширения, 10 ⁻⁴ К ⁻¹	6,0*-10,4	12,0-14,0
Удельное электросопротивление, 10 ⁻⁸ Ом-м	55 -60	70-80
Коэффициент Пуассона	0,48*	0,33
Временное сопротивление при растяжении, МПа	600-800	800-1000
Предел текучести, МПа	400-600	500-700
Относительное удлинение, %	20-40	20-40
Эффект памяти формы (предельная деформация, при которой происходит полное восстановление формы, %)	6-8	

Реактивное напряжение, МПа	300-500	
----------------------------	---------	--

*Данные относятся к мартенситному состоянию сплава.

Таблица 5.5 . Химический состав сплавов никелида титана, % (по массе)

	Основные элементы		Примеси, не более							
	Ni	Ti	Fe	Si	C	N	O	H	Co	Остальные
ТН-1	53,5-56,5	Осталь	0,3	0,15	0,10	0,05	0,2	0,013		0,30
ТН-1К	50,0-53,5	ное	2,5-4,5	0,15	0,10	0,05	0,2	0,030	0,2	0,30

Сплавы с ЭПФ часто относят к так называемым **интеллектуальным материалам**, позволяющим создавать принципиально новые конструкции и технологии в различных отраслях машиностроения, авиакосмической и ракетной техники, приборостроения, энергетики, медицины и др.

На рис. 5.15 приведена схема космического аппарата с антеннами саморазворачивающейся конструкции. Антенны состоят из листа и стержня из сплава Ti - Ni, которые свернуты в виде спирали и помещены в углубление в искусственном спутнике. После запуска спутника и выведения его на орбиту антенна нагревается с помощью специального нагревателя или тепла солнечного излучения, в результате чего она выходит в космическое пространство.

Доставка в открытый космос громоздких агрегатов технически возможна только по частям с последующими монтажными работами.

Используемые в массовом производстве способы соединения деталей, такие как сварка, пайка, склеивание, клепка и другие, непригодны в космических условиях. Особые требования предъявляются к обеспечению исключительно высокой техники безопасности.

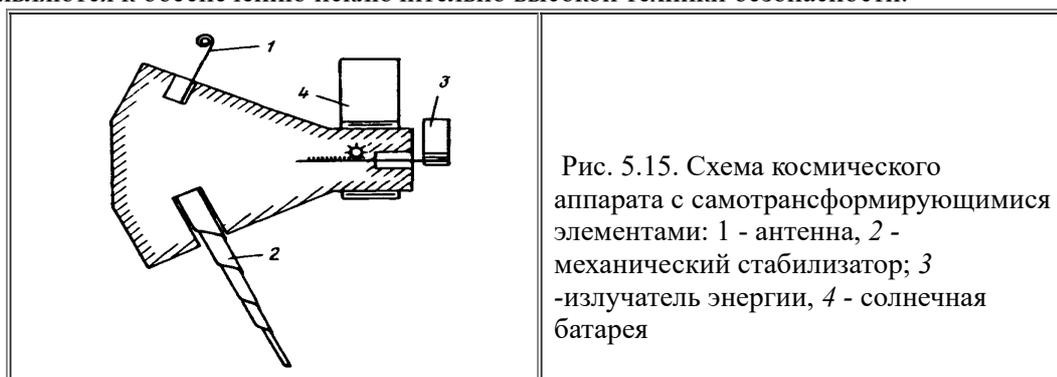


Рис. 5.15. Схема космического аппарата с самотрансформирующимися элементами: 1 - антенна, 2 - механический стабилизатор; 3 -излучатель энергии, 4 - солнечная батарея

С учетом этих особенностей в России была создана уникальная технология соединения элементов в открытом космосе с использованием муфты из сплава ТН-1. Эта технология успешно использована при сборке конструкции фермы из алюминиевых сплавов общей длиной 14,5 м и поперечным сечением в виде квадрата со стороной 0,5 м. Ферма состояла из отдельных трубчатых деталей диаметром 28 мм, которые соединялись между собой с помощью муфты из металла с памятью формы (рис.5.16). Муфту деформировали при низкой температуре таким образом, чтобы ее внутренний диаметр был больше наружного диаметра соединяемых элементов.

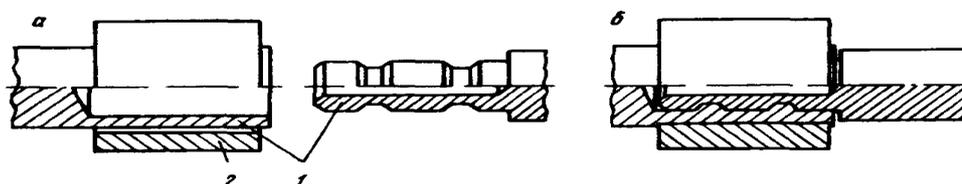


Рис. 5.16. Соединение трубчатых деталей (1) с помощью муфты (2) из

металла с памятью формы' а - до сборки; б - после нагрева

После нагрева выше температуры обратного мартенситного превращения внутренний диаметр муфты восстанавливался до того диаметра, который муфта имела перед расширением.

Эти же принципы строительства могут быть использованы для монтажа на больших глубинах крупногабаритных морских подводных конструкций.

Сплавы с ЭПФ используют в качестве силовых элементов блокировочных устройств, срабатывающих как на запирающие (собственно блокировка), так и в обратном направлении, в силовых конструкциях прессов, домкратов.

Особенностью исполнительных элементов из сплавов с памятью формы является их миниатюрность. Это обусловлено простотой механизма их действия, а также тем, что элемент состоит из одного сплава. На действие таких механизмов не влияет среда или атмосфера, а влияет только температура. В Японии создан робот с плечевой опорой, локтевым шарниром, запястьем и захватом, имеющий пять степеней свободы. Сгибание запястья, сжатие и разжимание захвата обеспечиваются спиралями из сплава Ti - Ni, а действие шарнира и плечевой опоры - удлинением или сокращением проволоки из того же сплава. Положение руки и скорость действия регулируются прямым пропусканием тока с модулированной шириной импульса. Плавность действия робота обусловлена тем, что заданная величина усилия (силы восстановления памяти формы) соответствует величине регулируемого параметра (току). Действия робота приближаются к действию мускульного механизма.

Особый интерес представляет использование сплавов с памятью формы в медицине. Их применение открывает широкие возможности создания новых эффективных методов лечения. Сплавы, используемые в медицине, должны обладать не только высокими механическими характеристиками, но и биологической совместимостью с тканями человеческого организма, обеспечивать отсутствие токсичности, канцерогенности, оказывать сопротивление образованию тромбов, сохраняя эти свойства в течение длительного времени. Специальные эксперименты показали, что сплавы на основе Ti - Ni имеют биологическую совместимость на уровне и даже выше обычно применяемых нержавеющей стали и кобальтхромовых сплавов и могут быть использованы в качестве функциональных материалов в биологических организмах. Использование сплавов с ЭПФ для лечения показало их хорошую совместимость с тканями и отсутствие реакций отторжения биологических структур человеческого организма.

При ортопедической хирургической операции коррекцию позвоночника обычно осуществляют с помощью *стержня Харинтона*, изготовленного из нержавеющей стали. Недостатком этого метода является уменьшение во времени первоначального корректирующего усилия. Если для стержня Харинтона применить сплав с ЭПФ, то установить стержень можно за один раз, необходимость в повторной операции отпадает.

Методы медицинской помощи в случае *костных переломов* заключаются в том, чтобы с помощью пластинок зафиксировать зону перелома в таком состоянии, когда на кость действует сила сжатия. Если для соединительной пластинки применить сплав с эффектом памяти формы, то становится возможной прочная фиксация зоны перелома путем внешнего нагрева пластинки до температуры несколько выше температуры тела после операции, при этом отпадает необходимость осуществлять продольное сжатие кости во время операции.

Одним из наиболее перспективных методов *лечения стенозов (сужения) сосудов* является использование эндоваскулярных спиралевидных протезов, изготовленных из нитиноловой проволоки. В медицине нитинол впервые использовали в 1977 г. M.Simon с соавторами для изготовления кавафильтра.

Импланты с памятью формы также применяются: для суставов, в грудной и сердечно-сосудистой хирургии, в хирургии легких, в офтальмологии, ортопедии.

Глава 6. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

6.1. Пластмассы, их виды, свойства и области применения

Классификация полимеров. Термопластические и терморезактивные пластмассы. Пластмассы с газоздушным, волокнистым наполнителем.

*Пластмассами называют материалы, основным связующим компонентом которых является синтетический или природный **полимер**, а другими компонентами служат наполнители - пластификаторы, красители, смазки, стабилизаторы и др.* Пластмассы способны при определенных условиях формоваться и сохранять приданную им форму. По способу изготовления синтетические полимеры разделяют на получаемые *полимеризацией, поликонденсацией и химическим модифицированием.*

Полимеры первого типа получают в результате протекания реакции **полимеризации**, т. е. образования полимеров при взаимодействии нескольких мономеров, без изменения первоначального состава. К ним относят полиэтилен, полипропилен, поливинилхлорид, полистирол, политетрафторэтилен и др.

Полимеры второго типа образуются из нескольких мономеров, в результате протекания реакции **поликонденсации**; в этом случае процесс получения полимера сопровождается выделением побочных продуктов (например, воды, углекислоты, аммиака и др.), в результате чего состав полимера не соответствует составу первоначальных веществ. Реакция поликонденсации протекает с участием катализаторов (кислот или оснований). Природа катализатора оказывает влияние на характер продукта поликонденсации. Так, при взаимодействии мономеров (фенол и формальдегид) в кислой среде образуется полимер, называемый **новолачной смолой**, имеющей линейную или разветвленную структуру связи. Эта смола при нагревании размягчается, а при охлаждении затвердевает, не претерпевая при этом химических превращений. При взаимодействии тех же мономеров в основной среде образуются **резальные смолы**, имеющие трехмерное, сетчатое строение. Эти смолы вследствие глубоких химических превращений теряют свойство размягчаться при повторном нагревании. К поликонденсационным синтетическим полимерам относят фенолоформальдегидные, меламино-формальдегидные, мочевино-формальдегидные и другие смолы, сложные полиэфиры и т. д.

Наконец, полимеры третьего типа получают путем замены атомов водорода или других элементов на новые атомы и группы в полимерной цепи, приобретающей новые свойства. Широко используют хлорирование полимеров, при котором получают хлорированный полиэтилен, хлорированный поливинилхлорид и т. д.

Синтетические полимеры получают при химической переработке каменного угля, природного и промышленного газа, нефти и других видов сырья.

К **природным полимерам или смолам** относят шеллак, природные и нефтяные асфальты, каучук, целлюлозу, канифоль, природные битумы и т. д.

Физико-химические свойства пластмасс, методы изготовления из них изделий и область применения в значительной степени определяется наполнителем. В качестве наполнителя используют материалы органического и неорганического происхождения: древесная мука, хлопковые очесы, бумага, графит, цемент, сажа, стеклянное волокно, ткани, слюда и т. д.

Для повышения пластичности и других технологических свойств пластмассы в состав исходной смеси вводят пластификаторы (камфару, олеиновую кислоту, дихлорэтан, дибутилфталат и др.).

Для ускорения процесса отверждения при переработке исходного материала в изделия применяют катализаторы (известь, магнезия, уротропин и др.).

В состав исходных смесей в небольших количествах (0,5.. 1,5%) вводят смазывающие вещества (стеарин, воск и др.). Они предотвращают прилипание к пресс-формам пластмассовых изделий при их изготовлении.

Для придания изделию определенной окраски в состав исходных смесей вводят красители (анилиновые красители, нигрозин и др.).

При изготовлении пластмассовых изделий исходный материал подвергают совместному действию нагрева и давления. В зависимости от изменения свойств при нагреве полимеры разделяют на две основные группы: **термопластичные и терморезактивные**. Первые из них образуются на базе новолачных смол а вторые - на базе резальных смол.

Термопластичные полимеры (термопласты) при нагревании размягчаются, переходя сначала в высокоэластичное, а затем в вязкотекучее состояние; при охлаждении они затвердевают. Процесс этот является обратимым, т. е. его можно повторять многократно. К термопластам относят

полимеры с линейной и разветвленной структурой связи; у них мономеры связаны один с другим только в одном направлении. При повторном нагревании такие химические связи не разрушаются; молекулы мономеров приобретают гибкость и подвижность, т. е. никаких необратимых химических превращений при нагревании и охлаждении не происходит.

Термореактивные полимеры (реактопласты), при нагреве сначала размягчаются, если они были твердыми, а затем переходят в твердое состояние. Процесс этот является необратимым, т. е. при нагревании происходят необратимые химические превращения и при повторном нагреве такие полимеры не размягчаются. К реактопластам относят полимеры с сетчатой или сшитой структурой связи. Такие полимеры образуют в гигантских макромолекулах двух- или трехмерные связи, т. е. их мономеры или линейные молекулы жестко связаны между собою и не способны взаимно перемещаться.

Термопластические пластмассы

Это - группа пластмасс на основе синтетических полимеров, полученных по реакциям **цепной полимеризации**: полиэтилен, поливинилхлорид, полиамиды, полиуретаны, полистирол, полиформальдегид, полиметилметакрилат, поликарбонат, полипропилен, фторопласт и другие.

Полиэтилен в зависимости от способа производства различают

- высокого давления (ВД) или низкой ($0,918...0,930 \text{ г/см}^3$) плотности, его получают полимеризацией этилена при температуре $200...250^\circ\text{C}$;
- среднего давления (СД) или средней ($0,931...0,945 \text{ г/см}^3$) плотности, его производят полимеризацией этилена в присутствии катализатора (окись хрома и кремния) при $125-150^\circ\text{C}$;
- низкого давления (НД) или высокой ($0,946...0,970 \text{ г/см}^3$) плотности, его получают в присутствии катализатора (четырёххлористого титана и др.) при температуре до 60°C .

Чистый полиэтилен на воздухе подвергается старению, становится жестким и хрупким. Для замедления старения при термической переработке к нему добавляют термостабилизаторы (ароматические амины, фенолы, сернистые соединения), а для улучшения светостойкости вводят светостабилизаторы (сажа, графит). Полиэтилен широко применяют в технике в виде конструкционных деталей различных машин и механизмов, труб, листов, пленки, кабельной изоляции, покрытий и т. д.

Поливинилхлорид - материал аморфной структуры белого цвета. Поливинилхлорид выпускают без пластификатора (непластифицированный поливинилхлорид, или винипласт) и с пластификатором (пластифицированный поливинилхлорид, или пластикат).

Винипласт - материал, для изготовления пленки, листов, труб и профильных изделий. Пленка из винипласта может применяться при температурах от -20 до $+60^\circ\text{C}$. Листовой винипласт выпускают трех марок: ВН (винипласт непрозрачный), ВП (прозрачный) и ВИТ (нетоксичный). Винипласт в виде труб и профильных изделий применяют в химической промышленности.

Винипласт имеет плотность $1,3-1,6 \text{ г/см}^3$, предел прочности $45-55 \text{ МПа}$, ударную вязкость 120 кДж/м^2 .

Пластикат обычно получают из смеси полимера с пластификатором и стабилизатором (сажа, двуокись титана и т. д.). Пластикат выпускают листовым, прокладочным, профильным декоративным кабельным светотермостойким и т. д. Механические свойства пластиката несколько ниже механических свойств винипласта, а морозостойкость составляет до -50°C . При добавке специальных пластификаторов и красителей на основе пластиката получают **винилит** - тонкую хлопчатобумажную ткань, покрытую с одной стороны пластикатовой пленкой (применяют для плащей, накидок и других изделий) и **линолеум** - пластикат с наполнителем.

Полиамид получают поликонденсацией аминокислот, а также диаминов с дикарболовыми кислотами. Его применяют для производства синтетических волокон и нитей, антифрикционных изделий, труб, пленок, различных деталей машин и приборов. Полиамидные волокна наибольшее применение получили в текстильной промышленности благодаря способности полиамида вытягиваться и ориентироваться при холодной вытяжке. Волокна легкие (плотность $1,04...1,14 \text{ г/см}^3$), износостойчивые, несминаемые, имеют малую гигроскопичность и хороший внешний вид. Ткани из полиамидного волокна используются для изготовления мешков, приводных ремней компрессоров, сепараторов, конвейерных лент, электроизоляции и др. Такие волокна имеют предел прочности $4,5...7,0 \text{ МПа}$ и относительное удлинение $20 - 30\%$. Полиамиды обладают

высокими физико-механическими свойствами: плотность $1.12...1.16 \text{ г/см}^3$, $\sigma_B = 45...95 \text{ МПа}$, $\delta = 100...300\%$, $KCU = 100...250 \text{ кДж/м}^2$, $HV 4.0...15$.

Полиуретаны представляют собой высокоплавкие кристаллические полимеры, способные при вытяжке давать ориентированную кристаллическую структуру волокна. Полиуретановые материалы выпускают в виде белого литьевого порошка. Из полиуретанов получают волокна, литьевые изделия и другие материалы. Волокна пригодны для изготовления фильтровальных тканей, кабельной изоляции, парашютной ткани, защитных покрытий и других технических целей. Детали радио- и электротехнической промышленности получают литьем под давлением. Эти детали могут работать длительное время при высокой влажности и температуре до $100...110^\circ\text{C}$. Изделия из полиуретана имеют плотность $1,21 \text{ г/см}^3$, $\sigma_B = 50...85 \text{ МПа}$, $KCU = 50 \text{ кДж/м}^2$, $HV 8 \dots 12$.

Полистирол является продуктом полимеризации стирола. Он нерастворим в воде и обладает хорошей химической стойкостью ко многим агрессивным средам (уксусной, соляной и фосфорной кислотам, щелочам, эфирам и т. д.). Полистирол является хорошим диэлектриком; электроизоляционные свойства полистирола почти не зависят от частоты тока. Его выпускают в виде порошков, трубок, профильных изделий, пленки, нитей, лент, облицовочных плит, легковесных пенопластов и т. д.

Изделия из полистирола имеют плотность $1,07 \text{ г/см}^3$, $\sigma_B = 80... 100 \text{ МПа}$, $KCU = 12 \dots 20 \text{ кДж/м}^2$, $HV 15$.

Полиформальдегид обладает повышенной механической прочностью, имеет незначительный износ и усадку, низкий коэффициент трения и высокую химическую стойкость к действию многих растворителей. Диэлектрические свойства полиформальдегида сохраняются при значительной влажности воздуха и даже при погружении в воду. Рабочая температура изделий из полиформальдегида от -40 до 180°C . Он имеет плотность $1,42... 1,43 \text{ г/см}^3$, $\sigma_B = 70 \text{ МПа}$, $\delta = 15...20\%$, $KCU = 90 \text{ кДж/м}^2$, $HV 20 \dots 40$, коэффициент трения по стали $0.1...0.3$. Полиформальдегид выпускают в виде белого порошка или гранул бесцветных или окрашенных, перерабатываемых методом литья под давлением (при $190...208^\circ\text{C}$), экструзией (при $170- 190^\circ\text{C}$) и прессованием (при $180- 190^\circ\text{C}$).

Полиформальдегид применяют для изготовления различных деталей, заменяющих изделия из стали и цветных металлов. Известно свыше 2000 примеров применения полиформальдегидов; при этом 80% всего производимого полимера используют для замены металлов.

Полиметилметакрилат является продуктом полимеризации метакриловой кислоты. В зависимости от строения может быть твердым или мягким при обычной температуре; он представляет собой прозрачную и бесцветную стекловидную массу, известную под названием *органическое стекло*. Легко подвергается переработке прессованием, литьем под давлением и др. Выпускают в виде порошков, стержней, труб, листов, а также самоотверждающихся пластмасс, светотехнического стекла. Последнее применяют для светильников с люминисцентными лампами и лампами накаливания, для предметов бытового назначения и т. п. Оргстекло поддается обработке резанием, штамповке при 150°C , сварке, склеиванию.

Полипропилен получают полимеризацией пропилена в присутствии комплексного катализатора. Он представляет собой бесцветный жесткий нетоксичный продукт без запаха; отличается хорошей прозрачностью и блеском. Полипропилен можно получить с высокой степенью кристалличности, что обеспечивает ему лучшие среди термопластов механические свойства (в частности, предел прочности при растяжении и статическом изгибе) и теплостойкость. Из полипропилена изготавливают полуфабрикаты в виде труб, листов, пленок, волокон; формовочные, прессовочные и литые детали машин, холодильников, телефонов и др. Полипропилен имеет плотность $0,9 \text{ г/см}^3$, $\sigma_B = 30...35 \text{ МПа}$, $KCU = 120 \text{ кДж/м}^2$, $\delta = 400-800 \%$. Кроме кристаллического используют также аморфный полипропилен для изготовления клея, замазок, изоляционных лент и уплотняющих материалов.

Фторопласт представляет собой полимер этилена, в котором все атомы водорода замещены фтором, который очень прочно связывается с атомами углерода и обуславливает появление у полимера важных технических свойств - высокой теплостойкости и химической стойкости, хороших диэлектрических и антифрикционных свойств. Выпускают два типа полимера: фторопласт-4 и фторопласт-3, а также их модификации. **Фторопласт известен под торговой маркой тефлон.**

Фторопласт-4 является кристаллическим полимером, степень кристалличности которого составляет 80-85%, -достигая в ряде случаев 93-97%, температура плавления 327°C. При нагревании до температуры выше 327°C кристаллиты плавятся и вся масса становится аморфной; при последующем охлаждении он вновь кристаллизуется. Изделия из фторопласта-4 можно эксплуатировать до температуры 250...260°C, не опасаясь существенного изменения их механических свойств. Фторопласт-4 является наиболее химически стойким материалом из всех известных пластмасс. **Его устойчивость к химическому воздействию превышает даже стойкость благородных металлов** (золота и платины), стекла, фарфора, эмали, специальной коррозионностойкой стали и сплавов, он обладает очень низким коэффициентом трения (около 0,02).

Изделия из фторопласта-4 применяют в электро- и радиопромышленности, в химической и пищевой промышленности и др.

Фторопласт-3 также является высококристаллическим полимером: у медленно охлажденных образцов степень кристалличности достигает 85-90%. При 208-210°C он переходит в высокоэластичное состояние, а при дальнейшем нагревании -вязкотекучее, что позволяет получать из него детали всеми способами переработки термопластов. Одним из важных технологических показателей для фторопласта-3 является его высокая термостойкость. Фторопласт-3 применяют для изготовления уплотнительных деталей в электротехнике, в химической промышленности, а также для антикоррозионных покрытий.

Фторопласты имеют плотность 2,09-2,3 г/см³, предел прочности 20 40 МПа, ударную вязкость 100 160 кДж/м², относительное удлинение 200 250%, твердость *НВ* 34.

Термореактивные пластмассы

Этот вид пластмасс (их еще называют слоистые пластмассы) выпускают в виде поделочных материалов-листов и плит. Это материалы на основе синтетических полимеров, получаемых поликонденсацией и ступенчатой полимеризацией. Пластмассы изготовляют прессованием листовой бумаги, ткани, древесного шпона или других материалов, пропитанных резальными смолами или их смесью.

Текстолит представляет собой группу слоистых пластмасс светло-желтого, темно-коричневого или черного цвета на основе фенолоформальдегидной резальной смолы с наполнителем из хлопчатобумажных тканей, уложенной слоями. Текстолит различают нескольких видов; поделочный, электротехнический, металлургический и прокладочный. Основным видом, текстолита является поделочный, используемый как конструкционный и антифрикционный материал для изготовления вкладышей подшипников скольжения, бесшумных шестерен, сепараторов шарикоподшипников и др. деталей машин.

Электротехнический текстолит используют в основном как конструкционный и электроизоляционный материал для работы в трансформаторном масле и на воздухе с температурой от -60 до +70°C. Металлургический текстолит применяют для изготовления подшипников скольжения прокатных станов.

Плотность текстолита 1.3...1.4 г/см³, $\sigma_{СЖ}$ перпендикулярно-слоям ткани 200...250 МПа и параллельно слоям ткани 120...190 МПа, $KCU = 25\ 35$ кДж/м², *НВ* 25 35.

Стеклотекстолит получают прессованием полотнищ стеклоткани или композиций стеклянной или хлопчатобумажной тканей, пропитанных модифицированными резальными смолами и используют в машиностроении, авиации, электротехническом и химическом машиностроении и т.д. Конструкционные стеклотекстолиты выпускают в виде листов и плит толщиной 0.5...35 мм, их плотность 1.6...1.9 г/см³ $\sigma_B = 100\ 300$ МПа, $KCU = 35\ 75$ кДж/м² *НВ* 4-40.

Гетинакс - слоистый прессованный материал, состоящий из двух и более слоев бумаги, пропитанных термореактивной фенола-альдегидной, фенола-анилина-альдегидной резальной смолой или смесью этих смол. Его применяют в электротехнике для изготовления электроизоляционных, трансформаторных и телефонных деталей, а также деталей радиоустановок, печатных схем телевизоров и т. д. Рабочие температуры изделий из гетинакса от -60 до +105°C. Гетинакс имеет плотность 1,3...1,4 г/см³, $\sigma_B = 80\ 100$ МПа, $KCU = 16\ 20$ кДж/м², *НВ* 25 -40.

Пластмассы с газовоздушным наполнителем

В зависимости от структуры (строения ячеек), приобретаемой в процессе изготовления, газоздушные пластмассы разделяют на **пенопласты и поропласты**. У **пенопластов** замкнутые или изолированные ячейки, в то время как у **поропластов** ячейки не замкнуты и могут сообщаться между собой. Это определяет и ряд их свойств. Так, пенопласты менее теплопроводны, газонепроницаемы. Благодаря замкнутой пористой структуре они не впитывают влаги и отличаются очень малой плотностью. Поропласты несколько тяжелее пенопластов, но превосходят их по звукопоглощению вследствие лабиринтной структуры микропор. Образование пустотелой структуры этих материалов достигается химическими (введением пенообразующих компонентов, например порофора) или физическими (насыщением полимерных пастообразующих масс инертными газами под давлением).

Мипора представляет собой термореактивную пластмассу на основе мочевино-формальдегидной смолы. Мипору применяют в качестве тепло- и звукоизоляционного материала в холодильниках и для других целей. Рабочая температура мипоры до 100°C. Широкое применение мипоры определяется легкостью (плотностью 0.01...0.02 г/см³), небольшой теплопроводностью и стойкостью против горения.

Пенополистирол является пластмассой на основе полистирола с замкнутыми ячейками, наполненными воздухом или каким-либо газом (например, азотом). Применяют его в качестве легкого заполнителя в армированных конструкциях, а также в качестве теплоизоляционного материала для водопроводных труб, холодильников и т. п.

Пенопласты изготавливают из поливинилхлорида, фенолоформальдегидных смол и других полимеров. Пенопласты используют как теплоизоляционный материал, а также для изготовления радиотехнических деталей, звуко- и теплоизоляции.

Пенополиуретан на основе полиэфиров эластичен в то же время жесток. Более распространен жесткий полиуретан с равномерно закрытой структурой. Он эффективен в качестве амортизатора и тепло-звукоизолирующего материала от -60...+130°C. Из него изготавливают мелкопористый материал для очистки воздуха от промышленной пыли. Выпускают в виде листов.

Пластмассы с волокнистым наполнителем

В качестве наполнителей используют хлопковую целлюлозу, асбестовое и стеклянное волокно, шерстяные очесы и др., а также мелкие кусочки ткани и древесного шпона, стеклокрошку и т. д. Связующим являются термореактивные резальные смолы. К этой группе пластмасс относятся **волокнит, стекловолокнит, асбоволокнит, этролы, фаолит и др.**

Волокнит получают на основе феноло-формальдегидной резальной смолы (52%) и хлопковой целлюлозы (48%). Механические свойства волокнита во многом зависят от длины волокон целлюлозы; чем больше длина волокон, тем выше механические свойства. Его применяют в машиностроении и приборостроении в качестве конструкционного материала для изготовления горячим прессованием роликов транспортеров, блоков, маховичков и ручек станков, шкивов, шайб и других деталей. Плотность волокнита 1.35...1.45 г/см³, предел прочности 30 МПа, ударная вязкость 9 кДж/м², твердость *НВ* 25.

Стекловолокнит состоит из резальных смол, а наполнителем служит стекловолокно, стеклокрошка и другие материалы. Изделия из стекловолокнита получают горячим прессованием. Стекловолокнит выпускают нескольких марок, основными из которых являются АГ-4В, АГ-4А, СВМ и др. Стекловолокнит марки АГ-4В имеет спутанные бесщелочные стекловолокна диаметром 5...7 мкм в качестве наполнителя, а марки АГ-4С-стеклонити. Этот материал предназначен для изготовления прессованием изделий повышенной прочности, пригодных для работы при температурах от -60 до +200°C. Материал марок АГ-4В, АГ-4С имеет плотность 1,7... 1,9 г/см³, предел прочности 80...200 МПа, ударную вязкость 15... 40 кДж/м².

Асбоволокниты изготавливают на основе смол с асбестовым волокнистым наполнителем. Изделия из этих пластмасс получают горячим и литьевым прессованием. Асбоволокниты применяют для изготовления высоко- и низковольтных коллекторов электрических машин и других электроизоляционных деталей с повышенной механической прочностью и теплостойкостью, деталей с повышенной механической прочностью, теплостойкостью и фрикционными свойствами (тормозные колодки вагонов метро, экскаваторов и автомобилей, для дисков сцепления мотоциклов и др.).

Асбоволокниты имеют плотность 1,6...2,0 г/см³, предел прочности при сжатии 80...110 МПа, ударную вязкость 18...20 кДж/м², твердость *НВ* 25...30.

Этролы получают на основе химически модифицированных природных эфиров целлюлозы, относят к группе пластмасс с волокнистым наполнителем. Этролы обладают хорошими физико-механическими и диэлектрическими свойствами, но имеют низкую теплостойкость. Изделия получают горячим прессованием. Применяют этрол для изготовления штурвалов, рукояток и других деталей в автомобильной промышленности. Этрол ацетилцеллюлозный имеет плотность $1.32...1.4 \text{ г/см}^3$, предел прочности при изгибе $40...50 \text{ МПа}$, ударную вязкость $20...35 \text{ кДж/м}^2$, твердость $HВ 4...4,5$.

6.2. Композиционные материалы

Классификация и [строение композиционных материалов](#). [Дисперсно-упрочненные композитные материалы](#).

[Композиты, армированные частицами](#). [Высокопрочные полимерные композиционные материалы](#)

Композиционными материалами (композитами) называют материалы, состоящие из сильно различающихся по свойствам друг от друга взаимно нерастворимых компонентов (отдельных волокон или других армирующих составляющих и связующей матрицы), обладающие специфическими свойствами, отличающимися от свойств компонентов. Композиционные материалы позволяют создавать элементы конструкций с заранее заданными свойствами.

Композиционные материалы позволяют:

- создавать элементы конструкций с заранее заданными свойствами, высокой эффективностью по массе и высокой технологичностью;
- создавать материалы с качественно новыми свойствами и не только повышать эксплуатационные характеристики существующих конструкций, но и создавать принципиально новые конструкции, недоступные при применении традиционных материалов.

Компоненты композитов должны быть совместимы, т.е. они не должны растворяться или иным способом поглощать друг друга. Свойства композиционных материалов нельзя определить только по свойствам компонентов, без учета их взаимодействия.

Композиционные материалы классифицируют по следующим основным признакам:

- материалу матрицы и армирующих элементов,
- геометрии компонентов, структуре и расположению компонентов,
- по методу изготовления.

Строение композиционных материалов

Композиционные материалы состоят из сравнительно пластичного матричного материала и более твердых и прочных веществ, являющихся упрочняющими наполнителями. Матрица связывает композицию и придает ей нужную форму. Название композиционных материалов происходит от материала матрицы. Композиты с металлической матрицей называют **металлическими**, с керамической - **керамическими**, с полимерной - **полимерными**. Композит, содержащий 2 или более различных матричных материала, называется **полиматричным**.

По типу упрочняющих наполнителей композиционные материалы подразделяют на дисперсноупрочненные, армированные или волокнистые, и слоистые (рис. 6.1). Композиционные материалы, содержащие 2 или более различных армирующих элементов, называются **полиармированными**. Полиармированные композиты, в свою очередь, делятся на **простые**, если армирующие элементы имеют различный состав, но одинаковую геометрию (например, стеклоуглепластик - полимер, армированный стеклянными и углеродными волокнами), и **комбинированные**, если армирующие элементы имеют различный состав и геометрию (например, композит, состоящий из алюминиевой матрицы, борных волокон и прослоек из титановой фольги).

В **дисперсноупрочненные** композиционные материалы искусственно вводят мельчайшие равномерно распределенные тугоплавкие частицы карбидов, оксидов, нитридов и другие, не взаимодействующие с матрицей и не растворяющиеся в ней вплоть до температуры плавления фаз. Чем мельче частицы наполнителя и меньше расстояния между ними, тем прочнее композиционный материал. В дисперсноупрочненных композиционных материалах матрица является основным несущим элементом.

Ко второй группе относятся композиционные материалы, армированные дискретными или непрерывными волокнами (например, алюминий - усы SiC, алюминий - борные волокна, стеклопластики). Арматурой в армированных композиционных материалах могут быть волокна различной формы (нити, ленты, сетки разного плетения). Прочность таких композиционных

материалов определяется прочностью армирующих волокон, которые воспринимают основную нагрузку. Армирование дает большой прирост прочности, но дисперсное упрочнение технологически легче осуществимо.

Слоистые композиционные материалы набираются из чередующихся слоев волокон и листов матричного материала (типа “сэндвич”). Слои волокон в таком композиционном материале могут иметь различную ориентацию. Возможно поочередное использование слоев матрицы из сплавов с различными механическими свойствами.

По структуре и расположению компонентов композиционные материалы делятся на группы с **каркасной, матричной, слоистой и комбинированной** структурой. К композитам с каркасной структурой относятся керметы, полученные пропиткой; с матричной - дисперсно-упрочненные и другие армированные материалы; со слоистой - композиции, полученные из набора чередующихся листов материалов различного состава, и комбинированной - материалы, содержащие комбинации первых трех групп.



В зависимости от геометрии армирующих элементов и их взаимного расположения композиты бывают **изотропными** или **анизотропными**. Если композиционный материал с матричной структурой армирован элементами, имеющими хаотичную ориентацию в пространстве (дисперсными включениями, дискретными или непрерывными волокнами), он является изотропным. Композиционные материалы с матричной структурой, упрочненные армирующими элементами, ориентированными определенным образом в пространстве, относятся к анизотропным.

По методам изготовления композиционные материалы делятся на материалы, полученные **жидко- и твердофазными методами, методами осаждения - напыления, и комбинированными методами**. К **жидкофазным методам** относятся пропитка (например, пропитка каркасов из карбида титана сталями или жаропрочными материалами), непрерывное литье, направленная кристаллизация эвтектических сплавов. К **твердофазным методам** относятся прессование, прокатка, ковка, волочение, диффузионная сварка и др. Для композиционных материалов, полученных твердофазными методами, характерно использование матрицы в виде порошка, листов или фольги. При изготовлении композитов методом осаждения - напыления матрицу наносят на волокна из растворов солей, парогазовой фазы, газоплазменным и плазменным напылениями. Комбинированные методы заключаются в использовании комбинации нескольких методов. Например, плазменное напыление используют как предварительная операция, а в качестве окончательной операции применяют прокатку или прессование.

Композиционные материалы, армированные частицами

Микроструктура материалов, упрочненных частицами, состоит из матрицы и равномерно в ней распределенных упрочняющих частиц. Если размер упрочняющих частиц $l < 10^{-5}$ см, то материал называют **дисперсно-упрочненным**, если $l > 10^{-4}$ см, то это — **материалы, упрочненные частицами**. Объемная доля упрочняющей фазы в КМ может быть различной и колеблется от нескольких (в дисперсно-упрочненных КМ) до десятков процентов в КМ, упрочненных частицами.

Дисперсно-упрочненные композитные материалы.

В дисперсно-упрочненных материалах матрица воспринимает основную часть внешней нагрузки, а дисперсные частицы создают эффективное сопротивление перемещению дислокаций в объеме зерна. Чем больше это сопротивление, тем выше степень упрочнения материала.

Основными структурными параметрами, определяющими эффективность частиц, являются **средний свободный промежуток между ними** и **межчастичное расстояние** (расстояние между центрами частиц). **Средний свободный промежуток между частицами** L_p определяется как среднее свободное расстояние между частицами вдоль произвольно проведенной прямой линии в произвольном сечении образца. За **межчастичное расстояние** d_p беспорядочно распределенных частиц принимается радиус наименьшей окружности, проведенной около одной частицы в произвольной плоскости так, что в пределах, ограниченных этой окружностью, расположена вторая частица с вероятностью, равной единице. Эти параметры связаны с диаметром частиц D и объемным содержанием частиц V_p следующими уравнениями:

$$L_p = \frac{2}{3} D \frac{1 - V_p}{V_p} \quad (1);$$

$$d_p = \frac{D}{\sqrt{V_p}} \sqrt{\frac{2}{3}} \quad (2)$$

Для **эффективного дисперсного упрочнения** межчастичное расстояние d_p должно лежать в пределах от 0,01 до 0,3 мкм. При этом многие свойства металлической матрицы, такие как пластичность, электро- и теплопроводность, ударная прочность, должны быть сохранены. Исключение составляют лишь прочность и сопротивление ползучести. Эти требования накладывают ограничения на объемное содержание дисперсной фазы, которое должно быть малым.

Главное преимущество дисперсно-упрочненных композитов состоит не в повышении предела текучести при комнатной температуре или скорости упрочнения, а в способности сохранять высокий уровень предела текучести и соответствующее увеличение сопротивления ползучести в широкой температурной области, вплоть до $T \approx 0,8T_{пл}$, где $T_{пл}$ - температура плавления металлической матрицы. Эффективность дисперсных фаз в дисперсно-упрочненных композитах связана с их устойчивостью при высоких температурах. Это отличает дисперсно-упрочненные композиты от стареющих сплавов, которые разупрочняются при повышении температуры. Как уже отмечалось, дисперсными фазами в композитах могут быть оксиды, карбиды, силициды, нитриды, бориды, частицы тугоплавких металлов и т. д., которые нерастворимы в матрице и некогерентны с ней. Например, благодаря этим микроструктурным эффектам дисперсно-упрочненные композиты Cu-SiO₂ и Cu-Al₂O₃ сохраняют высокую твердость в широком температурном интервале.

В табл. 6.1 приведены некоторые системы дисперсно-упрочненных сплавов.

Таблица 6.1

Композитная система		Объемное содержание $V_p, \%$	Диаметр частиц $d, \text{мкм}$
тип	составные компоненты		
Металлическая матрица - оксид	W-ThO ₂	0,03	0,01
	Ni-Al ₂ O ₃	0,1	0,12
	NiCrAlTi-Y ₂ O ₃	0,02	0,015
	Cu-SiO ₂	0,1	0,08
	Cu-Al ₂ O ₃	0,08	0,05
	Ag-Al ₂ O ₃	0,1	0,05
Металлическая матрица-карбид	Ni-TiC	0,05	0,03
Металл-металл	Cu-W	0,05	0,015
	Ag-W	0,08	0,015

Дисперсно-упрочненные композиты с более высокими температурами плавления и хорошей коррозионной стойкостью используются в качестве жаропрочных и жаростойких материалов.

Сплавы на основе серебра и меди, а также вольфрам с добавками ThO_2 обладают хорошей электро- и теплопроводностью и применяются в качестве электрических проводов и контактных материалов. Повышение жаропрочности обычных суперсплавов в результате добавления мелкодисперсных фаз является наиболее важным результатом исследований дисперсно-упрочненных композитов.

Композиты, армированные частицами

Важное назначение матричной фазы в композитных материалах, армированных частицами, состоит в передаче нагрузки армирующим частицам. Приложенная нагрузка в таких композитах распределяется между металлической матрицей и частицами. Объемное содержание второй фазы V_p превышает 0,25, а диаметр частиц и средний свободный промежуток между частицами в матрице составляет ~ 1 мкм. Таким образом, армированные частицами композиты занимают промежуточное положение между дисперсно-упрочненными материалами и материалами, армированными волокнами.

Характер деформации композитов, армированных частицами, за пределами упругой области зависит от того, подвергаются ли частицы пластической деформации перед разрушением или нет. При действии приложенного напряжения твердые частицы препятствуют деформации более пластичной матрицы. Если напряжение в частицах превышает напряжение течения матрицы (обычно, примерно в 3-3,5 раза), то разрушение композита начинается с появления трещин в частицах, затем оно распространяется по матрице. Такое поведение характерно для композитов, содержащих недеформируемые твердые дисперсные частицы карбидов, и керметов, содержащих оксиды.

Примерами отечественных КМ армированных частицами являются ВДУ—1, ВДУ—2 и ВДУ—3. Матрицей в ВДУ—1 и ВДУ—2 является никель, дисперсными упрочнителями частицы оксидов тория и гафния с содержанием частиц до 5% (об.). Зарубежным аналогом ВДУ-1 является КМ ТД-никель, в котором никель упрочнен мелкодисперсным диоксидом тория ThO_2 в количестве 2-4%.

В ВДУ—3 матрицей служит сплав никель—хром, упрочнителем—диоксид гафния. Сплавы и полуфабрикаты из них (в основном прутки и листы) готовят методами порошковой металлургии. По прочности при комнатной и средних температурах композиты, армированные частицами, уступают классическим дисперсионно-твердеющим никелевым сплавам. Однако, при высоких температурах имеют преимущество по характеристикам жаропрочности (табл 6.2.).

Таблица 6.2 - Длительная прочность КМ армированных частицами и стареющих никелевых сплавов

Материал	Полуфабрикат	σ_{100} , МПа, при t , °С			
		900	1000	1100	1200
Композит:					
ВДУ-1	Пруток	150	125	105	75
ВДУ-1	Лист	120	100	80	60
ВДУ-2	”	95	75	55	35
Сплавы:					
ЖС6-К	Пруток	320	150	50	-
ЭП220	”	280	105	25	-
ЭИ868	Лист	50	30	15	-

Композиты, армированные частицами, типа ВДУ, применяются при 1100-1200°С.

Промышленное применение находят КМ на основе вольфрама, армированные частицами ThO_2 и ТаС. Максимальную жаропрочность имеет вольфрам с добавками 2% ThO_2 , $\sigma_{100}^{1800} = 20$ МПа. Оксидные упрочнители существенно повышают теплоэрозионную стойкость сопел из спеченного вольфрама. Для увеличения пластичности в вольфрам армированные частицами вводят рений в количестве 3-5%.

Для конструкций летательных аппаратов представляют интерес композиты на основе алюминия, упрочненные частицами Al_2O_3 (типа САП). Свойства САП определяются количеством в нем Al_2O_3 .

КМ, армированные дисперсными частицами, получают методами порошковой металлургии. Простейшим вариантом получения однородной смеси порошков является механическое смешение порошка матричного металла с порошком упрочняющей фазы. Окончательное упрочнение достигается на этапе спекания. При спекании происходит процесс дальнейшего уплотнения заготовки и повышения ее прочности. На стадии деформации и термической обработки дисперсно-упрочненных материалов формируется оптимальная структура материала, позволяющая в максимальной мере реализовать жаропрочные свойства дисперсно-упрочненных КМ.

Армированные композиционные материалы

Волокна, используемые в качестве арматуры, должны иметь следующие свойства: высокую температуру плавления, малую плотность, высокую прочность во всем интервале рабочих температур, минимальную растворимость в матрице, высокую химическую стойкость, отсутствие фазовых превращений при рабочих температурах, отсутствие токсичности при изготовлении и эксплуатации. Для армирования алюминиевых сплавов используют стальную, бериллиевую или вольфрамовую проволоку, нитевидные кристаллы оксидов алюминия и магния, карбида кремния и неорганические поликристаллические волокна (углеродные, борные, алюмосиликатные). Матрица в армированных композициях придает изделию форму и делает материал монолитным. Кроме того, матрица должна обеспечивать прочность и жесткость композиционной системы при действии растягивающей или сжимающей нагрузки.

Композиция алюминий - металлическая проволока

Армирование алюминия и его сплавов стальной проволокой повышает их прочность, увеличивает модуль упругости, сопротивление усталости и расширяет температурный интервал службы материала.

При армировании непрерывными волокнами композиций типа сэндвич, состоящих из чередующихся слоев алюминиевой фольги и волокон, применяют прокатку, горячее прессование, сварку взрывом, диффузионную сварку. Прочность композиционных материалов на основе алюминия армированных стальной проволокой, $\sigma_B = 1500$ МПа при $KCU = 0,4-0,6$ МДж/м'.

Весьма перспективным материалом является композиция алюминий - бериллиевая проволока, в которой реализуются высокие физико-механические свойства бериллиевой арматуры, и в первую очередь ее низкая плотность и высокая удельная жесткость. Получают композиции с бериллиевой проволокой диффузионной сваркой пакетов из чередующихся слоев бериллиевой проволоки и матричных листов. Из алюминиевых сплавов, армированных стальной и бериллиевой проволокой, изготавливают корпусные детали ракет и топливные баки.

Композиция алюминий - волокна бора

Волокна бора являются наиболее перспективным высокопрочным, армирующим материалом. Волокна бора выгодно отличают сочетание высокой прочности ($\sigma_B = 2800-3500$ МПа) с высоким значением модуля упругости (390 000–450 000 МПа) при относительно низкой плотности (2,5–2,65 г/см³). Композиционные материалы получают в виде различных полуфабрикатов: лент, прутков, профилей, труб и листов. Для их изготовления применяют методы: непрерывного литья или протягивания волокон через расплав, плазменного напыления, горячего прессования, волочения и прокатки пакетов.

Композиционные материалы алюминия - волокна бора характеризуются сочетанием высоких значений прочности, предела выносливости, модуля упругости с высокой работой разрушения. Плотность композиций алюминий - волокна бора составляет 2,63–2,65 г/см³. Их применяют в самолетостроении для изготовления горизонтальных и вертикальных стабилизаторов, рулей, обшивки крыльев, элементов хвостового оперения, лонжеронов.

Композиция алюминий - углеродные волокна

Сочетание низкой плотности арматуры и матрицы позволяет создать композиционные материалы с высокой удельной прочностью и жесткостью. Недостатком углеродных волокон является их хрупкость и высокая реакционная способность. Композицию алюминий - углерод получают пропиткой углеродных волокон жидким металлом или методами порошковой металлургии. Технологически наиболее просто осуществимо протягивание пучков углеродных волокон через расплав алюминия.

Композит алюминий-углерод применяют в конструкциях топливных баков современных истребителей. Благодаря высокой удельной прочности и жесткости материала масса топливных баков уменьшается на 30 %. Этот материал используют также для изготовления лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей.

Композиция углерод-углерод

Эти жаропрочные композиты выдерживают температуры до 2500°C. В качестве армирующего материала используются волокна углерода, ориентированные в трехмерной ортогональной системе. Такая геометрия расположения волокон повышает ударную вязкость (прочность) материала. Плетение армирующей сетки выполняется с применением трикотажных технологий. Для матрицы используется аморфный углерод. Для получения такой матрицы волокна пропитывают терморезактивной смолой, затем нагревают в атмосфере инертного газа. Происходит пиролиз смолы, и на поверхности волокон остается аморфный углерод. Многократное повторение этой операции позволяет получить прочный малопористый композит, название которого RCC (reusable carbon-carbon).

Такие композиты применялись в качестве теплоизоляционного покрытия космического челнока «Шатл». Применение RCC позволяет сильно снизить вес и увеличить дальность полета.

Высокопрочные полимерные композиционные материалы

Среди многообразных видов композитов особое место занимают высокопрочные полимерные [композиционные материалы](#) с пределом прочности при растяжении более 750-800 МПа. В рассматриваемых композитах в качестве матрицы служат эпоксидные, эпоксиформальдегидные и другие смолы, а наполнителем - стеклоткань, волокна бора, углеродистые, органические и другие материалы. Наиболее распространенными высокопрочными полимерными композитами являются стеклопластики, органопластики, боропластики, карбопластики и др.

Стеклопластики - материалы, матрицей в которых служат эпоксиформальдегидная смола, а наполнителем - стеклянные волокна (стеклоткань или стеклонить). В зависимости от взаимной ориентации волокон стеклопластики, так же как и другие композиты, подразделяют на однонаправленные, когда все волокна уложены в одном направлении, а перекрестные - волокна расположены под углом друг к другу. Обычно предельная степень наполнителя для стеклопластиков составляет 65...67 %. У всех стеклопластиков имеет место анизотропия механических свойств.

Изделия из стеклопластиков имеют плотность 1,95 г/см³, предел прочности при растяжении в осевом направлении 570 МПа, а тангенциальным - 930 МПа; область температур при работе - 130...150°C, кратковременно-до 250°C.

Стеклопластики применяют для изготовления лопастей вертолетов, секций крыльев и хвостового оперения самолетов, корпусов ракет и ракетных двигателей, для кузовов автомобилей.

Органопластики - матрицей обычно служит эпоксидная смола, а наполнителем - органическое или синтетическое волокно. Это полимер, наполненный полимером. Основные механические свойства органопластиков: плотность 1,4 г/см³, предел прочности при растяжении вдоль волокон 1480...1760 МПа; органопластики устойчивы при работе до 300°C и сохраняют достаточно высокие механические свойства при 400-500°C, хорошо выдерживают ударные нагрузки. Они применяются в авиационной и космической технике, в судостроении, электро- и радиотехнической промышленности, в производстве спорттоваров (лыжи, удилица).

Боропластик- материал, наполнителем в которых являются волокна бора, а связующим - эпоксидная смола ЭДб. Волокна бора обладают наиболее высокими показателями удельной прочности и жесткости из всех металлических волокон. Это композиты, обладающие высокой твердостью, прочностью и жесткостью. Диаметр волокон бора 90...110 мкм. Боропластики могут быть однонаправленными или с перекрестным расположением волокон.

Изделия из боропластика, состоящего из 60% борных волокон диаметром 110 мкм в качестве наполнителя и связующего-20% эпоксидной смолы и 20% алюминия АД-1 (алюминий использован для удержания борных волокон параллельно друг другу) обладают следующими свойствами: плотность 2,1 г/см³, временное сопротивление при растяжении 1030 МПа; при изгибе 1050 МПа, Относительное удлинение 0,68), удельная вязкость 441,5 МДж/м².

Карбопластики (или **углепластики**) содержат в качестве наполнителя углеродистые волокна (карбоволокно), а матрица - эпоксидная смола. Карбопластики обладают высокой статической и динамической выносливостью, химической стойкостью и малой пластичностью. Карбопластики,

состоящие из эпоксидной смолы и углеродного волокна диаметром 5,7 мкм (при степени наполнения 57...63%) имеют плотность 1,4 г/см³, $\sigma_B=1030$ МПа, $\sigma_{II} = 1080$ МПа, высокую термостойкость и износостойкость, низкий коэффициент трения.

Карбопластики применяют в авиации для изготовления планеров, лонжеронов, тормозов, в автомобилестроении для силовых валов, соединительных тяг, кронштейнов трансмиссий и др. Учитывая низкую плотность всех рассмотренных полимерных композиционных материалов, при их применении достигается значительное снижение массы деталей и конструкций, повышение их надежности и долговечности. Весьма часто применяют комбинированные композиты, которые содержат два или более различных армирующих элементов (наполнителей). Например, сочетание борных, углеродных и стеклянных волокон с полимерными связующими расширяют диапазон их свойств, т. е. одновременно с высокими значениями прочности эти материалы имеют высокую ударную вязкость и т. д.

6.3. Неорганические стекла и техническая керамика

[Неорганические стекла.](#) [Ситаллы.](#) [Техническая керамика.](#) [Элементы технологии и применение конструкционной керамики.](#)

6.3.1. Неорганические стекла

[Химический состав стекол и их свойства.](#) [Классификация неорганических стекол.](#)

В современном материаловедении все более видное место начинают занимать различные неорганические вещества. Многие из них используют в виде кристаллов: кварц (SiO_2), корунд ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) и окрашенные кристаллы этого оксида - сапфир, рубин и др., а также рутил (TiO_2), нитриды, сульфиды и т.д. Однако в гораздо больших масштабах эти же неорганические вещества используют в **аморфном состоянии в виде стекол**.

Наиболее распространены стекла на основе диоксида кремния - **силикатные стекла**. Широко используют также алюмо-силикатные, боро-силикатные стекла.

Неорганическое стекло - это химически сложный, аморфный, макроскопически изотропный материал, обладающий механическими свойствами хрупкого твердого тела. Стекло получается после охлаждения расплава смеси неорганических соединений (в основном оксидов). Их свойства одинаковы по всем направлениям, т.е. они изотропны. При нагреве они не плавятся при постоянной температуре, как кристаллы, а постепенно размягчаются в значительном диапазоне температур, переходя в жидкое состояние. Расплавление их при повышении температуры и отверждение при понижении температуры происходит обратимо. **По структуре - это твердые растворы.**

Среди причин **аморфного состояния** неорганических стекол можно выделить две.

Первая причина заключается в том, что в области затвердевания расплав стекла имеет очень высокую вязкость (табл.6.3).

Таблица 6.3 - Вязкость некоторых веществ при температурах плавления

Вещество	$T_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	$\eta \cdot 10, \text{H c/m}^2$
Na	98	0,01
Fe	1539	0,07
H_2O	0	0,02
Si_2O	1710	10^8
B_2O_3	450	10^5

Вторая причина вытекает из особенностей **ковалентной связи**, определяющей взаимодействие атомов в оксиде. Ковалентная связь обладает двумя важными свойствами: насыщенностью и направленностью. Согласно насыщенности химической связи каждый атом стекла в пространстве имеет в соответствии со своей валентностью строго определенное количество "партнеров" по взаимодействию. Например, кремний 4-х валентен. И его атом должен иметь в непосредственном окружении четыре атома кислорода (в кварцевом стекле) с которыми он связан полярной ковалентной связью. Причем эти связи могут образовываться не произвольно, а под определенным углом друг к другу (принцип направленности). Все это очень затрудняет формирование регулярной, кристаллической структуры. В высоковязкой среде в структуре стекла при охлаждении может образоваться только ближний порядок в расположении атомов.

Химический состав стекол и их свойства

Стекла, используемые в технике, в большинстве состоят из нескольких компонентов. По функциональному назначению все компоненты стекол можно разделить на три группы: **стеклообразователи, модификаторы и компенсаторы**.

Стеклообразователи являются основной составной частью стекла. Стеклообразователи - неорганические **полимеры**, имеющие сетчатую структуру. Поэтому

стекла обладают некоторыми чертами полимерных структур и соответствующими физическими свойствами, характерными для полимерных материалов.

Чаще всего в качестве стеклообразователей используют SiO_2 (силикатное стекло), Al_2O_3 и SiO_2 (алюмосиликатное), B_2O_3 и SiO_2 (боросиликатное), B_2O_3 , Al_2O_3 и SiO_2 (бороалюмосиликатное).

Модификаторы вводят в стекло для придания стеклам нужных свойств: для упрощения технологии, удешевления материала и т.д.

Например, при введении в кварц оксидов щелочных и щелочноземельных металлов уменьшается температура размягчения стекла, упрощается технология. Добавки оксидов хрома, железа, кобальта и др. придают нужный цвет стеклу. Оксиды тяжелых металлов, например, свинца, повышают коэффициент преломления.

Часто введение какой-то добавки улучшает одни свойства и ухудшает другие показатели материала. Тогда вводят добавки - **компенсаторы**, назначение которых подавить негативное проявление основных модификаторов.

Одним из важных свойств стекол является термостойкость. У большинства стекол термостойкость колеблется от 90 до 200°C, а у кварцевого стекла, самого прочного, термостойкого и не расширяющегося, достигает 800-1000°C.

Температурная зависимость прочности стекол имеет минимум при 200°C. Максимальная рабочая температура обычно не превышает 400-500°C, что примерно соответствует температуре стеклования. Кварцевое стекло допускает длительную эксплуатацию при 1100-1200°C (прочность повышена на 50 %) и кратковременное использование при нагреве до 1400-1500°C.

Термическое упрочнение (закалка) стекла осуществляется быстрым и равномерным его охлаждением, нагретого выше температуры стеклования в потоке воздуха или в масле. Упрочнение стекла закалкой связано с появлением в стекле достаточно равномерно распределенных напряжений, которые в наружных слоях стекла вызывают напряжения сжатия, а во внутренних слоях - напряжения растяжения. Предел прочности стекла при сжатии примерно в 10-15 раз больше, чем предел прочности при растяжении.

Термохимическое упрочнение основано на закалке стекла и, кроме того, на изменении самой структуры и свойств его поверхностного слоя. Такое упрочнение производится быстрым охлаждением стекла, нагретого выше температуры стеклования, в подогретых полимерных кремнийорганических жидкостях. Дополнительное упрочнение объясняется образованием на поверхности стекла полимерных пленок.

Классификация неорганических стекол, их свойства, применение

По содержанию модификаторов стекла бывают **щелочными** (до 15% Na_2O , K_2O , CaO), **бесщелочными** с содержанием щелочных модификаторов до ~5% и **кварцевые**.

Одним из самых распространенных высококачественных стекол, применяемых в авиационных конструкциях, является алюмоборосиликатное малощелочное стекло.

По назначению техническое стекло подразделяются на оптическое, лабораторное, электротехническое, транспортное, приборное, защитное, теплозвукоизоляционное, светотехническое, стекловолокно и др. Плотность неорганических стекол колеблется от 2200 кг/м³ у легких щелочных силикатных стекол (показатель преломления $n=1,44$) до 5200...8000 кг/м³ у тяжелых, содержащих до 65% оксидов свинца, бария, висмута ($n=1,9$); светопрозрачность неокрашенных стекол составляет в видимой части спектра до 92%.

Химическая и гидролитическая стойкость стекол в кислых средах (кроме фосфорной кислоты H_2PO_3 и плавиковой HF , полностью растворяющей стекло) довольно высока. В щелочных средах стойкость снижается. Силикатные стекла с содержанием 20-30% Na_2O или LiO растворимы в горячей воде и образуют «**жидкое стекло**».

Недостатком закаленного стекла является чувствительность к ударам в края (у самой кромки) и в углах. При разрушении закаленное стекло покрывается густой сеткой трещин, сильно затрудняющих видимость.

Если два листа стекла склеить прозрачной гибкой и упругой полимерной пленкой, то получается так называемый *триплекс*. При разрушении его образовавшиеся осколки удерживаются на полимерной пленке, к которой они прикреплены, и не высыпаются.

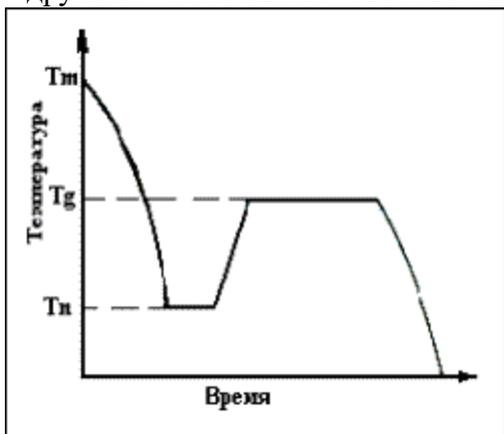
6.3.2. Ситаллы, их свойства, применение

Выдающимися свойствами обладают новые конструкционные материалы - *ситаллы* (термин образован из слов стекло и кристалл), получаемые путем кристаллизации неорганических стекол на основе некоторых оксидов.

Ситаллы - это частично закристаллизованные стекла. Они получают регулируемой [кристаллизацией](#) стекла при повышенных температурах. В ходе этого процесса в объеме материала формируются микрообласти кристаллического строения размером до 1 мкм. Концентрация таких областей в ситаллах может превышать 50% по объему.

По химическому составу ситаллы отличаются от стекол тем, что в них добавляют *катализаторы* (затравки) кристаллизации. В качестве катализаторов кристаллизации используют микрочастицы золота, серебра, платины, меди (сотые доли процента) или оксиды титана, циркония, цинка, хрома, ванадия и др.

По структуре ситаллы занимают промежуточное положение между обычными стеклами и [керамикой](#). В связи с этим ситаллы иногда называют *стеклокерамикой*. Ситаллы - многокомпонентные, гетерогенные, многофазные системы, обладают очень высоким уровнем свойств: высокой механической прочностью, твердостью, химической и термической устойчивостью, малым термическим расширением и другими полезными свойствами. Например, ситалл, известный под названием "пирокерам", прочнее прокатанного стекла, высокоуглеродистой стали, легче алюминия, а по коэффициенту термического расширения и термостойкости не отличается от кварца.



При превращении стекла в ситалл (Рис. 6.2) вначале стекло проходит стадию варки (температура T_m), затем стекло формируется в изделие и охлаждается до температуры T_n - температуры образования центров кристаллизации. При этой температуре стекло выдерживают около 1 ч. В результате в объеме материала образуются мелкие кристаллы и становится возможным повысить температуру до T_g . При температуре T_g происходит рост кристаллов, материал теряет прозрачность. Время выдержки стеклоизделия при T_g составляет 4-6 ч.

Рисунок 6.2 Схема термообработки ситаллов

Микрокристаллические сплавы, полученные из стекол

Высокопрочные кристаллические сплавы из металлических стекол получают способом, похожим на процесс образования пирокерамик. Это сплавы на основе Fe, Ni, Cr, Mo, Co, W в различных комбинациях с металлоидами (преимущественно бором), содержание которых не превышает 12%, в аморфном состоянии хрупкие. Ленты из аморфного сплава, полученные струйным методом из расплава, могут легко превратиться в порошок, который затем подвергается горячей экструзии или газовому изостатическому прессованию и одновременно кристаллизуются с образованием микрокристаллической структуры, стабилизированной мельчайшими частицами бора. Если в сплаве имеется углерод, можно провести упрочняющую термообработку. Такие сплавы очень тверды и износостойки и могут использоваться в качестве [быстрорежущих сталей](#).

6.3.3. Техническая керамика

Керамика - это многокомпонентный, гетерогенный материал, получаемый спеканием высокодисперсных минеральных частиц, (глин, оксидов, карбидов, нитридов и

др.). Если в состав керамики входят металлы, то этот вид керамики называют *керметами*.

Технологический процесс изготовления изделий из керамики складывается из нескольких стадий. Основные технологические операции при получении керамических материалов следующие: подготовка исходных компонентов в виде порошков, перемешивание компонентов, формование изделий, обжиг заготовки, концевые операции (механическая обработка, металлизация и др.).

Структура керамики

Множество видов структур керамических материалов можно разделить на две группы: *макроизотропные и анизотропные*.

Макроизотропные материалы. На атомарном или молекулярном уровнях - это анизотропные материалы, но размер надмолекулярных образований, зерен, невелик по сравнению с размерами керамического изделия. Можно обозначить четыре вида макроизотропных материалов.

1. Микросталлическая керамика. Примерами этой керамики могут служить различные сорта фарфора. Ситаллы имеют ту же структуру. На рис. 6.3 а точками обозначены микросталлические области, окруженные аморфной средой. Содержание кристаллической и аморфной фазы в материале могут быть различными, различно и размещение этих фаз в объеме материала. Материал же в целом изотропен. Эти материалы обладают высокой плотностью, хрупки.

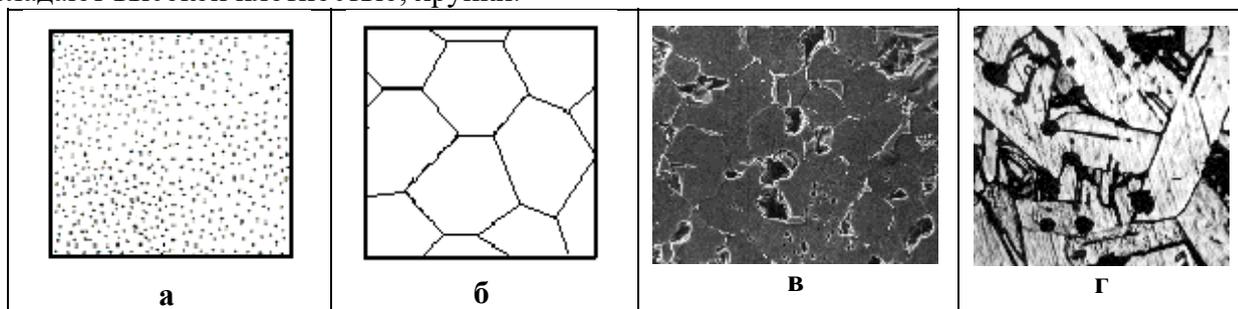


Рис.6.3. Виды керамики:

а – микросталлическая, б – зернистая, в – пористая (TiC), г – армированная (ВТСП керамика системы Y-Ba-Cu-O).

2. Зернистая структура (см. рис.6.3 б). Этот вид структуры является наиболее типичным для керамических материалов. Зерна в структуре керамики могут отличаться размерами, формой и свойствами. Распределение зерен разной природы в объеме материала, прочность сцепления частиц в материале также различны. Все эти факторы сложным образом влияют на свойства керамики. На практике в ограниченных рамках используют эмпирические уравнения вида:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}},$$

где σ - прочность; σ_0 - константа, близкая к прочности монокристалла; k - константа; d - размер зерна.

3. Пористая структура (см. рис. 6.3 в). Вообще многие керамики пористы. Однако иногда поры создают специально: для снижения массы керамического изделия, для того, чтобы сделать его проницаемым для газа или жидкости и т.д.

Обычно прочность пористой керамики ниже прочности зернистой керамики. Форма пор также влияет на прочность материала. Пора может также обрывать развитие трещины при разрушении и распределять нагрузку в объеме материала.

4. Армированная структура (см. рис.6.3 г). Этот вид керамики содержит вытянутые зерна высокой прочности. В объеме материалов эти зерна не ориентированы в каком-либо определенном направлении. Поэтому в макрообъеме материал ведет себя как изотропный. Прочность такой керамики, благодаря армированию, бывает очень высокой.

Анизотропная керамика. В этих материалах структурные элементы намеренно ориентированы в нужном направлении. К анизотропной керамике относятся слоистая

керамика, волокнистая керамика, либо керамика с ориентированной структурой.

Элементы технологии керамических материалов

1 - Получение порошков. Существуют механические и физико-химические методы получения порошков. Первые из них связаны с дроблением материала. Вторые заключаются в процессах агломерации продуктов химического синтеза. Обычно используют порошки с частицами микронных размеров. Если необходима плотная упаковка частиц в материале, то применяют смесь частиц, имеющих разные размеры - полидисперсные порошки.

2 - Смешение компонентов и формование изделий.

3 - Спекание частиц происходит при обжиге отформованного изделия при высокой температуре (обычно от 900 до 2000°C). При спекании происходят такие процессы, как дегидратация компонентов, деструкция органических технологических примесей (полимеры, поверхностно активные вещества), диссоциация нестойких неорганических соединений, процессы окисления и восстановления, плавление некоторых компонентов, полиморфные превращения и т.д. В итоге, после охлаждения стекловидный, может быть, частично закристаллизованный расплав, связывает зерна более огнеупорного материала, образуя прочный монолит.

В процессе спекания происходит срастание частиц и уменьшение пористости материала вплоть до теоретической плотности. При повышении температуры поры меняют свою форму, становясь сферическими, и уменьшаются в размерах. На практике в керамике сохраняется некоторая остаточная пористость.

Степень и скорость спекания зависят от многих факторов: температуры, длительности процесса, дисперсности частиц, коэффициентов диффузии, вязкости и др. Очень сильное влияние на развитие процесса спекания и на структуру керамики оказывает расплав (жидкость) наиболее легкоплавкого компонента.

Применение конструкционной керамики

К основным областям применения керамических материалов относятся режущий инструмент, детали ДВС, ГТД и др.

Режущая кромка характеризуется высокой твердостью, износостойкостью, химической инертностью. По комплексу свойств керамический режущий инструмент превосходит традиционные режущие материалы, такие как быстрорежущие стали (БРС), твердые сплавы (ТС)

	БРС	ТС	Керамика Al₂O₃
HV	850	1700	2100
Температура размягчения	550	1100	1500
Температура начала образования окалины	800	800	

Керамика специального назначения. К керамике специального назначения относятся сверхпроводящая керамика, керамика для изготовления контейнеров с радиоактивными отходами, броневой защиты военной техники и тепловой защиты головных частей ракет и космических кораблей

Контейнеры для хранения радиоактивных отходов. Одним из сдерживающих факторов развития ядерной энергетики является сложность захоронения радиоактивных отходов. Для изготовления контейнеров применяют керамику на основе оксидов В₂O₃ и карбидов бора В₄C в смеси с оксидами свинца PbO или соединениями типа 2PbO-PbSO₄. После спекания такие смеси образуют плотную керамику с малой пористостью, характеризующейся сильной поглощающей способностью по отношению к ядерным частицам - нейтронам и -γ-квантам.

Ударопрочная броневая керамика. Впервые броневая керамика была использована в авиации армии США во время войны во Вьетнаме. С тех пор непрерывно растет применение армиями разных стран брони из керамики в комбинации с другими материалами. По разным оценкам рост применения броневой керамической защиты составляет около 5 - 7% в год. Одновременно наблюдается рост производства композиционной брони для индивидуальной защиты сил охраны правопорядка, обусловленный ростом преступности и актов терроризма.

Важными свойствами керамических материалов, обусловивших их применение в качестве брони, является высокие твердость, модуль упругости, температура плавления (разложения) в 2 - 3 раза меньшая плотность. Сохранение прочности при нагреве позволяет использовать керамику для бронепрожигающих снарядов.

Наиболее высокие защитные свойства имеют материалы на основе карбида бора. Их массовое применение сдерживается высокой стоимостью метода прессования. Поэтому плитки из карбида бора используют при необходимости существенного снижения массы броневой защиты, например, для защиты кресел и автоматических систем управления вертолетов, экипажа и десанта. Керамику из диборида титана, имеющую наибольшую твердость и модуль упругости, применяют для защиты от тяжелых бронепрожигающих танковых снарядов.

Для массового производства керамики наиболее перспективен сравнительно дешевый оксид алюминия. Керамику на его основе используют для защиты живой силы, сухопутной и морской военной техники.

По данным фирмы «Morgan M.Ltd» (США), пластина из карбида бора толщиной 6,5 мм или из оксида алюминия толщиной 8 мм останавливает пулю калибром 7,62 мм, летящую со скоростью более 800 м/с при выстреле в упор. Для достижения того же эффекта стальная броня должна иметь толщину 10 мм при большей в 4 раза массе.



Рисунок 6.4. Конструкция керамической бронепанели: а, б - составные элементы бронепанели для защиты от бронебойных пуль разного калибра; в - фрагмент бронепанели, собранной из элементов а и б; 1 - бронебойная пуля калибра 12,7 мм; 2 - пуля калибра 7,62 мм;

Наиболее эффективно применение композиционной брони, состоящей из нескольких разнородных слоев. Наружный керамический слой воспринимает основную ударную и тепловую нагрузку, дробится на мелкие частицы и рассеивает кинетическую энергию снаряда. Остаточная кинетическая энергия снаряда поглощается упругой деформацией подложки, в качестве которой может использоваться сталь, дюралюминий или кевларовая ткань в несколько слоев. Эффективно покрытие керамики легкоплавким инертным материалом, играющим роль своеобразной смазки и несколько изменяющим направление летящего снаряда, что обеспечивает рикошет.

Конструкция керамической брони приведена на рисунке 6.4. Бронепанель состоит из отдельных, последовательно соединенных керамических пластин. Для защиты от бронебойных пуль калибром 12,6 мм используют пластины из Al_2O_3 толщиной 12,6 мм и 35 слоев кевлара, а от пуль калибром 7,62 мм, находящихся на вооружении НАТО, - пластины из Al_2O_3 толщиной 6 мм и 12 слоев кевлара.

Во время войны в Персидском заливе широкое использование армией США керамической брони из Al_2O_3 , SiC и B_4C показало ее высокую эффективность. Для

броневой защиты также перспективно применение материалов на основе AlN, TiB₂ и полиамидных смол, армированных керамическими волокнами.