
Нижегородский государственный технический университет
кафедра “Материаловедение и порошковая металлургия”

Лекции по курсу

“МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ”

на правах рукописи

Мальцев Илья Михайлович

*автор курса выражает глубокую благодарность
профессору, д.т.н. Николаеву Александру Николаевичу
за помощь в создании и формировании материалов лекций*

Нижний Новгород 1995 год

Лекция №1.

Содержание лекции:

Введение. Задачи курса. Классификация технических материалов. Материалы металлические, неметаллические, композиционные. Содержание элементов в Земной коре. Мировой объем производства основных материалов. Структурные методы исследования. Типы кристаллических решеток, особенности строения реальных металлических материалов.

Введение. Задачи курса.

Материаловедение - научная дисциплина о структуре, свойствах и назначении материалов. Свойства технических материалов формируются в процессе их изготовления. При одинаковом химическом составе, но разной технологии изготовления, образуется разная структура, и вследствие, свойства.

Цель настоящей дисциплины - изучение закономерностей формирования структуры и свойств материалов методами их упрочнения для эффективного использования в технике.

Основная задача дисциплины - установить зависимость между составом, строением и свойствами, изучить термическую, химико-термическую обработку и другие способы упрочнения, сформировать знания о свойствах основных разновидностей материалов.

Классификация материалов.

Назначение материала определяется требованиями конструкции (конструкционные критерии - прочность, долговечность, коррозионные свойства и т.п.) и возможностью переработки в изделие (технологические критерии - коэффициент обрабатываемости резанием, сварки и обработки давлением и т.п.). Выбор материала с использованием классификации осуществляется по двум основным критериям. В общем случае классификация материалов включает в себя три основных разновидности материалов: металлические материалы, неметаллические материалы, композиционные материалы. По геометрическим признакам материалы и вещества принято классифицировать по виду полуфабрикатов: листы, профили, гранулы, порошки, волокна и т.п.. Поскольку материал того или иного полуфабриката изготавливается по разной технологии, применяют разделение по структуре.

Металлические материалы принято классифицировать по основному компоненту. Различают черную и цветную металлургию. К материалам черной металлургии принадлежат стали, чугуны, ферросплавы и сплавы на основе железа, легированные цветными металлами в количестве превосходящим стали. К материалам цветной металлургии принадлежат важнейшие цветные металлы - алюминий, медь, цинк, свинец, никель, олово и сплавы на их основе. К металлическим материалам относятся и материалы порошковой металлургии. Неметаллические материалы различают по основным классам: резина, керамика, стекло, пластические массы, ситаллы. Композиционными материалы - сложные или составные материалы, состоящие из двух разнородных материалов (например: стекла и пластмассы - стеклопластики) принято классифицировать по типу структуры, материалу матрицы, назначению и способу

изготовления. *Более подробно классификация материалов будет изложена ниже в разделах лекционного курса.* Технические материалы принято классифицировать по назначению: материалы приборостроения, машиностроительные материалы, и более подробно, например стали для судостроения или мостостроения. В научном аспекте материалы разделяют по типу структуры: аморфные, кристаллические, гетерофазные. При выборе материала для той или иной детали или конструкции учитывают экономическую целесообразность его применения. Стоимость технического материала связана с затратами на его производство и уровнем запасов его в промышленном и государственном резервах, с содержанием в Земной коре веществ и элементов, необходимых для его производства. Поэтому так важно знание инженера о содержании элементов и веществ в земной коре. В последние годы в классификации машиностроительных материалов применяют параметры удельной прочности и энергозатрат производства материалов. Они показывают, что наилучшими сочетаниями свойств для машин обладают титан и алюминий. Классификация известных материалов находит свое отражение в Государственных Стандартах (ГОСТ).

Содержание элементов в Земной коре.

Исторически для Техники наиболее важными были металлы и сплавы, в первую очередь стали и чугуны, медь.

Содержание металлов и элементов в Земной коре следующие:

Медь $\text{Cu} = 0.01 \%$, Серебро $= 4 \cdot 10^{-6} \%$, Олово $= 6 \cdot 10^{-4} \%$, Титан $= 0.58 \%$, Магний $= 1.94 \%$, Золото $= 5 \cdot 10^{-7} \%$, Бериллий $= 5 \cdot 10^{-4} \%$, Цинк $= 2 \cdot 10^{-2} \%$, Железо $= 4.7 \%$, Алюминий $= 7.5 \%$, Кремний $= 25.7 \%$, Свинец $= 8 \cdot 10^{-4} \%$, Хром $= 3.3 \cdot 10^{-2} \%$, Никель $= 1.8 \cdot 10^{-2} \%$.

Анализ приведенных данных показывает, что наиболее перспективным элементом для использования в технике является Алюминий, это совпадает с общемировой тенденцией машиностроения. Усилия разработчиков новых материалов направлены на создание материалов на основе тугоплавких соединений: нитридов и боридов в кристаллической и аморфной формах, пригодных для применения. Наибольшее распространение в авиационной, космической и специальной технике приобретает нитрид кремния (SiN).

Так как материальные ресурсы Земли ограничены, это находит свое отражение в формировании цен, перед машиностроением всегда стоит задача расширения сырьевой базы и сокращения затрат материалов на единицу техники.

Мировой объем производства основных материалов.

Элементы, преимущественно металлические, находятся в Земной коре в виде окислов, нитридов, гидридов и гидратов, хлоридов и т.п., для превращения минерального сырья в полуфабрикаты необходимы значительные затраты энергии и дополнительных видов минералов и веществ. Наименьшими потерями среди технических материалов обладает производство стали и чугуна, что положительно сказывается на их относительной стоимости. Мировой объем производства основных материалов следующий: стали = 700 мл. тон, конструкционного чугуна = 46 мл.тонн, пластических масс = 100 мл. тон., конструкционных стекла и керамики = 180 мл.тон. *Отметим, что плотность пластмасс в 2-3 раза ниже, чем металлов, и в объемных процентах пластмасс выпускается в 2 раза больше других материалов.* Отличительной особенностью современного машиностроения является расширение номенклатуры применяемых материалов. Среди металлических материалов мировой объем производства следующий: Алюминий = 12.2, Медь = 7.3, Цинк = 4.68, Свинец = 3.77, Никель = 0.52 (мл.тонн.). Наибольшие темпы роста производства у композиционных и порошковых материалов.

Структурные методы исследования.

Материаловедение, как научная дисциплина, численно оперирует показателями свойств материала (временное сопротивление разрушению, прочность на сжатие, твердость и т.п.)

Кроме того, материаловедение обобщает в себе данные о технических и технологических испытаниях материалов. Показатели свойств, химический состав в материаловедении связываются с особенностями строения материала. Различают макростроение, микростроение и субмикростроение материалов. Первая структура выявляется визуально, вторая - при увеличении, достигаемым оптическими системами, третья - с помощью рентгеновских и электронных лучей. Знания о морфологии структуры позволяет оптимизировать технологические процессы получения материала, дать объективное представление о рациональности его использования для изделия.

К структурным методам исследования принадлежат:

Макроанализ: - изучение структуры материалов визуально или с помощью простейших оптических приборов с увеличением до 50 крат. Наиболее доступным при этом является изучение изломов (*Смотри лаб. раб. №1*). Для металлов и сплавов мелкокристаллический излом соответствует лучшему качеству - более высоким механическим свойствам. На изломах, например, в сталях легко наблюдаются дефекты: крупное зерно, шиферность, грубая волокнистость, трещины, раковины, флокены и т.п., и в ряде случаев глубина проведенной поверхностной обработки изделия. Методика исследования закрепляется ГОСТ, там же приведены фотоэталоны изломов и макродефектов.

Другим способом макроисследования является изучение строения металлических материалов на специальных темплетах (образцах). После травления специальными растворами шлифованной поверхности темплета на ней выявляется кристаллическая структура, волокнистость, дендритное строение, неоднородность металла. Например, травление поперечного среза сварного шва дает возможность выявить места непровара, пузыри, зону термического влияния, трещины и т.п..

Микроскопический анализ: производится с помощью оптических микроскопов (полезное увеличение до 950 крат), электронных микроскопов (увеличение до мл. раз), электронных проекторов (увеличение - несколько мл. раз). Исследование производится на зеркальной поверхности шлифа (*после соответствующей полировки*) или слепка с нее - на электронном микроскопе. Шлифы исследуют до и после травления. Травление металлической поверхности растворами кислот выявляет рельеф границ кристаллов, контуры отдельных элементов структуры. Данные исследований - размер и форма зерен получают количественную и качественную оценку. В настоящее время металлографические комплексы снабжаются компьютерными системами для обработки и хранения информации.

Физические методы исследования структуры: Среди них особое место занимают методы радиографии и рентгеновского анализа. Путем просвечивания осуществляется дефектоскопия и контроль ориентации арматуры в композитах. Параметры кристаллических решеток определяются с помощью рентгеновского структурного анализа, основой которого служит соотношение Вульфа-Брегга:

$$2 * d * \sin\Psi = \eta * \lambda, \quad (1)$$

d - межплоскостное расстояние (параметр решетки),

Ψ - угол падения луча на кристаллографическую плоскость,

η - простое число (1, 2, 3, 4),

λ - длина волны рентгеновских лучей.

Рентгеновский анализ т.ж. определяет качественный и количественный состав сплавов, физическую плотность кристаллов, особенности субструктуры, плотность линейных дефектов в

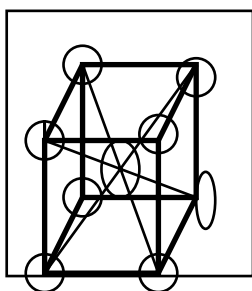
реальном кристалле, позволяет проследить полиморфные превращения в сталях и сплавах и обнаружить глубокие физико-химические процессы в металлах.

Типы кристаллических решеток, особенности строения реальных металлических материалов.

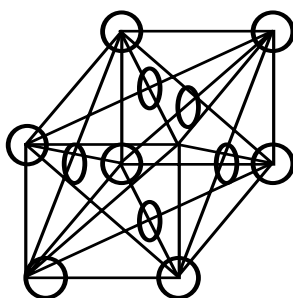
В большинстве случаев техника использует кристаллические материалы. Субструктура материала - кристаллическое строение наряду с химическим составом определяет все свойства. В реальных металлах кристаллы выпадают из расплавов при охлаждении и создаются физико-химическими процессами при нагреве твердого тела.

Атомы в кристаллах расположены закономерно в узлах кристаллической решетки или в местах пересечения кристаллических плоскостей. Все пространство кристалла можно разбить на элементарные ячейки. Повторяя в пространстве элементарную ячейку, можно описать весь кристалл. Простейшей кристаллической ячейкой является куб, по вершинам которого располагаются атомы. Основные типы кристаллических решеток металлов: объемноцентрированная кубическая (О.Ц.К.); гранецентрированная кубическая (Г.Ц.К.); гексоганальная плотноупакованная (Г.П.У.) рис.1.

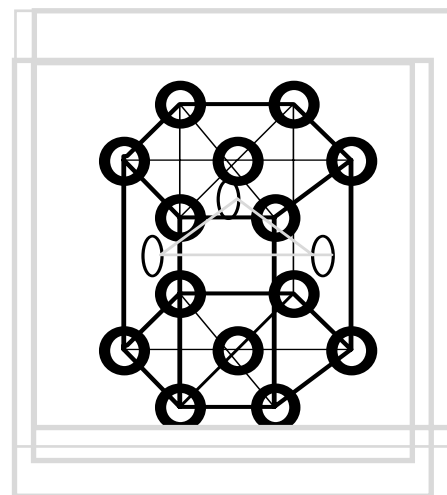
Кристаллические решетки характеризуются параметрами: периодом решетки, координационным числом, атомным радиусом, базисом или количеством атомов, приходящимся на одну ячейку, энергией решетки, плотностью упаковки атомов и др..



1.1



1.2



1.3

Рисунок 1. Типы кристаллических решеток. (1.1 - объемноцентрированная кубическая ОЦК; 1.2 - гранецентрированная кубическая плотноупакованная ГЦК; 1.3 - гексоганальная плотноупакованная решетка ГПУ).

Периодом решетки называется расстояние между центрами двух соседних атомов. Координационное число - количество атомов, находящихся на наиболее близком расстоянии от любого атома в решетке. Атомный радиус (половина атомного диаметра) - половина межатомного расстояния между центрами ближайших атомов.

Металлы имеют плотную упаковку атомов, т.е. высокие координационные числа и большое количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку.

Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных направлениях, многие свойства кристалла анизотропны. Металлы и другие элементы и вещества имеют полиморфные

превращения. Кристаллическая структура изменяется в зависимости от температуры. Например, кристаллическая решетка железа в интервале температур от 0 до 910 град С - ОЦК (Fe - α); от 910 до 1400 град С - ГЦК (Fe- γ); от 1400 до 1539 град С (плавление) - ОЦК (Fe- α или Fe- δ).

Реальные металлы являются поликристаллическими веществами. Размеры зерен (кристаллов) колеблются в широких пределах от долей микрона до нескольких миллиметров. В приведенных выше примерах рассматривались идеальные кристаллические решетки. Особенностью строения реальных металлических материалов является наличие искажений и дефектов кристаллического строения, вызванное действием температурных, электромагнитных и иных полей, а т.ж. механическими напряжениями. Наибольшее число дефектов возникает при первичной кристаллизации расплава или при пластической деформации твердого тела. Кристаллические дефекты разделяют на точечные, линейные, поверхностные и объемные. Источниками дефектов являются прежде всего примеси. Например, если в алюминии содержится 0.001% (10⁻⁵) примеси кремния, то в 1 мм. куб. будет 6*10¹⁴ посторонних атомов. Атомы примесей искажают кристаллические решетки. Примеси могут располагаться в виде отдельных атомов, скоплений по поверхностям или в определенных объемах. Рис 2.1. Другим источником дефектов являются тепловые колебания атомов. Среднее значение амплитуды тепловых колебаний равно 5-10% межатомного расстояния, но энергия тепловых колебаний в решетке распределена неравномерно. Колебания атомов тоже различны. Если на поверхности атом обладает энергией, необходимой для испарения, он может выйти из кристаллической решетки. Образуется дефект, который называется вакансией. Рис 2.2.. Число вакансий в решетке кристалла определяется зависимостью:

$$-Q/(K*T)$$

$$N_1=N*e \quad , \quad (2)$$

где N - общее число атомов; $e = 2.71828$; $K = R/N$; Q - энергия активации; T - температура. Например, для кадмия при 300 град. С $K*T = 600$ Ккал/моль, $N=10E22$ См E-3, $Q = 23000$ Ккал/моль, а число вакансий $N_1=10$ E-4 См E-3, а при температуре плавления кадмия число вакансий превышает 1%. Образование дислоцированных атомов (рис. 2.3.) требует большей энергии активации, поэтому количество таких дефектов меньше, преимущественно они возникают при облучении кристаллов.

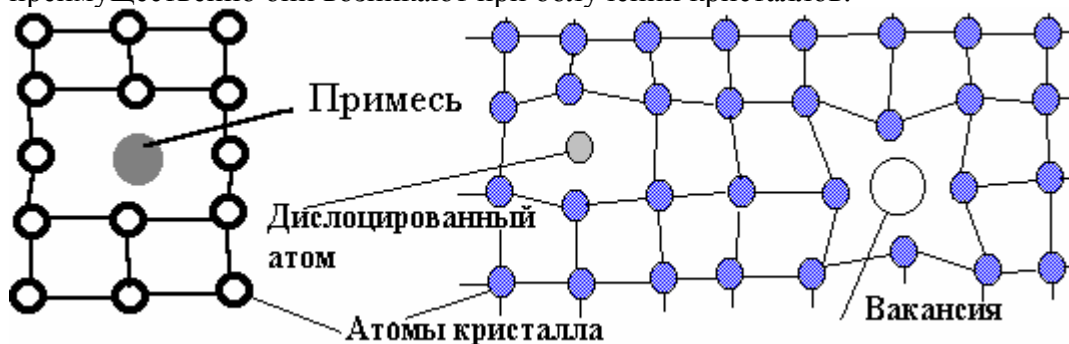


Рис. 2.1

Рис. 2.3.

Рис. 2.2.

рис.2. Точечные дефекты кристаллических решеток. 2.1. - примесный атом; 2.2. - вакансия (дефект Шоттки); 2.3. - дислоцированный атом (дефект Френкеля).

Вакансии имеют большое значение особенно для протекания диффузии, создают условия для повышения пластичности металла при низких температурах.

Реальные кристаллы разделены на фрагменты и блоки (мозаичная структура). Поверхности кристаллов (границы зерен), границы фрагментов и блоков являются местом скопления всевозможных дефектов и местом их возникновения Рис 3. Основными линейными дефектами являются дислокации. Дислокации бывают линейными (краевыми), представляющие собой край экстра - плоскости (полуплоскости) рис 4.1., рис 4.2.; и винтовыми рис. 4.3..

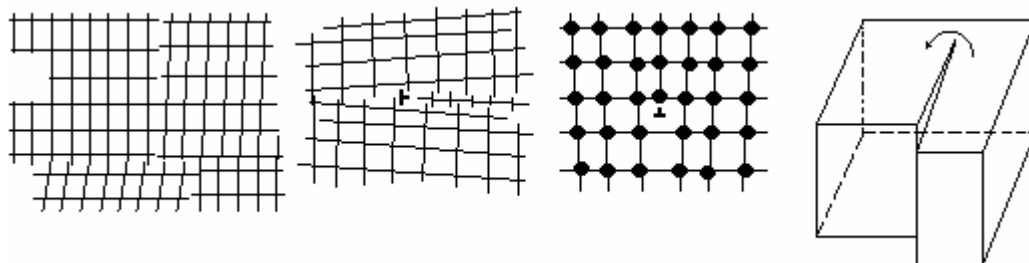


Рис. 3. Мозаичная структура кристалла. Рис. 4.1. Дислокация на границе блоков. Рис. 4.2. Краевая дислокации. Рис. 4.3. Винтовая дислокации.

Дефекты влияют на структурночувствительные свойства. Например, наличие дислокаций изменяет прочность металлов. Теоретический подсчет предела упругости дает величину, превышающую реальную в 1000 раз (10 Е5 и 100 МПа) для чистых металлов и в 100 раз для сталей. Бездефектные кристаллические металлические и керамические материалы в виде волокон и НК (нитевидных кристаллов) применяются как арматура - фаза упрочнитель конструкционных композитов. Рис. 5..



Рис. 5. Зависимость временного сопротивления растяжения σ разных металлических материалов от плотности дислокаций ρ см Е-3.

$\sigma_{\text{теор}}$ - теоретическая прочность металлов;

$\sigma_{\text{НК}}$ - прочность нитьевидных кристаллов.

В настоящее время разработана дислокационная теория, объясняющая механизмы пластической деформации и причины разрушения металлов, их упрочнения при обработке давлением и иных технологических способах.

Лекция № 2

Затвердевание металлических материалов. Термические кривые охлаждения при кристаллизации металлов. Применение правила фаз. Факторы, влияющие на процесс кристаллизации. Модифицирование жидкого металла. Материалы аморфного строения и их применение. Полиморфные превращения в металлах. Жидкие кристаллы.

Затвердевание металлических материалов. Термические кривые охлаждения при кристаллизации металлов.

Кристаллизацией называется переход из жидкого в твердое состояние с образованием кристаллических решеток или кристаллов. В реальных металлических телах кристаллизация расплавов заканчивается образованием структуры сложно переплетенных кристаллов - дендритов. Их морфология определяет свойства материалов. При образовании кристаллов их развитие идет в основном в направлении, перпендикулярном плоскостям с максимальной плотностью упаковки атомов. Это приводит к тому, что первоначально образуются длинные ветви, так называемые оси первого порядка. Одновременно с удлинением осей первого порядка на их ребрах зарождаются и растут перпендикулярные к ним такие же ветви второго порядка. в свою очередь на них растут оси третьего порядка и т.д. Образуются кристаллы древовидной - дендритной формы. Преимущественный рост кристалла происходит в направлении отвода тепла. Ветви дендритов разделены очень тонкими прослойками нерастворимых в жидком и особенно в твердом состоянии примесей и мельчайшими полостями и порами, возникшими в результате уменьшения объема при переходе металла из жидкого состояния в твердое. При $t_{пл}$, определенной для каждого металла, твердый металл переходит в жидкий. Многие свойства при этом меняются незначительно. Например, плотность падает на 5-7% , электропроводность и теплопроводность возрастают. Характер внутренних сил не изменяется. Металлическая жидкость по своему строению близка к твердому телу. Кристаллическая решетка сохраняется до температуры плавления. После расплавления решетка разрушается, но сохраняется динамический ближний порядок. Затвердевание происходит при температуре $t_{затв}$, она меньше $t_{пл}$. Существует переохлаждение и перенагрев рис. 6.

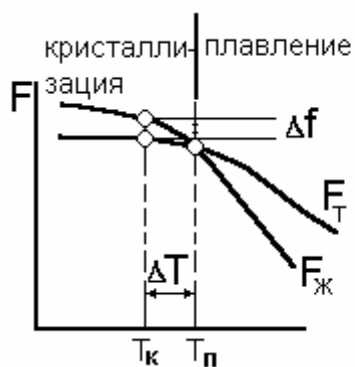


Рис. 6.

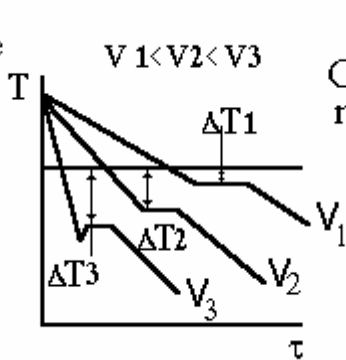


Рис. 7.

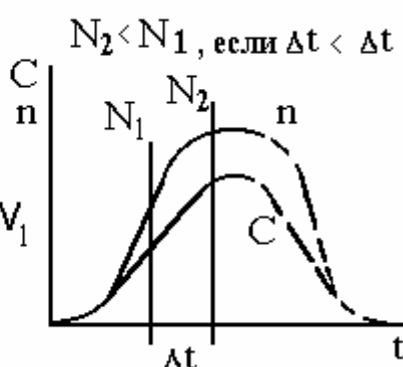


Рис. 8.

Рис. 6. Изменение свободной энергии F металла в жидком ($F_{ж}$) и твердом состоянии ($F_{т}$) в зависимости от температуры T .

Рис. 7. Кривые охлаждения полученные при кристаллизации металла.

Рис. 8. Зависимость скорости образования центров n и скорости роста кристаллов C от переохлаждения.

При температуре T_p величины свободных энергий жидкого и твердого состояния равны. Процесс кристаллизации протекает при температуре, меньшей T_p . Для начала затвердевания необходимо переохлаждение (разность энергий). Переохлаждение тем больше, чем больше скорость изменения температуры рис. 7.. В 1878 году русский ученый - металлург Д.К. Чернов установил, что процесс кристаллизации состоит из двух элементарных процессов: зарождения центров (скорость - n в сек $-1 \cdot \text{см}^{-3}$) и роста кристаллов (скорость C в $\text{см} \cdot \text{сек}^{-1}$). Установлено, что n и C зависят от переохлаждения рис. 8. Это определяет размер зерен :
3/4

$$N = a * (C / n) \quad (3)$$

N - размер зерна ; коэффициент “ a ” приблизительно равен 1.

Практически кривые n и C располагаются друг относительно друга таким образом, что, чем больше переохлаждение, тем мельче получаются кристаллы, или чем больше скорость охлаждения, тем мельче кристаллы. Ниспадающие ветви кривых экспериментально не наблюдаются, поэтому проведены пунктирными линиями.

Критический размер зародыша первичного кристалла находится из выражения:

$$R_k = (4 * \sigma) / \Delta f_v \quad (4)$$

где σ - поверхностное натяжение; Δf_v – разность объемных свободных энергий жидкого и твердого металлов.

ПРИМЕЧАНИЕ: Ф.4. справедлива для небольших значений ΔT

На образование зародыша требуется энергия, равная одной трети его поверхностной энергии. Уменьшение объемной свободной энергии при переходе атомов в кристаллическое тело недостаточно для образования зародыша. Образованию зародыша способствует неравномерное распределение энергии между атомами - флюктуации.

При температуре близкой к $T_{пл}$, размер критического зародыша должен быть очень велик и вероятность его образования мала. С увеличением степени переохлаждения Δf_v возрастает (см. рис. 6), а поверхностное натяжение на границе раздела фаз изменяется не значительно. Чем больше ΔT , тем меньше R_k , тоже самое для σ . При небольшой степени переохлаждения (малой скорости охлаждения) число зародышей мало. В этих условиях будет получено крупное зерно. С увеличением степени переохлаждения скорость образования зародышей возрастает и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается.

Размер зерна влияет на свойства, особенно на вязкость, которая значительно выше у металлов с мелким зерном.

Применение правила фаз.

Металлические материалы применяемые в технике в большинстве случаев являются сплавами. Сплавом называют вещество, полученное сплавлением нескольких (двух и более) элементов, преимущественно металлических. Строение сплавов более сложно, чем строение чистого металла. В сплаве могут наблюдаться зерна чистых металлов и других компонентов, твердых растворов и химических соединений. Твердыми растворами называют сплав, у которого ионы растворенного элемента расположены в кристаллической решетке растворителя. Твердые растворы разделяются на три типа: замещения, внедрения и вычитания, или твердые растворы на базе химических соединений.

Существуют также упорядоченные твердые растворы.

Совокупность всех сплавов, которые могут быть составлены из заданных компонентов, называют системой сплавов.

Фазой называется однородная часть системы, имеющая одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние и отделяющееся от остальных частей системы поверхностями раздела. Фазы могут быть газообразными, жидкими и твердыми. В сплаве могут присутствовать несколько фаз. Вещества, образующие систему, называются компонентами. Число степеней свободы (вариантность) системы это число внешних и внутренних факторов (t , P и концентрация $C\%$), которые можно изменять, не изменяя число фаз в системе. Оно определяется правилом фаз:

$$f = n - K + 2 \quad (5)$$

где f - число степеней свободы; n - число компонентов; K - число фаз.

Если давление не учитывать: $f = n - K + 1$

Правило фаз применяется при анализе процессов, совершающихся в сплавах при нагреве и охлаждении для расчета числа фаз в конкретных термодинамических условиях.

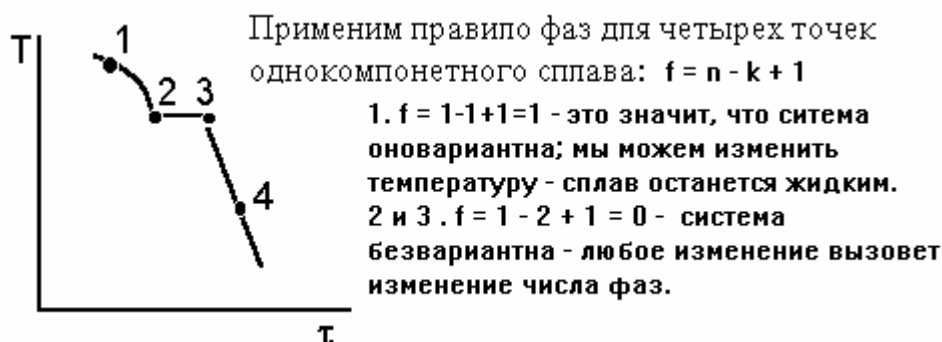


Рис. 9. Иллюстрация к применению правила фаз.

Факторы, влияющие на процесс кристаллизации. Модифицирование жидкого металла.

Кристаллизация происходит с образованием теплового эффекта. От его величины зависит размер зерна.

$$Rk = [4 * \sigma * Ts / Q] / \Delta T \quad (6)$$

где Q - тепловой эффект затвердевания на единицу объема; Ts - температура затвердевания. Выражение справедливо для гомогенной кристаллизации. Теоретическое число центров кристаллизации значительно ниже числа реально образующихся зародышей. Это связано с присутствием примесей в расплавах. На примесях происходит гетерогенная кристаллизация. Схема кристаллизации на примеси показана на рис. 10.

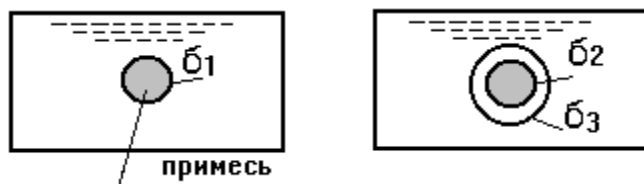


Рис. 10. Схема кристаллизации на примеси. На рис. б1- поверхностное натяжение примеси; б2- поверхностное натяжение затвердевшего металла; б3- поверхностное натяжение металла расплава.

Рост кристалла происходит послойным присоединением атомов к зародышу. Обычно b_1 больше b_2 и $-b_1 + b_2$ меньше нуля, т.е. с точки зрения энергетики процесса, кристаллизация на примесях более выгодна, чем спонтанная кристаллизация. В реальных процессах примеси являются основными центрами кристаллизации. При перегреве расплавленного металла одна часть примесей расплавляется, другая дезактивируется.

Изменить число центров и размер зерна можно четырьмя методами:

- изменить скорость охлаждения и тем самым величину переохлаждения;
- увеличить или уменьшить перегрев металла перед разливкой;
- ввести в жидкий металл мельчайшие нерастворимые примеси;
- уменьшить путем добавки активных растворимых примесей поверхностное натяжение.

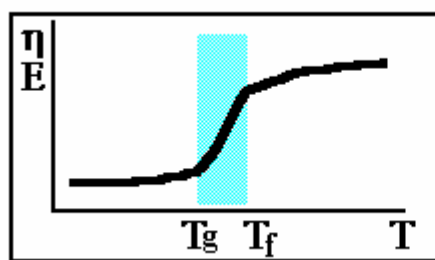
Последние два метода осуществляются при модификации, соответственно гетерогенной и гомогенной. Модифицирование осуществляют введением специальных добавок, образующих тугоплавкие соединения (карбиды, нитриды и оксиды).

Процесс кристаллизации начинается от стенок формы, которые играют ту же роль, что и нерастворимые примеси. На поверхности слитков образуется труднообрабатываемый слой из мелких кристаллов, который удаляют в металлургическом переделе (см. лаб. раб. №1).

Материалы аморфного строения и их применение.

К материалам аморфного строения принадлежат стекла из неорганических веществ, металлов и ряд пластмасс. Аморфное состояние характеризуется отсутствием дальнего порядка в расположении атомов упаковки.

Наибольшее применение у неорганических стекол. Основной химический состав конструктивных стекол: двуокись кремния и алюминия с добавками ангидридов бора, фосфора и двуокисей металлов - титана, ванадия и циркония. Среди машиностроительных материалов наибольшее применение получили безосколочные, тугоплавкие, термостойкие и упрочненные стекла. Неорганическое стекло, получаемое при застывании минерального расплава в результате непрерывного увеличения его вязкости, в отличие от других материалов имеет макроскопическое изотропное аморфное строение, в той или иной мере прозрачно и обладает механическими свойствами твердого тела. Тонкое исследование строения стекол свидетельствует о их микронеоднородной структуре. Стекло по сравнению с кристаллическим веществом не имеет определенной точки плавления; будучи нагретым, оно постепенно размягчается, переходя из твердого хрупкого состояния в высоковязкое, и затем в жидкое (стекломассу). При понижении температуры вязкость стекла непрерывно возрастает и происходит обратный переход в твердое хрупкое состояние.



T_g - температура стеклования
 T_f - температура перехода в жидкое состояние
 η - вязкость
 E - удельный объем или теплоемкость

Рис. 11. Зависимость свойств стекла от температуры.

В интервале температур T_g - T_f свойства стекла скачкообразно изменяются. Стекло относится к термодинамически неустойчивым системам. При температуре T_g стекло склонно к кристаллизации.

Металлические стекла по химическому составу состоят из металлов и элементов аморфитизаторов, в качестве которых используют бор, углерод, кремний, азот и другие в

количестве до 30%. Аморфное состояние металла достигается сверхбыстрым охлаждением из газообразного, жидкого или ионизированного состояния. Основным методом получения МС является закалка из жидкого состояния, фиксирующая структуру расплава. Особенностью МС является сочетание высокой твердости и прочности, наряду с высокими упругими свойствами. Например, у обычных стекол крайне высокая твердость и относительно низкая прочность. МС можно штамповать, резать и прокатывать. Аморфное состояние МС является метастабильным. При температурах отжига, превышающей (0.4-0.65) $T_{пл}$ материал кристаллизуется.

Пластические массы в большинстве случаев аморфные тела. Изменение свойств с температурой происходит также как у неорганических стекол рис.11. Существует три различных аморфных состояния - стеклообразное, высокоэластичное и вязкотекучее; и две температуры, при которых свойства пластмасс резко изменяются. T_c - температура стеклования и выше ее температура вязкотекучего состояния - T_t . Пластические массы кристаллизуются при длительных отжигах и деформационных процессах по механизму ориентации полимерных цепей и или звеньев в одной плоскости или направлении.

Аморфные материалы являются перспективными машиностроительными материалами. МС применяются для изготовления пружин. Стекла - для изделий с оптическими свойствами. Пластические массы как конструкционные материалы. Применение аморфных материалов в основном сдерживается их узким и низким температурным интервалом эксплуатации.

Полиморфные превращения в металлах.

Металлы и сплавы в зависимости от температуры могут сосуществовать в разных кристаллических формах, или в разных модификациях. При полиморфном превращении одна кристаллическая решетка сменяет другую. Полиморфное превращение происходит в том случае, если при данной температуре может существовать металл с иной кристаллической решеткой и меньшим уровнем свободной энергии. На рис. 12 показана кривая охлаждения чистого железа и полиморфные превращения в металле.

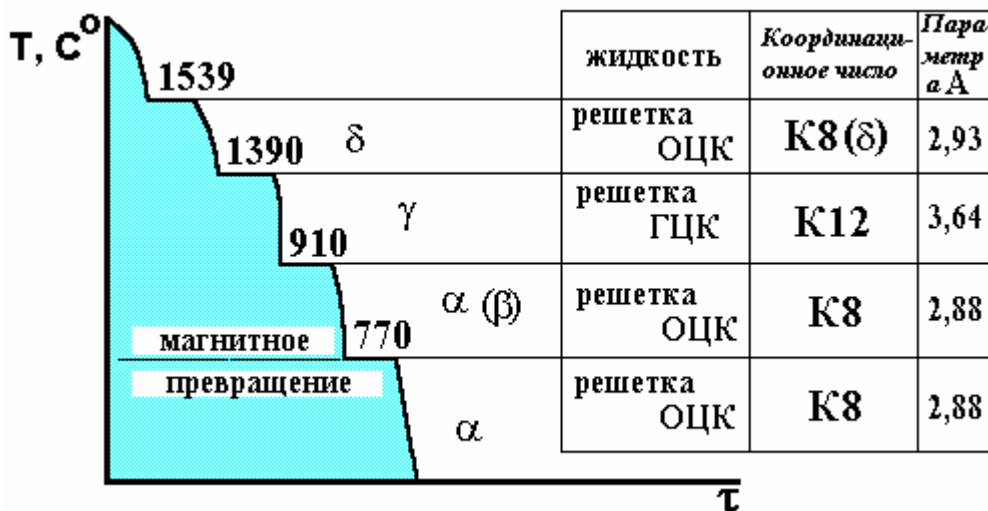


Рис. 12. Кривая охлаждения чистого металла (железа).

Полиморфное превращение - кристаллизационный процесс и осуществляется путем образования зародышей и последующего их роста. Образование зародышей идет с соблюдением принципа структурного и размерного соответствия. Рост зерен новой фазы происходит путем неупорядоченных, взаимно не связанных переходов отдельных атомов (группы атомов) через мажфазную границу. В результате граница новых зерен передвигается в сторону исходных, поглощая их. Зародыши новой фазы возникают по границам старых зерен или в зонах с повышенным уровнем свободной энергии.

Вновь образующиеся кристаллы закономерно ориентированы по отношению к кристаллам исходной модификации. В результате полиморфного превращения образуются новые зерна, имеющие другой размер и форму. Происходит скачкообразное изменение свойств материала. Полиморфное превращение также называют перекристаллизацией. Если нагрев металла проведен до температуры, немного превышающей температуру полиморфного превращения (критической точки), получается очень мелкое зерно. Это явление используется в практике термической обработки металлов.

Жидкие кристаллы.

Жидкокристаллическое состояние - это термодинамически устойчивое агрегатное состояние, при котором вещество сохраняет анизотропию физических свойств, присущую твердым кристаллам, и текучесть, характерную для жидкостей.

Существует ряд соединений, преимущественно органических, обладающих таким комплексом свойств. Например, сложные ароматические эфиры - производные транс-циклогексана, фенилбензоаты; азотметины; азосоединения и т.п..

Жидкие кристаллы обладают аллотропическими превращениями, которые не изменяют их жидкого состояния. Превращения наблюдаются при воздействии электромагнитного поля, изменения температуры и давления, и других физических воздействиях. Свойства их также как и у твердых тел скачкообразно изменяются. Жидкие кристаллы используются как оптоэлектронные индикаторы, и материалы комбинированных стеклянных конструкций, где требуется резкое изменение оптических свойств системы, при внешних воздействиях. Жидкокристаллическое состояние и его уникальные свойства обусловлены способностью некоторых органических молекул, агрегатироваться с другими молекулами, частично создавая упорядоченные структуры - сенергировать. По своей практической значимости особое место занимают нематические жидкие кристаллы, отличающиеся от прочих типов жидких кристаллов одноосной упорядоченностью, при которой молекулы выстраиваются таким образом, что их длинные оси параллельны друг другу.

Лекция № 3.

Строение и свойства типовых двухкомпонентных сплавов. Понятие о физико-химическом анализе. Диаграмма состояния систем с полной растворимостью компонентов в твердом состоянии. Применение правила отрезков. Внутрикристаллическая ликвация.

Строение и свойства типовых двухкомпонентных сплавов.

Строение и свойства типовых двухкомпонентных сплавов определяются типом твердого раствора. При образовании твердых растворов электрическое сопротивление, твердость возрастают, а теплопроводность, пластичность - обычно падают. Рассмотрим наиболее важные из них. Твердый раствор внедрения. Чем больше поры и меньше атом внедрения, тем легче само внедрение. Рис. 13. Твердый раствор замещения. Он может быть ограниченным и неограниченным. Последние образуются у изоморфных металлов, незначительно отличающихся по размерам атомных радиусов (8-10%), близких к друг другу в таблице Д.И. Менделеева. Чем больше разница в элементах, тем меньше растворимость. Рис. 14. Неупорядоченные и упорядоченные твердые растворы. В обычных твердых растворах атомы растворенного элемента располагаются в решетке растворителя беспорядочно. При определенных условиях - медленном охлаждении, способствующем диффузии, атомы занимают определенные места в решетке растворителя. Процесс называют упорядочением. Рис. 15.1. и 15.2. Если два компонента не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не образуют химического соединения, создается механическая смесь. Сплав будет состоять из кристаллов каждого компонента. Рис. 16. Твердые растворы на базе химического соединения. Рис.17. Здесь сохраняется решетка соединения, при этом часть атомов решетки растворителя заменяется атомами растворяющегося элемента или возникают не занятые узлы (растворы вычитания). В сплавах существуют электронные соединения - фазы Юм-Розери, Лавеса и внедрения.

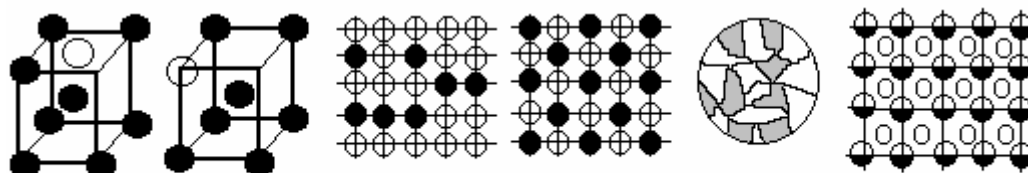


Рис.13 Рис.14 Рис.15.1 Рис.15.2 Рис.16 Рис.17

Электронные соединения - фазы Юм-Розери образуются между металлами из следующих основных групп: Cu, Ag, Au, Fe, Pd, Pt, с одной стороны, и Be, Zn, Cd, Al, Sn, Si - с другой. Характеризуются определенным соотношением валентных электронов к числу атомов (3/2 - ОЦК - β фаза; 21/13 - сложная кубическая ячейка с 52 атомами на ячейку γ - фаза и 7/4 - гексагональная решетка ϵ - фаза), причем каждому соотношению соответствует определенная кристаллическая решетка. Фазы Лавеса - устойчивые химические соединения с ионным типом связей образуются преимущественно между элементами различной природы и с существенно различными атомными размерами. Если атомные размеры различаются мало, то появляется тенденция к образованию электронных соединений. Эти фазы со стехеометрической формулой AB_2 образуются между элементами, атомные диаметры которых находятся приблизительно в соотношении 1:1.2. Фазы Лавеса встречаются как упрочняющие интерметаллидные фазы в жаропрочных сплавах. Фазы внедрения образуют металлы переходных групп с металлоидами, имеющими малый атомный радиус (водород,

азот, углерод), если их обратное отношение радиусов, меньше 0.59. Эти фазы удовлетворяют условиям характеризующим, химическое соединение (M_4X , M_2X и MX). Карбиды и нитриды, встречающиеся в стали являются фазами внедрения.

Понятие о физико-химическом анализе.

Физико-химический анализ материалов проводится для детального изучения свойств. Результаты его обычно выражаются в графической форме, иллюстрирующей зависимость показателей от химического состава. К физико-химическому анализу принадлежат резистивный метод, магнитного резонанса, термический анализ. В материаловедении результаты физико-химического анализа объединяют с результатами структурных исследований. Широко распространен термический анализ, применяемый для обнаружения критических точек стали и сплавов, построения диаграмм состояния.

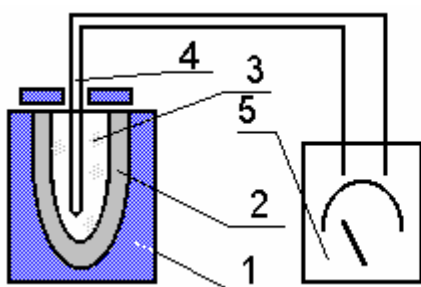


Рис. 18. Схема установки для изучения процесса кристаллизации термическим методом.

1 - печь. 2 - тигель. 3 - расплав.

4 - термопреобразователь [термопара].

5 - милливольтметр [гальванометр].

Диаграмма состояния систем с полной растворимостью компонентов в твердом состоянии.

Диаграммы состояния показывают изменение состояния в зависимости от температуры и концентрации. Давление во всех случаях постоянно, а скорость охлаждения достаточно мала для протекания всех процессов. Фактор времени таким образом исключается. Диаграммы (равновесного) состояния строятся экспериментально по термическим кривым. Рис. 19.

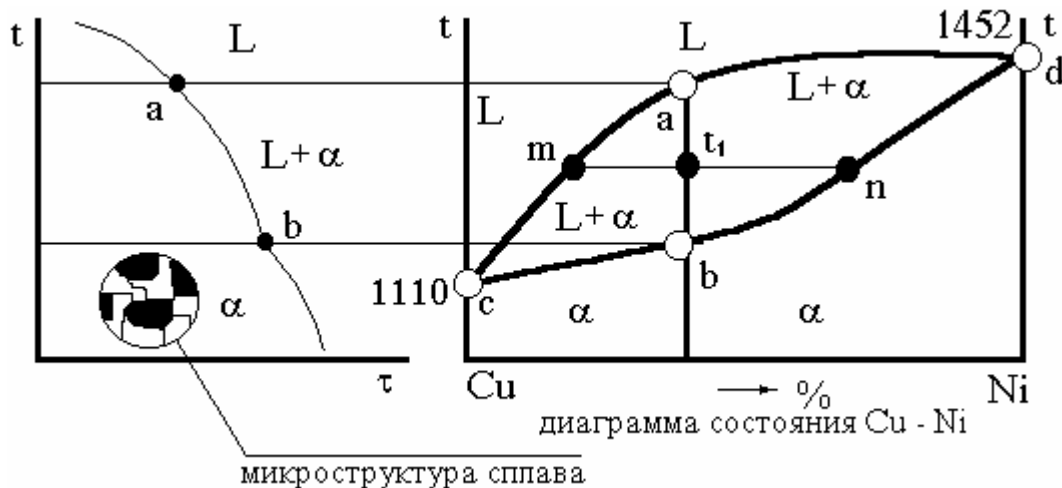


Рис. 19. Построение диаграммы состояния Cu-Ni по термическим кривым. На рис. L - жидкий расплав; α - твердая фаза из кристаллов Cu-Ni переменной концентрации; cad - линия ликвидуса; cbd - линия солидуса. Линия mn, соединяющая состав, находящийся в равновесии называется канодой.

В интервале температур ab выпадают кристаллы твердого раствора переменной концентрации. Состав выпадающих кристаллов показывает линия солидуса, состав оставшегося жидкого раствора линия ликвидуса. Сначала выпадают кристаллы, богатые никелем, как более тугоплавкие; в конце затвердевают кристаллы, богатые более легкоплавкой медью. В процессе затвердевания непрерывно происходит диффузия, которая стремится выравнить состав. Однако в реальных условиях она не успевает завершиться. После окончательного затвердевания всего сплава имеется неоднородность - ликвация (дендритная, междендритная, зональная).

Применение правила отрезков.

Правило отрезков или правило рычага применяется для определения количественного соотношения фаз, находящихся в равновесии при данной температуре. Согласно этому правилу для определения весового или объемного количества твердой фазы необходимо взять отношение длины отрезка, примыкающего к составу жидкой фазы, к длине всей каноды. Для определения количества жидкой фазы берется отношение длины отрезка, примыкающего к составу твердой фазы, к длине каноды. Ф. 7 и 8. Рис. 19.

$$a = [(t1m) / (mn)] * 100 \% \quad (7) \quad \text{Ж} = [(t1n) / (mn)] * 100 \% \quad (8)$$

Правило отрезков применимо не только к кристаллизующимся сплавам, но вообще ко всем двухфазным сплавам независимо от их агрегатного состояния.

Внутрикристаллическая ликвация.

В результате неравновесной кристаллизации химический состав образующегося кристалла по сечению оказывается переменным. Оси первого порядка, образующиеся в начальный момент кристаллизации, обогащены более тугоплавким элементом. Периферийные слои кристалла и межосные пространства, кристаллизующиеся в последнюю очередь, будут обогащены компонентом, понижающим температуру плавления сплава, и их состав близок к концентрации, соответствующей исходной концентрации сплава. Такая неоднородность состава сплава внутри кристалла называется внутрикристаллической, или дендритной ликвацией. Дендритная ликвация устраняется отжигом при температурах, обеспечивающих достаточную скорость диффузии.

Лекция № 4

Диаграммы состояния систем с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии с эвтектическими и перитектическими превращениями. Понятие об эвтектоидном и перитектоидном превращениях. Диаграммы состояния системы, образующей химическое соединение. Механические и технологические свойства сплавов, связь с типом диаграмм состояния. Понятие о трехкомпонентных системах.

Диаграммы состояния систем с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии с эвтектическими и перитектическими превращениями.

На рис. 20. точка d характеризует предельную растворимость компонента β в компоненте α , а точка c компонента α в компонента β . Сплав, соответствующий точке 3, затвердевает при постоянной температуре T_4 . При температуре несколько ниже жидкий сплав оказывается насыщенным по отношению к обеим фазам (α и β - твердым растворам), так как точка 3 принадлежит сразу двум ветвям ликвидуса. Поэтому из жидкости состава 3 при температуре T_4 одновременно выделяются предельно насыщенные кристаллы твердого раствора α d и β c , образующие механическую смесь.

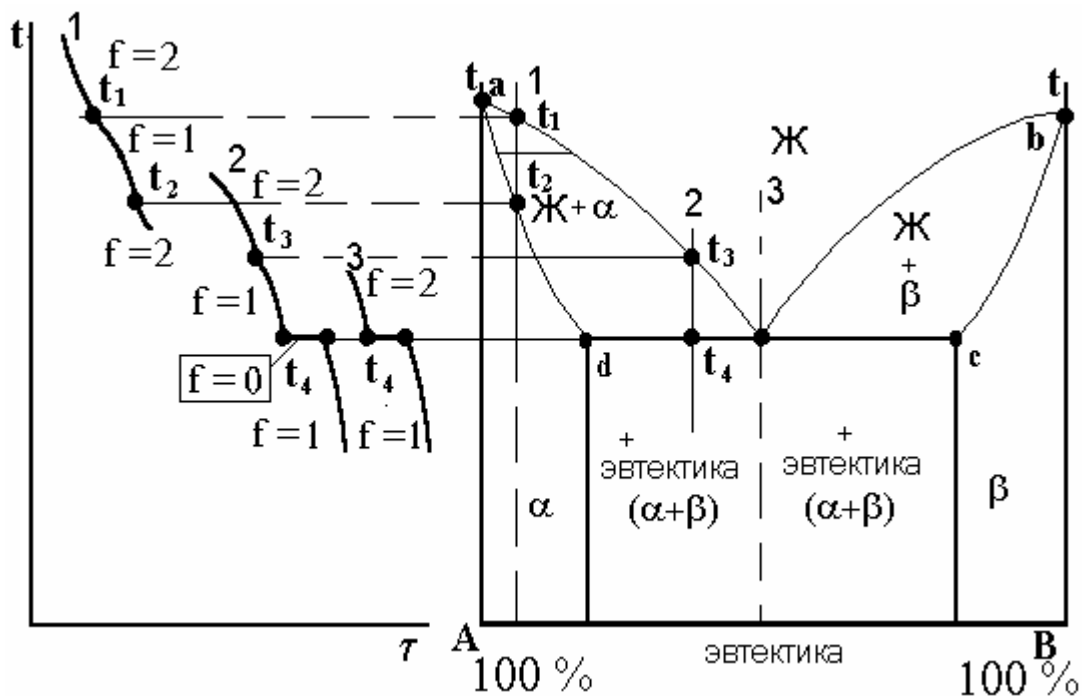


Рис. 20. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и эвтектику.

Сплавы, в которых происходит одновременная кристаллизация α и β фаз при постоянной и самой низкой для данной системы сплавов температуре, называют эвтектическими. Структура, состоящая из механической смеси двух (или более) твердых фаз, одновременно

кристаллизовавшихся из жидкого сплава, называется эвтектикой. В переводе с греческого - "легкоплавящаяся". Сплавы, располагающиеся влево от эвтектического состава и имеющие концентрацию в пределах точек d b 3, называются доэвтектическими, а справа в пределах концентрации точек 3 и с - заэвтектическими.

При кристаллизации эвтектик сначала зарождаются и растут кристаллы α - твердого раствора, богатого компонентом А. Жидкость, окружающая этот кристалл, обогащается вторым компонентом В, и в результате этого происходит выделение кристалликов α и β - твердого раствора. Жидкость, прилегающая к образовавшимся кристалликам β - фазы, в свою очередь, обогащается металлом А, и поэтому вновь выделяются кристаллики α - фазы, богатые компонентом А. В результате переменного пересыщения жидкости по отношению к α и β - фазам образуется эвтектическая колония.

Процесс кристаллизации эвтектики протекает при постоянной температуре, так как согласно правилу фаз при одновременном существовании трех фаз постоянного состава система безвариантна. На кривой охлаждения образуется площадка. Одновременно кристаллизуются две фазы. После затвердевания сплав состоит из кристаллов эвтектики.

Диаграмма состояния сплавов с перетектикой приведена на рис. 21. Линия $асв$ на диаграмме соответствует линии ликвидус, а линия $адеb$ - линии солидус.

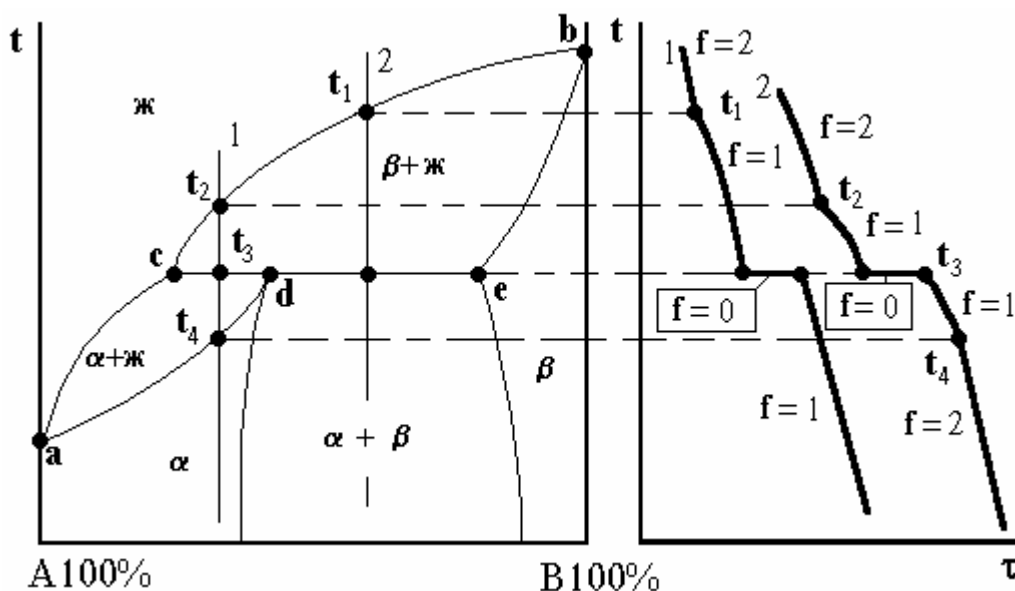


Рис. 21. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и перетектику.

Точка d характеризует максимальную растворимость компонента В в компоненте А, а точка e - предельную растворимость компонента А в компоненте В. Линия $сde$ - линия перетектического превращения. Это превращение, как и эвтектическое, протекает в условиях существования трех фаз - жидкой и двух твердых α и β .

Перетектическое превращение отличается от эвтектического. При перетектическом превращении кристаллизуется только одна фаза, образующаяся в результате взаимодействия ранее выделившейся твердой фазы и жидкой части сплава определенного состава (точки с). Процесс перетектического превращения происходит при постоянной температуре ($f=0$). Процесс кристаллизации перетектического превращения не заканчивается при температуре t_3 , а продолжается и заканчивается, например для сплава 2 в точке, соответствующей температуре t_4 . Для сплава 1 при достижении температуры t_3 на линии $сde$ выделяются кристаллы как α - так

и β - фазы. В процессе перетектического превращения α - фаза зарождается на поверхности β - кристаллов, обволакивает их и растет. В результате перетектической реакции могут образовываться не только твердые растворы, но и неустойчивые химические соединения, которые плавятся инконгруэнтно, т.е. при плавлении состав жидкого расплава не совпадает с составом соединения.

Понятие об эвтектоидном и перитектоидном превращениях.

В приведенных выше диаграммах рассматривались первичные превращения, связанные с процессом кристаллизации жидкого сплава. При вторичной кристаллизации вследствие изменения растворимости с изменением температуры выделяются вторичные кристаллы. Вторичная кристаллизация наблюдается и в том случае, если один из компонентов претерпевает аллотропические превращения. На рис. 22 показана диаграмма состояния системы с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и наличием полиморфных превращений.

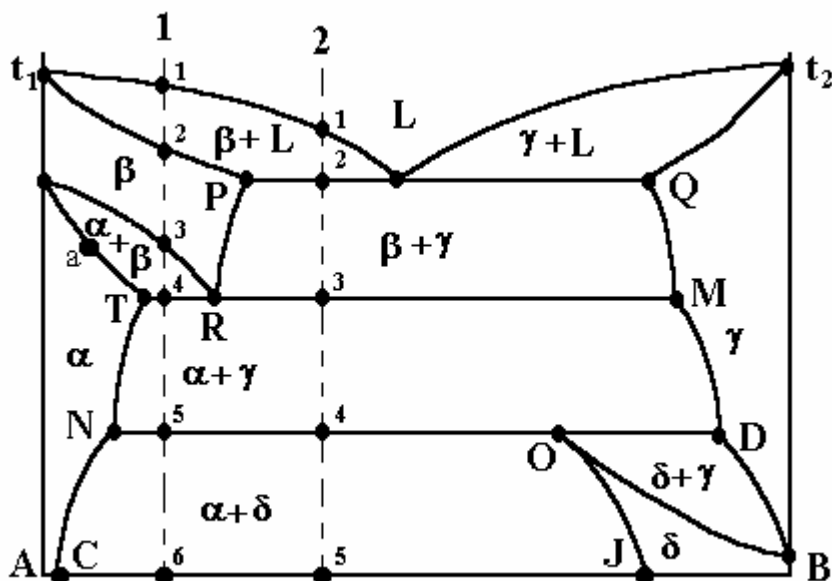


Рис.22 Диаграмма состояния системы с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии и наличием полиморфных превращений.

Кристаллизация сплава 1 протекает в интервале температур точки 1 и 2. От точки 2 сплав в форме β – твердого раствора будет охлаждаться до точки 3. Несколько ниже точки 3 произойдет перекристаллизация сплава в твердом состоянии по диффузионному механизму. Состав первых α - кристаллов определяется точкой “а” коноды “За”, затем он начнет изменяться в направлении точки “Т”. Одновременно состав изменяется по линии GR от точки 3 до точки R. В точке 4 произойдет превращение оставшегося β – твердого раствора состава точки R в смесь, состоящую из кристаллов α и γ - твердых растворов. Это превращение напоминает эвтектическое, так как происходит путем распада одной фазы и образования двух новых фаз. Однако распадается не жидкий, а твердый раствор. Превращение, подобное эвтектическому, происходящее путем распада твердого раствора на смесь из двух фаз называется э в т е к т о и д н ы м. От точки 4 до точки 5 происходит незначительное изменение составов твердых растворов α и γ , согласно кривым насыщения TN и MD. На линии ND произойдет новое превращение, протекающее взаимодействием двух твердых фаз α и γ с образованием третьей - твердого раствора δ . Это превращение напоминает перетектическое. Превращение, подобное перетектическому, заключающиеся во взаимодействии двух твердых

фаз и образовании новой твердой фазы, называется **перитектоидным**. После окончания перитектоидного превращения система будет состоять из двух твердых растворов α и δ , составы которых при дальнейшем охлаждении будут изменяться по линиям NC и OJ .

Для сплава 2 эвтектоидное превращение наступит в точке 3, а перитектоидное - в точке 4.

Диаграммы состояния системы, образующей химическое соединение.

Диаграмма состояния системы с наличием устойчивого химического соединения показана на рис. 23.

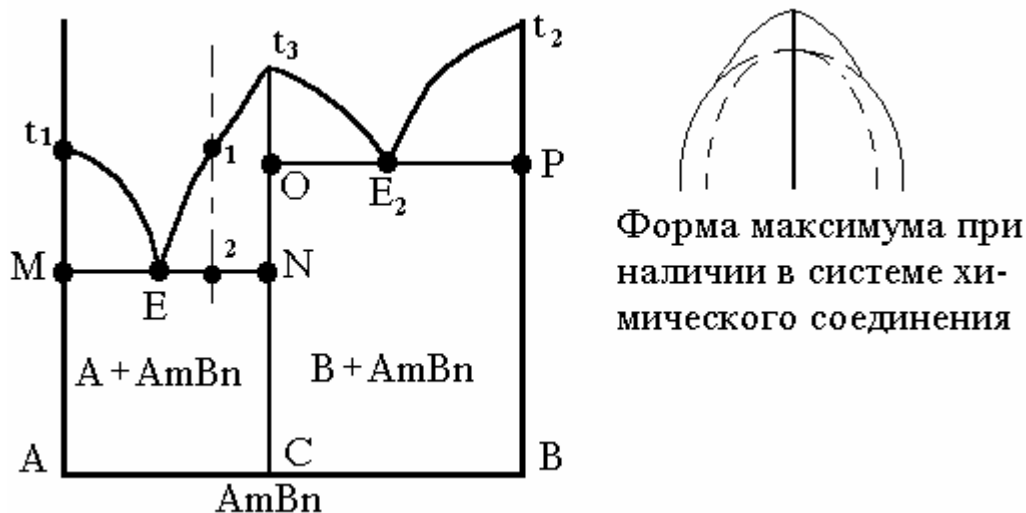
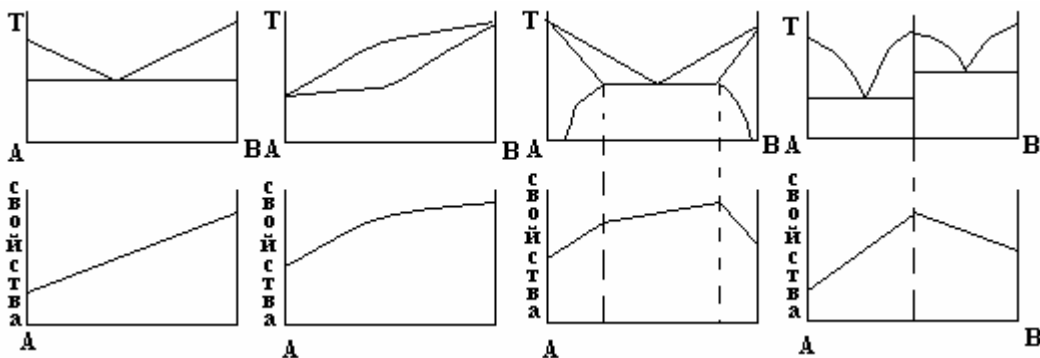


Рис.23. Диаграмма состояния системы, образующей устойчивое химическое соединение.

В связи с особыми свойствами химического соединения на диаграмме появляется ордината этого соединения, соответствующая его составу. На этой ординате откладывается температура плавления этого химического соединения t_3 . Ордината делит диаграмму состояния на две части, каждая из которых представляет простейший эвтектический тип диаграмм состояния. Химическое соединение не является компонентом, так как образуется путем взаимодействия компонентов A и B . Выше точки 1 присутствует жидкость, несколько ниже точки 1 происходит образование и рост кристаллов $AmBn$. В точке 2 жидкий раствор состава E_2 будет кристаллизоваться с образованием эвтектики, состоящей из кристаллов компонента A и химического соединения $AmBn$. В итоге кристаллизации расплав состава 1 будет состоять из кристаллов компонента $AmBn$ и эвтектики, состоящей из кристаллов химического соединения $AmBn$ и кристаллов компонента A . Если химическое соединение неустойчиво, образуется диаграмма со скрытым максимумом. Сначала будут кристаллизоваться чистые компоненты, затем выпадут кристаллы химического соединения. Взаимодействием двух фаз будет образована третья: произойдет перитектическое превращение.

Механические и технологические свойства сплавов, связь с типом диаграмм состояния.



Механические и технологические свойства сплавов связаны с типом диаграмм состояния. Эту связь устанавливает закон Н. С. Курнакова. В соответствии с законом Курнакова закономерность изменения свойств в зависимости от концентрации определяется типом взаимодействия компонентов системы или типом диаграммы. Это представлено графически на Рис. 24. Закон Курнакова позволяет на основании диаграммы состояния приблизительно решать вопрос о свойствах сплавов. Например, известно, что чистые металлы обладают низким электросопротивлением. Чтобы получить сплав с высоким электросопротивлением, нужно выбрать систему сплавов второго типа, у которой (твердые растворы) свойства меняются по кривой с максимумом.

Понятие о трехкомпонентных системах.

Для изображения состава тройного сплава обычно пользуются равносторонним треугольником. Точки на в вершинах обозначают чистые компоненты, каждая стороны - соответствующий двойной сплав, а плоскость - тройные сплавы. Рис. 25. Диаграмма тройного сплава для случая полной взаимной растворимости в твердом и жидком состояниях и отсутствием химических соединений изображена на рис. 26.

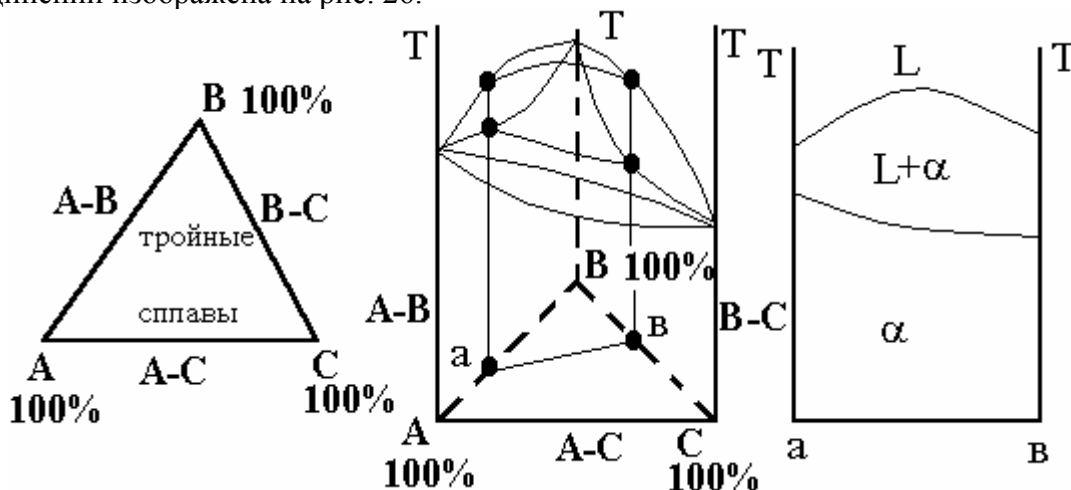


Рис. 25. Концентрационный треугольник.

Рис. 26. Тройная диаграмма второго типа.

Рис. 27. Политермическое сечение.

Изучение диаграмм тройных сплавов обычно производят при помощи горизонтальных, изотермических и вертикальных политермических сечений, рис. 27. Имея вертикальное сечение а-в или псевдобинарную диаграмму, можно легко находить критические точки, строить кривые охлаждения и представить все изменения в структуре сплава. Недостатком политермического сечения является невозможность определения концентрации равновесных фаз.

Превращения в сложных системах сплавов, в которых больше трех компонентов, производится с помощью политермических сечений, предполагаемых диаграмм (ложных двойных диаграмм). Например, система нержавеющей стали (Fe-C-Cr-Ni-Ti) изображается построением серии двойных диаграмм Fe-C с постоянным содержанием остальных компонентов.

Лекция № 5

Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах. Диаграмма железо-цементит. Фазы и структурные составляющие стали и белых чугунов. Кривые охлаждения и анализ фазовых превращений железоуглеродистых сплавов.

Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах. Диаграмма железо-цементит.

На рис. 28 представлена диаграмма железо-цементит.(см. лаб.раб. N2) При охлаждении железоуглеродистых расплавов происходят фазовые превращения:

1. Перетектическая реакция: α - твердый раствор + Точка H (0.1 % C) = Остатки расплава (Точка B, 0.51 % C) + γ - твердый раствор (Точка I, 0.16 % C) при 1493 °C

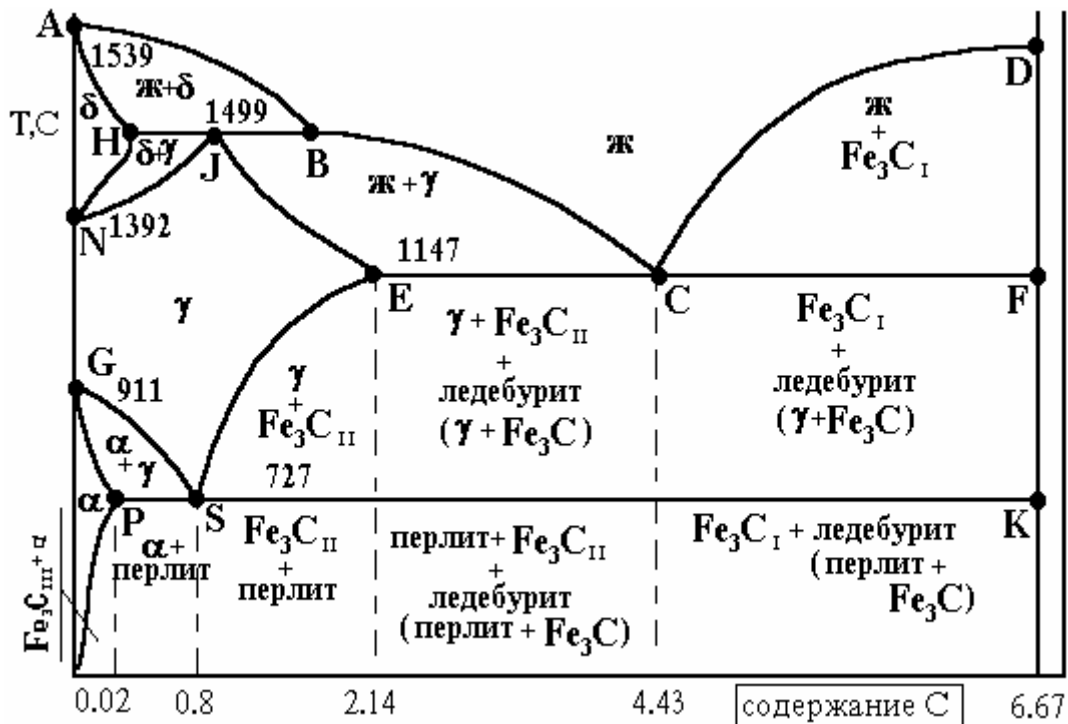


Рис. 28 Диаграмма железо-цементит (метастабильная).

2. Эвтектическая реакция: Расплава (Точка C, 4,3 % C) = γ - твердый раствор (Точка E, 2,06 % C) + Fe₃C (Точка F, 6,67 % C) при 1147 °C
3. Эвтектоидная реакция: γ - твердый раствор (Точка S, 0,8 % C) = α - твердый раствор (Точка P, 0,02 % C) + Fe₃C (точка K, 6,67 % C) при 723 °C

На рис. 28 - кривая ликвидуса ABCD; - кривая солидуса ANIECF; - углерод понижает температуру плавления железа (линия ABC); - железо также понижает температуру плавления углерода (и Fe₃C) (V-образная форма диаграммы, D - C); - температура A₄ (линия NH) растет с увеличением содержания углерода (линия N - I); - температура A₃ (линия GOS) уменьшается с увеличением содержания углерода; - область γ - твердого раствора расширяется с увеличением содержания углерода.

Эвтектоидный сплав: точка S = 0.83 % C = перлит. Доэвтектоидные сплавы: от точки P к точке S = 0.02 до 0.83 % C = α - Fe + перлит. Заэвтектоидные сплавы: от точки S к перпендикуляру из точки E = от 0.83 до 2,06 % C = Fe₃C + перлит. Эвтектический сплав: точка C = 4.3 % C = ледебурит. Доэвтектические сплавы: от перпендикуляра из точки E к перпендикуляру из точки C = от 2.06 до 4.3 % C = Fe₃C + перлит + ледебурит. Заэвтектические сплавы: от точки C к точке F (перпендикуляр); более 4.3% C = Fe₃C + ледебурит. Положение основных точек диаграммы железо - цементит показано в таблице 1.

Таблица 1.

Положение в диаграмме железо - цементит	Вид превращения	Обозначение превращения
PSK	723 C $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} = \gamma$	A ₁
MO	ферромагнитное ===== 768 C парамагнитное	A ₂
G	915 C $\alpha = \gamma$	A ₂
GOS	900 C $\alpha + \gamma = \gamma$	A ₃
SE	$\gamma + \text{Fe}_3\text{C} = \gamma$	A _m
N	1392 C $\gamma = \delta$	A _m
NH	$\gamma + \delta = \delta$	A ₄

Фазы и структурные составляющие стали и белых чугунов.

Основными компонентами, из которых состоят стали и чугуны, являются железо и углерод. В системе железо цементит имеются следующие фазы: 1. жидкая фаза, 2. Аустенит- твердый раствор углерода в γ - Fe. 3. Цементит - карбид железа Fe₃C. 4. Феррит - твердый раствор углерода в α - Fe .

Структурными составляющими диаграммы железо - углерод являются:

1. Феррит (*название введено по Хоу*). Может содержать в твердом растворе только 0.00001 ... 0.000001 % C. Поэтому область его существования очень мала (узкая). Максимум растворимости около 0.02 % (723 C, точка P).

2. Перлит. Эвтектоид, состоящий из α - твердого раствора и Fe₃C (ниже точки S). Мелкодисперсная смесь обеих фаз. *Наименование перлит (также предложено Хоу) связано с перламутровым блеском*. Происходящий при непрерывном охлаждении при 723 C эвтектоидный распад γ - твердого раствора связан с выделением при непрерывном охлаждении тонких параллельных цементитных пластин; образуется пластинчатый перлит.

3. Ледебурит. Назван в честь Ледебура. Смесь γ - твердого раствора и цементита. Эвтектика (точка С, 4.3 % С). Сплавы, содержащие от 2,06 до 6,67 % С и имеющие в структуре ледебурит являются белыми чугунами. Возможно также следующие обозначение: ледебурит I (γ - твердый раствор и Fe_3C) и ледебурит II (перлит и Fe_3C).

Формы существования цементита :

- При содержании С более 0.00001 % происходит выделение третичного цементита. При медленном охлаждении процесс идет по линии PQ. При быстром охлаждении часть углерода остается в твердом растворе, выделение третичного раствора подавляется. Форма - пластинки и прожилки, а также иголки в ферритном зерне.

- Цементит перлита. Наблюдается уже при содержании углерода более 0.02 %. Тонкопластинчатая форма зерен цементита.

- Вторичный цементит. Продукт выделения из γ - твердого раствора. При охлаждении выделение происходит по линии ES. Форма: цементитная сетка, цементит по границам зерен.

- Цементит ледебурита. При содержании углерода более 2.06 % - цементит в до- и заэвтектоидных сплавах.

- Первичный цементит. При 4.3 % С; в общем случае появляется при очень быстром охлаждении высокоуглеродистых сплавов до комнатной температуры. Форма: длинные крупные пластины.

Кривые охлаждения и анализ фазовых превращений железоуглеродистых сплавов.

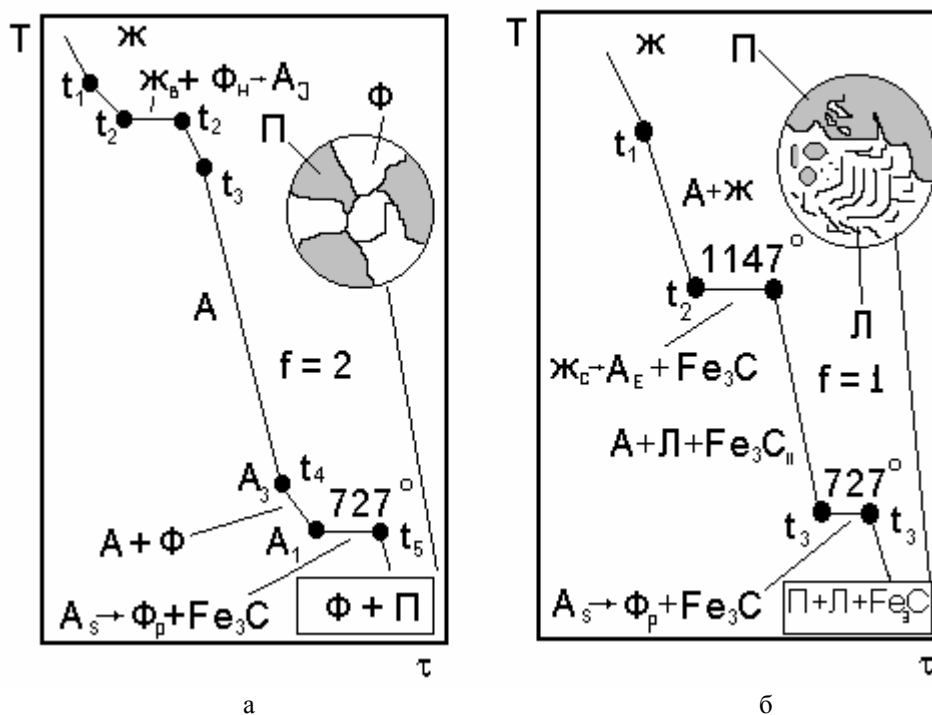


Рис. 29. Кривые охлаждения доэвтектоидной стали (а) и доэвтектического чугуна (б).

При понижении температуры в **сплаве 1** (рис. 29 а) до линии ликвидус (точка t_1) из жидкой фазы начинают выделяться кристаллы δ - феррита и сплав становится двухфазным (жидкий сплав и кристаллы δ - феррита). Степень свободы системы равна

единице. $f = 2 + 1 - 2 = 1$. Состав твердого раствора при понижении температуры меняется по линии солидус, а состав жидкого сплава по линии ликвидус. Например, при температуре t_n (1499 C) в равновесии находится δ - феррит состава точки **H** (0.1 %) и жидкая фаза состава точки **B** (0.51 % C). При температуре 1499 C ($f = 2 + 1 - 3 = 0$) протекает перетектичная реакция. Ниже перетектичной температуры из жидкого сплава кристаллизуется аустенит. При температуре t_3 сплав полностью затвердевает. В интервале температур $t_3 - t_4$ ($f = 2 + 1 - 1 = 0$) существует только аустенит. При понижении температуры несколько ниже критической точки A_3 (линия GS) из аустенита выделяется феррит. Сплав получает двухфазное состояние: аустенит и феррит ($f = 2 + 1 - 2 = 1$). Состав аустенита при понижении температуры изменяется по линии GS, а феррита - PG. При $t = 727$ C (A_1) содержание углерода в аустените достигает 0.8 % (точка S). Аустенит, имеющий эвтектоидный состав, распадается с одновременным выделением из него феррита и цементита, образующих перлит. Эвтектоидный распад аустенита протекает при 727 C. Система безвариантна. Присутствуют три фазы: феррит (0.02% C), цементит и аустенит (0.8% C). ($f = 2 + 1 - 3 = 0$). Аналогичные превращения протекают в любой доэвтектоидной стали. Структура доэвтектоидной стали феррит плюс перлит. В заэвтектоидной стали на кривой охлаждения отсутствует выделение δ - феррита. На кривой охлаждения наблюдается перелом, вызываемый выделением из жидкости кристаллов аустенита ($f = 2 + 1 - 2 = 1$). Состав кристаллов меняется по линии солидус **JE**, а жидкой фазы по линии ликвидус **BC**. До критической точки A_m (**SE**) сплав состоит только из кристаллов аустенита. Ниже линии **SE** сплав двухфазный (аустенит + цементит вторичный). На линии PSK аустенит распадается с образованием перлита. Структура заэвтектоидных сталей перлит и цементит вторичного.

Сплав 2 (рис. 29 б) иллюстрирует охлаждение чугуна. Ниже температуры t_1 сплав имеет двухфазное состояние: жидкость и кристаллы аустенита. $f = 2 + 1 - 2 = 1$. При температуре 1147 C (линия **EC**) аустенит достигает предельной концентрации, указываемой точкой **E** (2.14% C), а оставшаяся жидкость - эвтектического состава 4.3% C (точка **C**). Она затвердевает при одновременной кристаллизации двух фаз (аустенита и цементита), образующих ледебурит. Процесс эвтектической кристаллизации протекает при постоянной температуре (на кривой охлаждения имеется площадка). Присутствуют три фазы аустенит (2.14 % C), цементита (6.67% C) и жидкости (4.3% C). $f = 2 + 1 - 3 = 0$. После затвердевания чугун состоит из кристаллов аустенита предельной концентрации и ледебурита (аустенит + цементит). При дальнейшем охлаждении из аустенита выделяется цементит. Состав аустенита изменяется по линии **SE**. При температуре 727 C (линия **PSK**) аустенит, обедненный углеродом до эвтектоидного состава (0.8 % C), указываемого точкой **S**, распадается одновременным выделением двух фаз: феррита и цементита, образующих перлит. Структура доэвтектических чугунов состоит из перлита, ледебурита и вторичного цементита. Эвтектический чугун (4,3 % C) кристаллизуется при температуре 1147 C (площадка на кривой охлаждения). Структура эвтектического чугуна ледебурит. При дальнейшем охлаждении из аустенита выделяется вторичный цементит, а при температуре 727 C происходит эвтектоидный распад аустенита, содержащего 0.8 % C (точка **S**) с образованием перлита. При температуре выше 727 C ледебурит состоит из аустенита и цементита, а при температуре ниже 727 C - из перлита и цементита.

Лекция № 6

Строение и свойства чугунов. Диаграмма состояния железо - графит. Фазовые превращения в чугунах. Структура чугунов. Влияние примесей и скорости охлаждения (толщины отливки) на структуру чугунов. Чугуны с пластинчатым, шаровидным, вермикулярным и хлопьевидным графитом: ЧПГ, ЧШВ, ЧВГ, ЧХГ. Механические свойства чугунов. Антифрикционные и легированные чугуны.

Строение и свойства чугунов. Диаграмма состояния железо - графит. Фазовые превращения в чугунах.

Одной из главных особенностей Fe-C сплавов является двойственный характер превращений, происходящих при изменении внешних условий.

Это объясняется существованием двух высокоуглеродистых фаз: стабильной (графит) и метастабильной (цементит). Поэтому пользуются двумя диаграммами состояния: одна характеризует стабильные фазовые состояния железоуглеродистых сплавов, когда ее компонентами являются железо и углерод (графит); другая метастабильные фазовые состояния, ее компонентами являются железо и цементит (Fe_3C). На рис. 30 показана диаграмма железо - углерод. Тонкие линии соответствуют выделению графита, жирные - цементита.

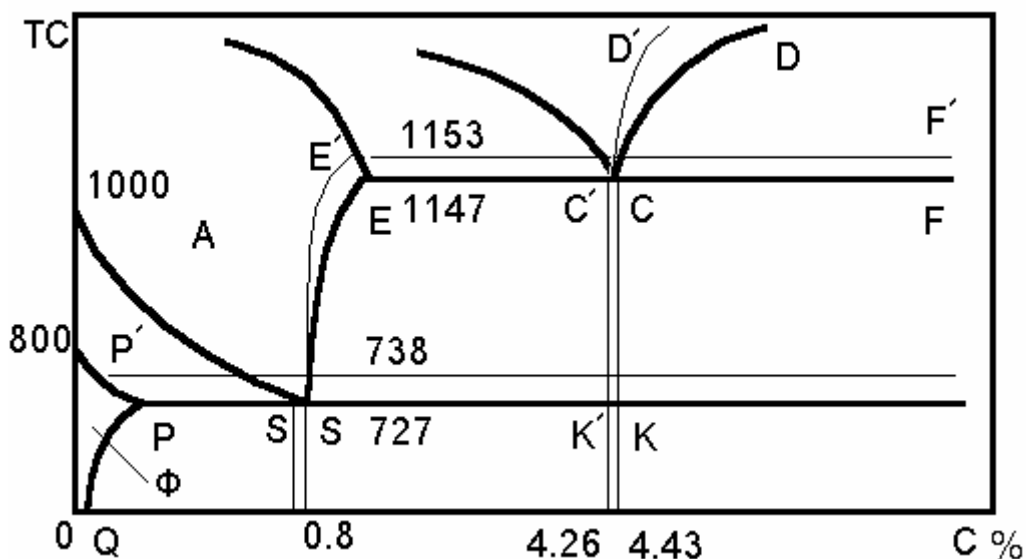


Рис. 30. Стабильная диаграмма железо - углерод.

Возможность реализации одной или другой диаграммы в сплавах определяется условиями нагрева до высоких температур, величиной скорости охлаждения, а также присутствием различных часто неизбежных примесей или специально введенных элементов. В стабильной системе при температурах, соответствующих линии $C'D'$, кристаллизуется первичный графит. При температуре 1153 °C (линия $E'C'F'$) образуется графитная эвтектика: аустенит + графит. По линии $E'S'$ выделяется вторичный графит, а при температуре 738 °C (линия $S'K'$) образуется эвтектоид, состоящий из феррита и графита. Если при эвтектической кристаллизации выделяется только графит, то чугун называют с е р ы м (ГОСТ 1412 -85), если графит и цементит - п о л о в и н ч а т ы м, и если только цементит - б е л ы м. Вероятность

образования в жидкой фазе (или аустените) метастабильного цементита, содержащего 6.67 % С, значительно больше, чем графита, состоящего только из атомов углерода. Графит образуется только при очень малой скорости охлаждения, когда степень переохлаждения жидкой фазы невелика. Ускоренное охлаждение частично или полностью прекращает кристаллизацию графита и способствует образованию цементита. При переохлаждении жидкого чугуна ниже 1147 С образуется цементит. Выделение структурно свободного углерода возможно и в стали. Явление графитизации используется при создании специальных инструментальных легированных графитизированных сталей. Графит - твердая смазка. Простые углеродистые стали с содержанием С более 1.4 -1.6 % не выпускаются из-за опасности графитизации, снижающей прочность. В механике материалов графитную фазу принимают за "пустоты". Основное отличие фазовых превращений в чугуне является процессы выделения графита.

Структура чугунов. Влияние примесей и скорости охлаждения (толщины отливки) на структуру чугунов.

В жидком чугуне присутствуют различные включения (графит, SiO₂, Al₂O₃ и др.). Эти частицы облегчают образование и рост графитных включений. При наличии готовых зародышей процесс образования графита может протекать и при температурах, ниже 1147 С. Этому способствует легирование чугуна кремнием, который интенсифицирует процесс графитизации.

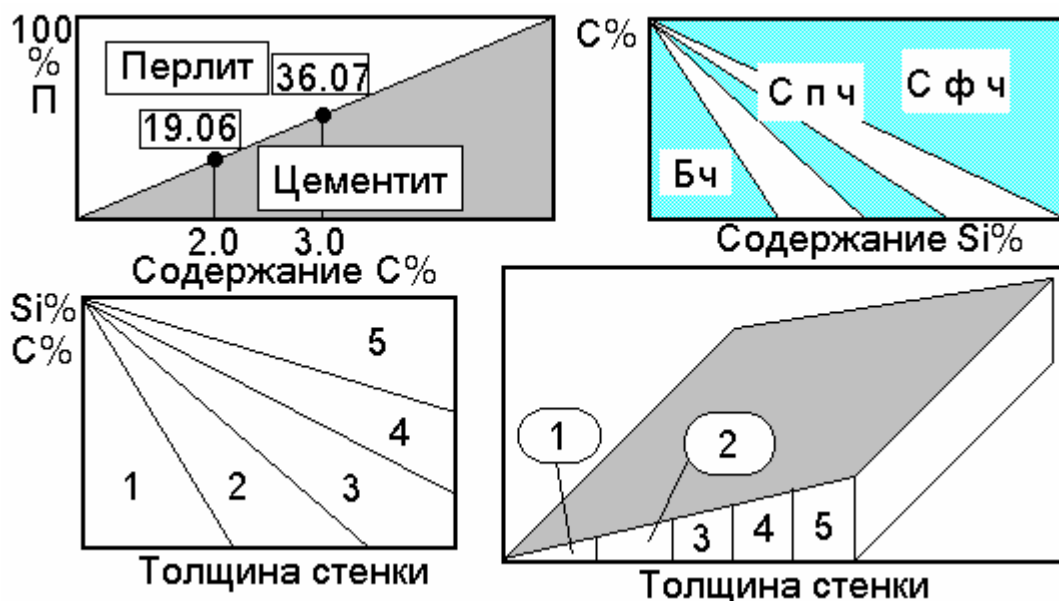


Рис. 31. Структурные диаграммы чугуна. Зависимости структуры от содержания углерода и кремния и толщины отливки (стенки). 1 - белые, 2 - половинчатые, 3 - серые перлитные, 4 - серые перлитно - ферритные, 5 - ферритные серые чугуны.

Графит, образующийся из жидкой фазы, растет из одного центра и разветвляясь в разные стороны, приобретает формы сильно искривленных лепестков и пластинок. Образование графита из жидкой фазы и распад первичного и эвтектического цементита на аустенит и графит называют *первичной стадией графитизации*. При последующем медленном нагреве возможно выделение графита из аустенита и образование эвтектоидного графита в интервале температур 738 - 727 С. Выделение вторичного графита из аустенита называют *промежуточной стадией графитизации*.

Образование эвтектоидного графита, а т.ж. распад эвтектоидного цементита на графит и феррит называют *второй стадией графитизации*. Основная масса графита в серых чугунах образуется в период первой стадии. На рис. 31 показаны структурные диаграммы чугунов. Чем меньше толщина стенки отливки, тем больше переохлаждение, тем выше скорость кристаллизации.

Чугуны с пластинчатым, шаровидным, вермикулярным и хлопьевидным графитом: ЧПГ, ЧШВ, ЧВГ, ЧХГ. Механические свойства чугунов. Антифрикционные и легированные чугуны.

Графит в чугунах существует в следующих формах:

- **пластинчатый** графит, в виде лепестков, прожилок; - **вермикулярный** (или мелкопластинчатый) графит, разновидность первого, при этом пластины похожи на нити; - **шаровидный** (глобулярный) графит; - **хлопьевидный** графит. Возможные формы графита в чугуне показаны на рис. 32.

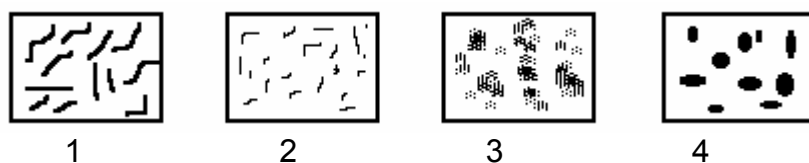


Рис. 32. Возможные формы графита в чугунах. 1 - пластинчатый, 2 - мелкопластинчатый (вермикулярный), 3 - хлопьевидный, 4 - шаровидный графит.

Для получения шаровидного графита при плавке чугуна применяют присадку магния (или церия). Такая форма графитовых включений в структуре материала создает значительно меньшую концентрацию механических напряжений. Чугун с глобулярным графитом называют высокопрочным. Марки ВЧ30, ВЧ100. ГОСТ 7293 - 85.

При отжиге, используя неустойчивость цементита, происходит распад цементита. Образующийся графит приобретает компактную, почти равноосную, но не шаровидную форму. Такой графит называют хлопьевидным. В практике такой чугун называют ковким. Марки КЧ 33 - 8, КЧ 80 - 1,5. ГОСТ 1215 - 79.

Чугуны воспринимают термическую обработку. Например, используется зависимость вида затвердевания от скорости охлаждения. Поверхность при этом подлещит белому затвердеванию (наличие цементита обеспечивает высокую твердость), в то время как внутри отливки с уменьшающейся скоростью охлаждения происходит переход от половинчатого до серого затвердевания чугуна. При термообработке детали, предназначенной под трение и изнашивание получают отбеленную поверхность.

Механические свойства чугуна: сопротивление разрыву, изгибу, кручению, обусловлены количеством и формой графита. Предел прочности при сжатии и твердость чугуна зависят от строения металлической основы. Влияние формы графитовых включений и структуры металлической основы на пластичность, твердость чугуна показано в табл. 2. Наличие структурно свободного графита обеспечивает хорошую обработку со снятием стружки. Антифрикционные свойства чугуна, например, подшипников лучше, чем стали. Необходимые свойства получают благодаря тому, что средства смазки вымывают

Таблица 2

Графит	Пластинчатый	Хлопьевидный	Шаровидный
$\delta, \%$	0.2 - 0.5	5 - 10	10 - 15
Чугун	Ферритный	Феррито - перлитный	Перлитный

Твердость НВ	150	200	250
--------------	-----	-----	-----

графит, и могут образовываться накопления смазочного материала. К антифрикционным чугунам принадлежат марки: АЧС, АЧК, АЧВ. ГОСТ 1585 - 85. Такие чугуны при плавке легируют никелем, хромом, титаном, алюминием, свинцом и магнием не более 0.5 %. Легированные сорта чугуна обладают стойкостью против морской воды и обладают хорошей устойчивостью против многих кислот и щелочей. ГОСТ 7769-82. По химическому составу различают несколько групп легированных чугунов: хромистые (ЧХ16М2), кремнистые (ЧС15М4), алюминиевые (ЧЮ6С5), марганцевые (ЧГ7Х4) и никелевые (ЧНХТ), а по условиям эксплуатации: жаростойкие, жаропрочные, износостойкие, коррозионностойкие и немагнитные. При этом один и тот же легирующий элемент придает чугуну несколько специальных свойств. В табл. 3. приведена данные физико - механических свойств чугуна.

Т а б л и ц а 3

марка	бв, МПа	δ , %	НВ, МПА	металлическая основа	Графит	Предельные режимы работы, р/ν	ГОСТ
СЧ10	98		1430-2290	феррит - перлит	пластинчатый	нет данных	1412 -85
ВЧ 35	1000	2	2700-3600	бейнит	шаровидный	нет данных	7293-85
КЧ 30-6	294	6	1000-1630	феррит	хлопьевидный	нет данных	1215-79
АЧС-1	нет данных	нет данных	1800-2410	перлит	пластинчатый	5/5	1585-85
ЧС15М4	60		2949-3940	ледебурит	нет	нет данных	77769-82

Лекция № 7

Углеродистые и легированные стали. Строение и свойства сталей. Влияние углерода и постоянных примесей на структуру и свойства стали. Классификация сталей по составу, качеству и структурным классам. Влияние легирующих элементов на структуру и фазовые превращения в стали. Тенденция развития производства стали.

Углеродистые и легированные стали. Строение и свойства сталей.

Углеродистой сталью называется сплав железа с углеродом, содержащим до 2% С и постоянные примеси: кремний до 0.5 %, марганец до 1%, сера и фосфор до 0.05%. Элементы, специально вводимые в сталь при ее производстве в определенных концентрациях с целью повышения ее свойств называют легирующими, а сталь - легированной. Основным элементом, при помощи которого изменяются свойства стали является углерод. К числу наиболее часто используемых специальных легирующих элементов относятся Cr, Ni, Mo, V, Ti, W, Si и Mn. Свойства стали в значительной степени определяются тем, какие фазы образуются при сплавлении с легирующими элементами, в результате термической обработки. Основными структурными составляющими сталей являются феррит, аустенит, перлит, ледебурит, сорбит, троостит, бейнит и мартенсит. Легирующие элементы присутствуют в сталях в виде твердого раствора в железе, в виде карбидной фазы, в форме интерметаллидных соединений с железом, бором, азотом, кремнием и углеродом или между собой. Каждая структура определяется химическим составом и технологией стали, т.ж. зависят ее свойства. Обычно, сталь имеет плотность 7.6 -7.9 г/см. куб., временное сопротивление растяжению от 800 до 3000 МПа, относительное удлинение от 5 до 12 %, ударную вязкость от 10 до 160 Дж/см. кв.

Влияние углерода и постоянных примесей на структуру и свойства стали.

Влияние содержания углерода на основные механические свойства стали показано на рис. 33. С увеличением содержания углерода изменяется структура стали. Сталь, содержащая углерода меньше 0.8%, состоит из феррита и перлита, при содержании С, равном 0.8%, сталь состоит только из перлита, при увеличении содержания углерода более 0.8% в стали кроме перлита появляется вторичный цементит. Изменение химического состава приводит к изменению структуры стали и ее свойств. Увеличение содержания углерода приводит к повышению прочности и понижению пластичности. Приводимые механические свойства относятся к горячекатанным изделиям без термической обработки, т.е. при структуре перлит + феррит или перлит + цементит. С увеличением содержания углерода плотность изменяется незначительно от 7.85 до 7.7 г./см.куб., коэрцитивная сила, электросопротивление возрастают на от 3 до 18 Э. и от 0.12 до 0.23 Омммкв/м, соответственно, при изменении С от 0.2 до 1.6 %.

Хрупкой фазой в стали является цементит. Увеличение содержания углерода приводит в стали к образованию структур на основе перлита (феррит + цементит), в связи с чем при С = 0.8 % прочность стали при растяжении начинает падать, а твердость продолжает увеличиваться. Для сохранения прочностных свойств стремятся получить не пластинчатый, а зернистый цементит после термической обработки.

Постоянными примесями в стали считают марганец, кремний, фосфор, серу, а также газы (водород, азот, кислород). Обычно содержание их ограничивается верхними пределами: % 0.8 Mn; 0.5 Si; 0.05 S; 0.05 P.

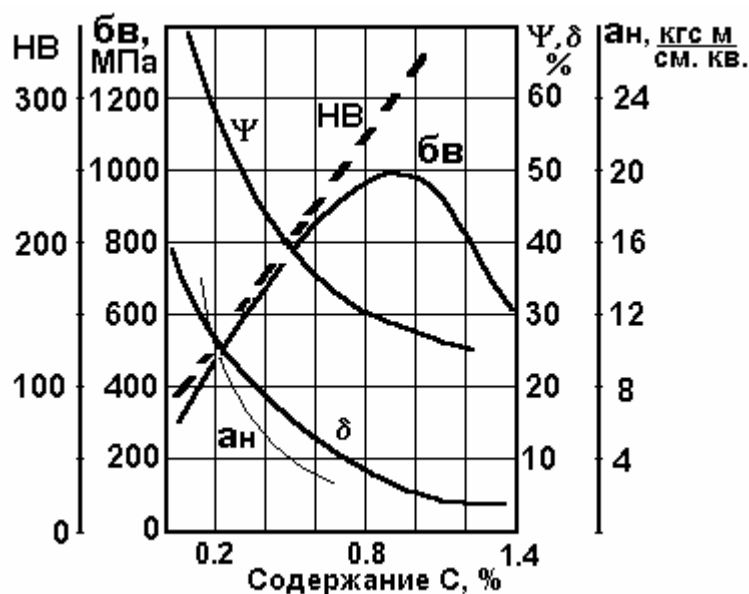


Рис. 33. Влияние содержания углерода на механические свойства стали.

М а р г а н е ц - вводят в сталь при раскислении для устранения вредного влияния окиси железа. Mn повышает прочность горячекатанной стали, прокаливаемость, упругие свойства. При содержании более 1.5% сообщает склонность к отпускной хрупкости. При содержании более 13% и выше придает стали аустенитную структуру, противоударную стойкость, высокую износостойкость. При нагреве способствует росту зерна.

К р е м н и й - вводится для раскисления. Полностью растворим в феррите. Увеличивает прочность, износостойкость и придает антифрикционные и упругие качества. Более 2% - снижает пластичность. Повышает прокаливаемость, но увеличивает температуры закалки, нормализации и отжига.

Ф о с ф о р - Растворяясь в феррите, вызывает хладноломкость стали. При совместном действии С и Р (Р не более 1.2%) вызывается фосфидная эвтектика, плавящаяся при Т менее 1100 С. Фосфор - вредная примесь стали. Однако повышает обрабатываемость резанием и в присутствии меди повышает сопротивление коррозии.

С е р а - нерастворима в железе, образует с Fe соединение FeS сульфид железа. Последний входит в состав эвтектик, плавящихся при 988 С. Наличие зерен хрупкой и легкоплавящейся эвтектики по границам зерен стали делает ее при температурах 800 С и выше (в районе температур красного каления) - **к р а с н о л о м к о й**. В т.ж. время, сера повышает обрабатываемость резанием. Вредное влияние серы нейтрализуют введением марганца, образующего с ней сульфид MnS. MnS при горячей обработке давлением деформируется и создает продолговатые линзы - строчки. Их присутствие стали, как и других включений, в стали не допустимо для ответственных изделий. MnS стремятся перевести в шлак при плавке стали.

В о д о р о д, а з о т, к и с л о р о д - растворяются в стали. Кислород и азот образуют твердые труднодеформирующиеся вредные включения. Водород вызывает флокены. А газы вообще - эффекты деформационного старения, снижающие усталостные характеристики (вязкость и порог хладноломкости). Неметаллические включения после обработки давлением создают - **п о л о с ч а т о с т ь** (или **с т р о ч е ч н о с т ь**), вызывающую сильную анизотропию свойств. Для устранения вредного влияния растворяющихся газов применяют вакуумную разливку стали и специальные приемы раскисления.

Классификация сталей по составу, качеству и структурным классам.

В соответствии с современными стандартами углеродистые и легированные стали разделяют на: конструкционные легированные стали, стали обыкновенного качества, углеродистые качественные конструкционные стали, повышенной обрабатываемости (автоматные) стали, рессорно - пружинные стали, подшипниковые стали, углеродистые инструментальные стали, инструментальные легированные стали, литейные стали, коррозионностойкие стали, порошковые стали.

Множество сталей относится к группе машиностроительных материалов с повышенной и высокой прочностью. В этом случае стали разделяют на углеродистые и низколегированные стали, высокопрочные среднелегированные стали, высокопрочные высоколегированные (мартенситно - стареющие) стали. Легированные стали классифицируют по четырем признакам: по равновесной структуре, по структуре после охлаждения на воздухе, по составу, по назначению.

По содержанию углерода стали разделяются на малоуглеродистые до 0.2 - 0.2 %, среднеуглеродистые и высокоуглеродистые стали 0.6 - 1.7 % С.

По структуре - доэвтектоидные (феррит + перлит), эвтектоидные (перлит) и заэвтектоидные (перлит + цементит) стали.

По способу выплавки стали делятся на кипящую, полуспокойную и спокойную сталь. Слитки кипящей стали имеют в структуре большое количество газовых пузырей - результат раскисления стали в изложницах и выделения СО. Кроме того, различают

стали на мартеновские, полученные в конвертерах и электропечах, в установках непрерывной разливки стали и т.п. Способ выплавки влияет на химический состав: содержание примесей и неметаллических включений, в итоге на качество стали.

Конструкционные стали (машиностроение) разделяются по технологическим признакам на цементуемые (С обычно не более 0.2%), улучшаемые (подвергающиеся ТО - улучшению) и автоматные стали.

По качеству : обыкновенного качества - углеродистая широкого применения, качественная - для деталей машин, рессор, пружин и т.д., высококачественную - с минимальным содержанием серы, фосфора, минимальным содержанием металлических включений.

Углеродистые стали классифицируют по назначению. Это стали: общего назначения Ст0, Ст1кп, СтГпс (ГОСТ 380-88), нелигированные для отливок 15 л, 50л, 35л (ГОСТ 977-79), рессорно - пружинные 65, 70, 80, 85 (ГОСТ 1459-79), повышенной и высокой обрабатываемости резанием А11, А20, А30, А40Г (ГОСТ 1414-75), среднеуглеродистые пониженной прокаливаемости НИПРА, 50ПСТ, качественные конструкционные стали 05, 08, 10, 15, 55ПП, 60 (ГОСТ 1050 -74).

Влияние легирующих элементов на структуру и фазовые превращения в стали.

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на его полиморфизм, т.е. сдвигают точки А3 и А4. Большинство элементов или повышают точку А4 и снижают точку А3, расширяя тем самым область существования γ -модификации, или понижают А4 и повышают А3, сужая область γ -модификации. Образуются аустенитные, ферритные и переходные стали. Схематично это показано на рис. 34.

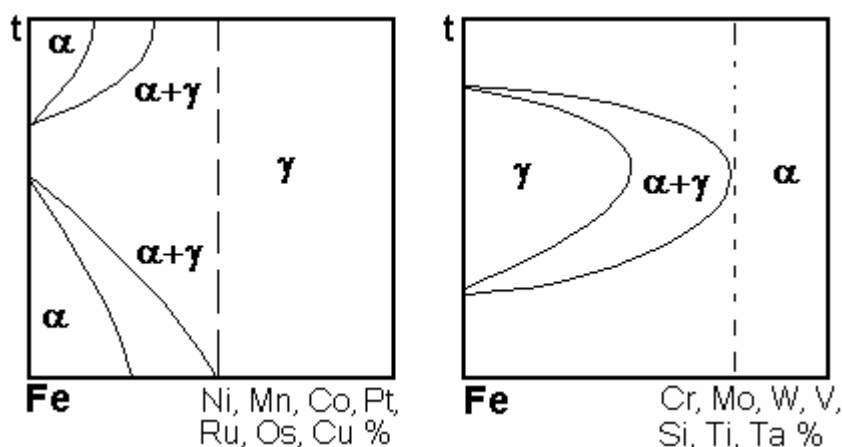


Рис. 34. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа.

Легирующие элементы растворяются в феррите (замещение и внедрение). Свойства феррита изменяются. Твердость и прочность, как правило повышаются. Ударная вязкость также растет, однако устойчиво только для никеля (до 5%) и хрома, марганца только при концентрации не более 1.0 - 1.5 %. Легирующие элементы могут растворяться в цементите или самостоятельно соединяться с углеродом. Все легирующие элементы в сталях разделяются на две группы: карбидообразующие (Mn, Cr, Mo, W, Nb, V, Zr, Ti) и карбиднеобразующие (Ni, Si, Cu, Co, Al). Карбиды вносят в сталь повышение твердости, износостойкости, сопротивление деформированию. Карбиды в сталях разнообразны по составу и строению и объединены общим названием "карбидная фаза". Легирующие элементы смещают точки S и E диаграммы

железо - цементит в лево, образуя ледебуритный класс сталей. *Дополнительные сведения раздела приводятся в лекции № 8.*

Тенденция развития производства стали.

Лекция № 8

Фазовые превращения в сплавах железо - углерод в твердом состоянии. Фазовые превращения при нагреве стали. Рост зерна аустенита. Мелкозернистые и крупнозернистые стали. Понятия о превращениях в переохлажденном аустените (перлитное, бейнитное, мартенситное). Метастабильные структуры. Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита. Виды термической обработки материалов.

Фазовые превращения в сплавах железо - углерод в твердом состоянии. Фазовые превращения при нагреве стали.

Фазовые превращения в сплавах железо - углерод в твердом состоянии рассмотрены ранее в разделе Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах. Диаграмма железо-цементит. При нагреве стали протекают следующие превращения:

1. Превращения перлита в аустенит, протекающие выше точки A_1 , выше температуры стабильного равновесия аустенит - перлит; при этих температурах из трех основных структур минимальной свободной энергией обладает аустенит.

$Fe\alpha + Fe_3C - Fe\gamma(C)$ или П - А.

2. Превращение аустенита в перлит, протекающие ниже A_1 :

$Fe\gamma(C) - Fe\alpha + Fe_3C$ или А - П

Превращение перлита в аустенит в полном соответствии с диаграммой состояния Fe - C может совершиться лишь при очень медленном нагреве. При реальном нагреве превращение запаздывает, превращение происходит лишь при температурах перегрева (несколько более высоких, чем на диаграмме Fe - C). Перегретый выше критической точки перлит с различной скоростью в зависимости от степени перегрева превращается в аустенит.

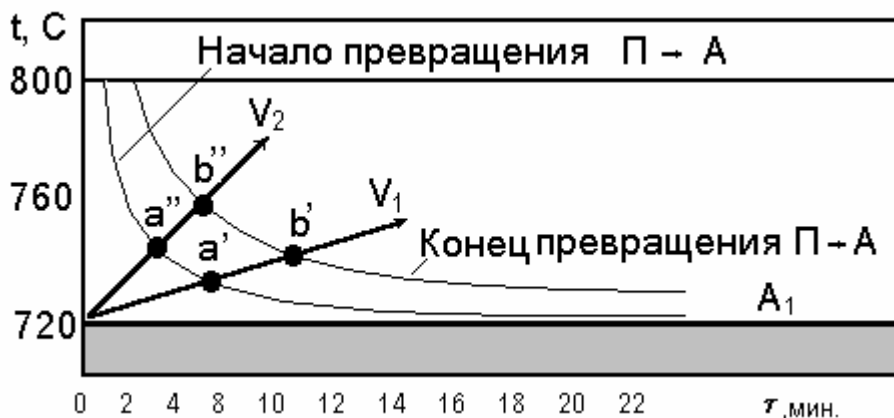


Рис. 35. Превращение перлита в аустенит при постоянной температуре для стали, содержащей 0.86 % C.

Расположение кривых показывает, что чем выше температура, тем быстрее (т.е. за меньший отрезок времени) протекает превращение. Луч соответствует нагреву стали с какой-то определенной скоростью V_2 . Он пересекает линии начала и конца превращения в точках a'' и b'' . Следовательно, при непрерывном нагреве со скоростью V_2 фиксируется превращение, протекающее в интервале температур от точки a'' до точки b'' . Если нагрев был более медленным, то луч V_1 пересекает кривые

превращения при более низких температурах (точка a' и b') и превращение произойдет тоже при более низких температурах. Кривые конца и начала превращения, асимптотически приближаясь к горизонтали A_1 пересекут ее в бесконечности. Нагрев с бесконечно малой скоростью пересечет горизонталь A_1 в бесконечности, что соответствует превращению по диаграмме Fe - Fe₃C. Реально существует интервал температур и времени перехода П - А. Окончание превращения соответствует исчезновению перлита и образованию аустенита. Образовавшийся аустенит неоднороден в объеме зерна. В пластинках или зернах перлитного цементита содержание углерода больше, чем в феррите, из-за этого аустенит неоднороден.

Рост зерна аустенита. Мелкозернистые и крупнозернистые стали.

Первые зерна образуются на границе между ферритом и цементитом - структурными составляющими перлита. В 1 см. кв. площадь граница между ферритом и цементитом составляет несколько м. кв., из-за чего превращение начинается с образования множества зерен и образуется большое число малых зерен аустенита. Размер этих зерен характеризует так называемую величину *начального зерна* аустенита. Дальнейший нагрев (или выдержка) по окончании превращения вызывает рост аустенитных зерен. Рост зерна - самопроизвольный процесс. Различают два типа сталей: *наследственно мелкозернистую* и *наследственно крупнозернистую*; первая характеризуется малой скоростью к росту зерна, вторая повышенной склонностью.

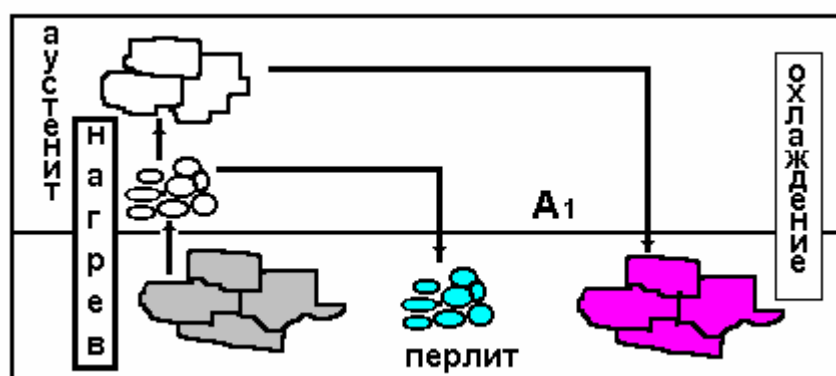


Рис. 36. Схема изменения размера зерна перлита в зависимости от нагрева в аустенитной области

Переход через критическую точку A_1 сопровождается резким уменьшением зерна. При дальнейшем нагреве зерно из мелкозернистой стали не растет до 950 - 1000 С, после чего устраняются факторы, препятствующие росту, и зерно начинает быстро расти. У крупнозернистой стали рост начинается после перехода через критическую точку.

Размеры перлитных зерен тем больше, чем крупнее зерна аустенита. Последующие охлаждение не измельчает размер зерен.

Различают три типа зерна стали: *начальное* зерно, размер зерна аустенита в момент окончания перлитно - аустенитного превращения; *наследственное* зерно (природное) зерно - склонность аустенитных зерен к росту; *действительное* зерно - размер зерна аустенита в данных конкретных условиях.

Сталь раскисленная только ферромарганцем (кипящая сталь) или ферромарганцем и ферросилицием наследственно крупнозернистая сталь, а сталь, дополнительно раскисленная алюминием, - мелкозернистая. Природу мелкозернистости объясняет *теория барьеров*. Алюминий, введенный в жидкую сталь незадолго до ее разлива по изложницам, образует с растворенными в жидкой стали азотом и кислородом частицы нитридов и оксидов (AlN , Al_2O_3). Эти соединения растворяются в жидком металле, а

после кристаллизации выделяются в виде мельчайших частиц на поверхности зерен, препятствуя их росту за счет движения границ.

Понятия о превращениях в переохлажденном аустените (перлитное, бейнитное, мартенситное). Метастабильные структуры.

Распад аустенита при охлаждении стали сопровождается двумя процессами: снижение температуры (увеличение переохлаждения), с одной стороны, увеличивает разность свободных энергий аустенита и перлита, что ускоряет превращение, а с другой стороны, уменьшает скорость диффузии углерода D , а это замедляет превращение. При высокой скорости охлаждения становится возможным бездиффузионное превращение аустенита в ферритоподобную структуру с содержанием углерода наследуемым из аустенита. Такое превращение получило название **мартенсита**. Протекает в металлических сплавах с полиморфными превращениями. На рис. 37. показана кристаллическая ячейка мартенсита. Мартенсит это пересыщенный твердый раствор углерода в α - железе. Решетка мартенсита тетрагональная. Увеличение содержания углерода увеличивает тетрагональность, степень искажения решетки и твердость мартенсита. Последний имеет пластинчатое строение, однако при исследовании шлифов они воспринимаются как иглы из-за высокой дисперсности строения. Мартенситное превращение носит с д в и г о в о й характер.

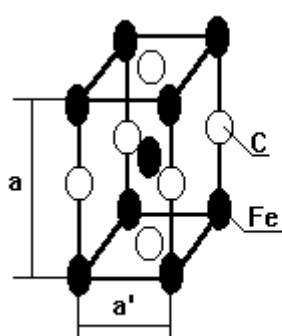


Рис. 37.

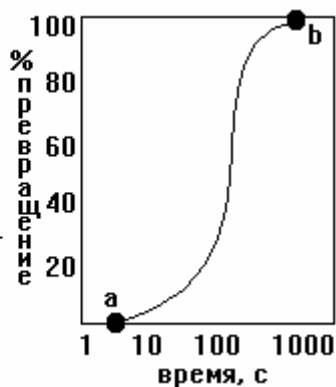


Рис. 38.

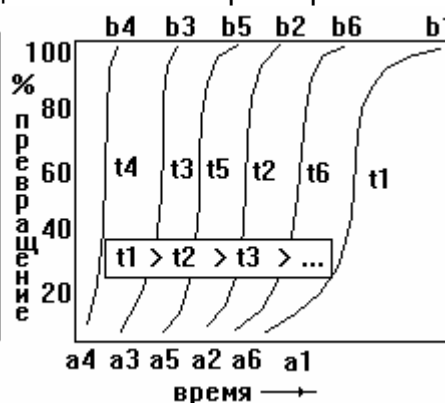


Рис. 39.

Рис. 37. Ячейка мартенсита. Рис. 38. Кинетическая кривая превращения перлита в аустенит. Рис. 39. Кинетические кривые превращения аустенита в перлит при различных температурах.

Процесс образования перлита - это процесс зарождения центров перлита и роста перлитных кристаллов. Для этого нужны надлежащие физические условия: Процесс происходит во времени и может быть изображен в виде так называемой кинетической кривой превращения, показывающей количество образовавшегося перлита за время превращения. Рис. 38. Точка a на кривой показывает момент, когда обнаруживается начало превращения, а точка b - завершение превращения. На положение кривых оказывает влияние степени переохлаждения. Рис. 39. При высокой температуре t_1 (малая степень переохлаждения) превращение развивается медленно и продолжительность инкубационного периода и время превращения сокращаются. Максимум скорости превращения соответствует температуре t_4 , дальнейшее снижение температуры приведет уже к уменьшению скорости превращения. Кинетические кривые превращения аустенита в перлит полученные для разных температур используются для построения диаграмм изотермического превращения аустенита.

Диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита.

Если точки а и в кинетических кривых превращения А - П расположить по вертикали по мере снижения температуры, то получим диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита. Рис. 40.

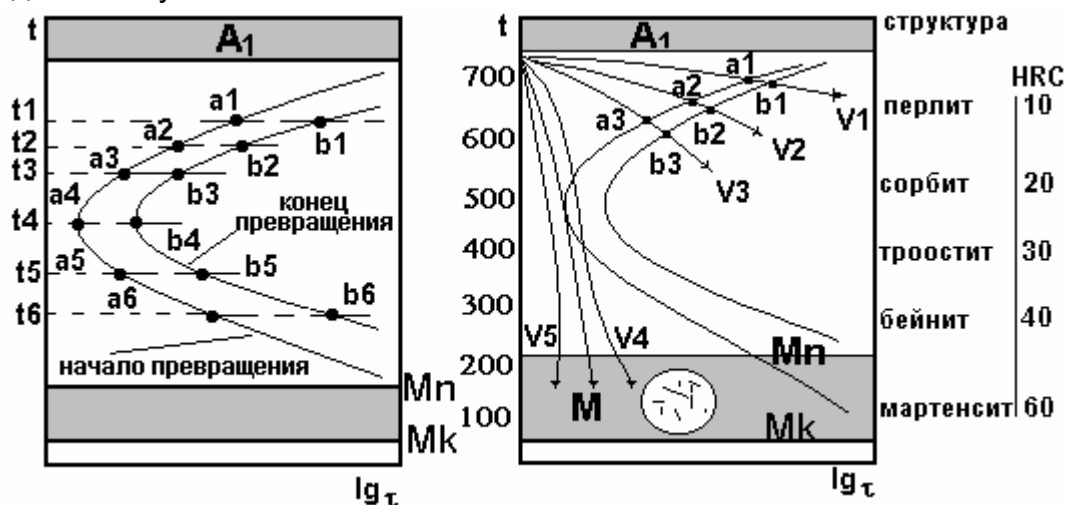


Рис. 40. Диаграмма изотермического превращения аустенита.

На рис. 40. показано время превращения аустенита в перлит в зависимости от степени переохлаждения, т.е. превращение переохлажденного аустенита при постоянной температуре. Поэтому такие диаграммы называют *диаграммами изотермического превращения аустенита*. Кривые на диаграмме имеют вид буквы С, поэтому называются *С-образными*. При высоких температурах (при малой степени переохлаждения) получается грубая смесь феррита и цементита - **перлит**. При увеличении степени переохлаждения дисперсность структур возрастает. Более тонкого строения перлит получил название **сорбит**. При температуре, приблизительно совпадающей с С-образной кривой, дисперсность продуктов возрастает настолько, что их нельзя дифференцировать под микроскопом, но пластинчатое строение выявляется электронными средствами. Такая структура называется **троостит**. Образующаяся ниже изгиба С-образной кривой и до начала мартенситного превращения игольчатая структура получила название **бейнита**. По имени ученого Э. Бейна. Особенностью бейнитного превращения является то, что оно протекает в интервале температур, когда возможна только диффузия углерода. (От $T=200$ до $T=450$ С). Бейнитное превращение еще называют промежуточным. Вначале аустенит обедняется из-за выделения карбида углерода и при достижении необходимого обеднения происходит мартенситная реакция. Чем выше температура изотермической выдержки, тем больше обеднение аустенита, тем менее углеродистый аустенит переходит в мартенсит, теряя типичные черты мартенсита. Минимальная скорость охлаждения, необходимая, для переохлаждения аустенита до мартенситного превращения, называется *критической скоростью закалки*. Точка Mn - начало, а точка Mk - конец мартенситного превращения. На положение Mn и Mk влияет содержание углерода. Рис. 41. Для сталей, у которых температура мартенситного превращения, ниже 0 С, проводят обработку холодом.

Легирующие элементы повышают устойчивость карбидов при нагревании, замедляют диффузию углерода, сами они диффундируют также медленно. Все это приводит к задержке образования аустенита при нагреве стали. Это объясняет

повышение температуры закалки и отжига у легированных сталей. Все элементы, кроме Mn, уменьшают склонность к росту зерна аустенита. При охлаждении легирующие элементы в большинстве случаев уменьшают скорость распада аустенита, C - образные диаграммы смещаются вправо и могут изменять свою форму.

Виды термической обработки материалов.

Обычная термическая обработка состоит из трех основных этапов: нагрева, изотермической выдержки и охлаждения. В зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения различают следующие основные виды термической обработки: отжиг, закалку, отпуск и старение. Рис. 42. Фазовый состав формируется при охлаждении с заданной скоростью. Нагрев также производится с заданной температурой. (Смотри лаб. раб. № 4,5)

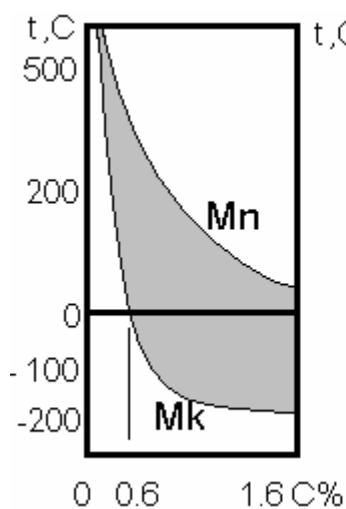


Рис. 41.

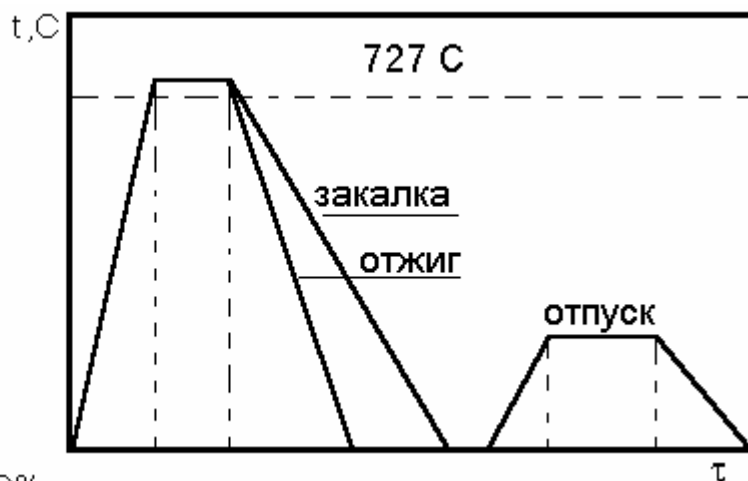


Рис. 42.

Рис. 41. Влияние содержания углерода на мартенситные точки стали.

Рис. 42. Виды термической обработки стали.

Лекция № 9

Технология термической обработки стали. Полный и нормализационный отжиг. Отжиг на зернистый перлит. Закалка стали. Способы объемной закалки. Влияние термообработки на механические свойства.

Технология термической обработки стали.

Технология термической обработки стали основана на использовании процессов фазовых превращений в стали при нагреве и охлаждении, взаимодействии со средой обработки для изменения комплекса физико - механических свойств машиностроительной детали, с целью улучшения их по сечению и в поверхности изделия. Технология термической обработки стали (сокращенно ТО) опирается на параметры: время или скорость нагрева, выдержки, охлаждения, температура процесса, цикличность и среда проведения ТО.

Современна ТО применяет специальное оборудование, осуществляющие указанные процессы: печи различной конструкции (электropечи, газопламенные, элеваторные, конвейерные, шахтные и т.п.), закалочные баки, соляные ванны и многое другое. К видам ТО принадлежат: закалка - объемная, поверхностная, местная, отжиг - нормализационный, гомогенизирующий, рекристаллизационный и д.р., улучшение, химико - термическая обработка, закалка ТВЧ, лазерным нагревом, электроимпульсным полем, термообработка в процессе пластического деформирования, обработка холодом и т.п..

Полный и нормализационный отжиг. Отжиг на зернистый перлит.

Отжиг - термическая обработка, при которой сталь нагревается выше $A_{с3}$ (или только выше $A_{с1}$ - неполный отжиг) с последующим медленным охлаждением. Нагрев выше $A_{с3}$ обеспечивает полную перекристаллизацию стали. Охлаждение происходит вместе с печью. Медленное охлаждение при отжиге приводит к распаду аустенита и создает перлитные структуры. **Нормализация** - разновидность отжига, производимого на спокойном воздухе, дающем ускоренное охлаждение от верхнего района температур. Нормализация более экономичная операция. Основные задачи отжига: перекристаллизация стали и устранение внутренних напряжений или исправление структуры. Обе эти задачи выполняются обычным полным отжигом. Для устранения дендритной неоднородности литой стали применяют **гомогенизирующий или диффузионный отжиг**. В результате высокого нагрева и длительной выдержки наблюдается сильный рост зерна (крупнозернистая структура), для исправления которой применяют последующий обычный отжиг. Неполный отжиг приводит к перекристаллизации только перлитной составляющей структуры. Неполный отжиг заэвтектоидной стали также называют **сфероидизацией**. Для получения зернистого перлита нагрев должен не намного превосходить $A_{с1}$, в противном случае получается пластинчатый перлит. Зернистая структура обеспечивает лучшую обрабатываемость режущим инструментом и малую склонность к перегреву при закалке стали. Для сокращения времени отжига и повышения качества отожженной стали применяют **изотермический отжиг**. Здесь нагретая выше $A_{с1}$ сталь охлаждается быстро до температуры на 100 град. С ниже $A_{с1}$ и при этой температуре выдерживается для протекания фазового превращения А - П, затем сталь произвольно охлаждают.

Закалка стали.

З а к а л к а - термическая операция, состоящая в нагреве закаленного сплава выше температуры превращения с последующим достаточно быстрым охлаждением для получения структурно неустойчивого состояния сплава. Для сталей различают закалку до - и заэвтектоидных сталей. В структуре закаленной стали преобладает мартенсит. Мартенсит имеет высокую твердость и низкую вязкость, как конструкционный материал не употребляется. Для доэвтектоидных сталей температура закалки должна быть на 30 - 50 град. выше A_{c3} , а для заэвтектоидных - на 30 - 50 град. выше. При закалке доэвтектоидной стали с температуры выше A_{c1} , но ниже A_{c3} в структуре наряду с мартенситом сохраняется часть феррита, который снижает твердость в закаленном состоянии и ухудшает механические свойства после отпуска. Такая закалка называется **неполной**. Для заэвтектоидных сталей оптимальная температура закалки лежит в интервале между A_{c1} и A_{c3} и теоретически является неполной. Здесь наряду с мартенситом закалки сохраняется часть оставшегося цементита, наличие которого полезно. Нагрев выше A_{c3} приводит к вредным перегреву и обезуглероживанию стали. Закалка бывает **объемной** (под закалку нагревают насквозь все изделие) и **поверхностной** (осуществляют местный, чаще поверхностный нагрев).

Способы объемной закалки.

В зависимости от состава стали, формы и размеров детали и требуемых в термически обработанном состоянии свойств выбирают оптимальный способ закалки, наиболее просто осуществимый и одновременно обеспечивающий нужные свойства.

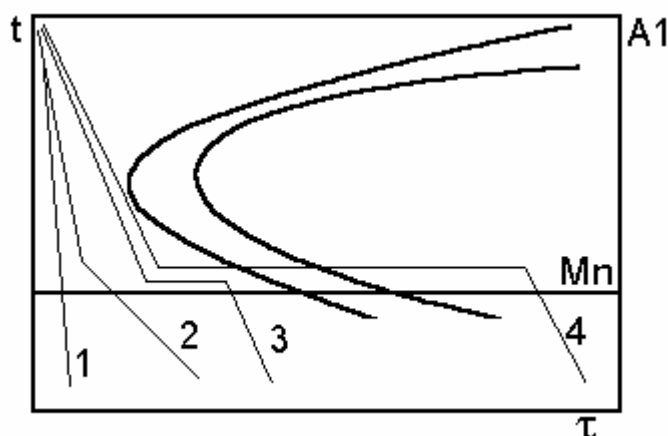


Рис. 43. Кривые охлаждения для различных способов закалки, нанесенные на диаграмму изотермического распада аустенита.

1. Закалка в одном охладителе. (рис. 43. 1) - здесь нагретую деталь погружают в жидкость, где она остается до полного охлаждения. Способ применяется для геометрически простых деталей из углеродистых и легированных сталей. Охладитель - вода и масло.

2. Прерывистая закалка, или закалка в двух средах. (рис. 43. 2) Деталь сначала охлаждается в быстро охлаждающей среде, а затем в медленно охлаждающей. Водя и масло. В мартенситном интервале сталь охлаждается медленно, что способствует уменьшению внутренних напряжений.

3. Струйная закалка - заключается в обрызгивании детали интенсивной струей воды. Обычно применяют, когда нужно закалить часть детали. При этом способе не образуется паровая рубашка, что дает более глубокую прокаливаемость.

4. Закалка с самоотпуском. В обычных закалке и отпуске свойства по сечению детали одинаковы. Для создания требуемого распределения твердости закаливают

лишь часть детали, а аккумулированное тепло неохлажденной части проводит отпуск. Такой способ применяют, например, для слесарного инструмента Зубила, молотки, наковальни и т.п.). Распределение твердости достигают, регулируя закалку по цветам побежалости.

5. Ступенчатая закалка. (Рис. 43. 3) Деталь охлаждают в среде, имеющей температуру выше мартенситной точки. Делают выдержку для выравнивания температуры по сечению. Затем проводят медленное охлаждение, обеспечивающие мартенситное превращение. Разбивка на две ступени уменьшает напряжения первого рода, снижает закалочную деформацию. Применяется для крупных изделий.

6. Изотермическая закалка. (Рис. 43. 4) Здесь сталь выдерживается при температуре или в среде, обеспечивающих полное изотермическое превращение аустенита. Обычно 200 - 250 С. Образующаяся структура - бейнит.

Влияние термообработки на механические свойства.

В результате термической обработки существенно изменяются свойства стали. Наибольшее значение имеют механические свойства. Большинство стальных изделий машиностроения подвергается нормализации или закалке с высоким и средним отпуском ($t_{отп} > 400$ С). В отожженном, нормализованном или отпущенном состоянии сталь состоит из пластинчатого феррита и включений карбидов. Феррит обладает низкой прочностью и высокой пластичностью, цементит при нулевых значениях пластичности имеет твердость около 800 НВ. При малом числе твердых включений пластическая деформация развивается беспрепятственно. Если после ТО частицы цементита измельчаются, тогда они начинают препятствовать движению дислокаций и сталь упрочняется. На твердость мартенсита оказывает влияние дисперсность его игольчатой структуры и содержание углерода. Рис. 44.

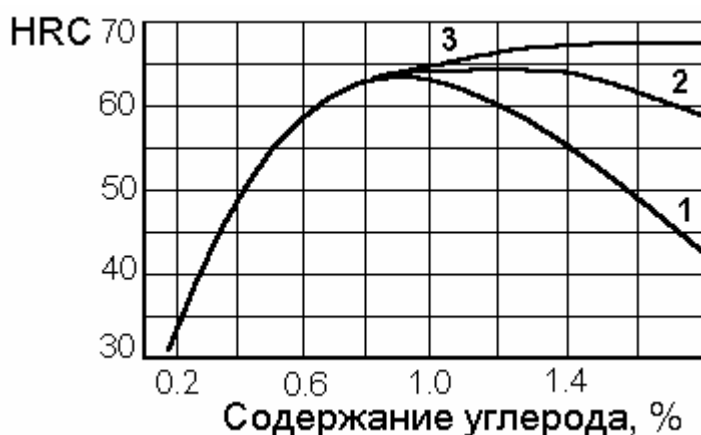


Рис. 44. Твердость стали в зависимости от содержания углерода и температуры закалки: 1 - нагрев выше A_{c3} , 2 - нагрев только выше A_{c1} , 3 - микротвердость мартенсита.

Для получения высокого комплекса механических свойств следует стремиться к тому, чтобы после закалки получалась мелкоигольчатая мартенситная структура, что достигается лишь при исходной мелкозернистой структуре. На свойства стали оказывает больше влияние содержание углерода (смотри выше) и температура отпуска. С ростом последней уменьшается твердость и прочность, но возрастают показатели пластичности и ударной вязкости.

Лекция № 10

Прокаливаемость стали. Виды и назначение отпуска. Превращения при нагреве закаленной стали.

Прокаливаемость стали.

Под **закаливаемостью** понимают максимальное значение твердости, которую может приобрести данная сталь. Под **прокаливаемостью** подразумевают глубину проникновения закаленной зоны. Несквозная прокаливаемость связана с тем, что деталь быстрее охлаждается с поверхности, чем с сердцевины. Рис. 45.

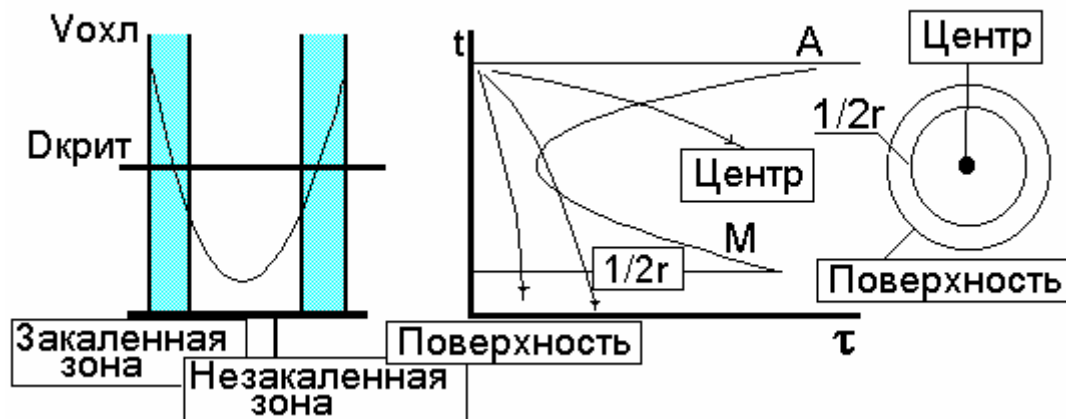


Рис. 45. а

Рис. 45. б

Рис. 45. Схемы, показывающие различную скорость охлаждения по сечению и в связи с этим несквозную прокаливаемость.

Распределение скорости охлаждения показано на Рис. 45 а. С уменьшением критической скорости закалки увеличивается и глубина закаленного слоя, и если V_k будет меньше скорости охлаждения в центре, то сечение закалится насквозь. Если сечение велико и скорость на поверхности меньше V_k , то сталь не закалится даже на поверхности. Для практической оценки прокаливаемости используют величину - **критический диаметр**, т.е. максимальный диаметр (размер) образца, который прокаливается насквозь в данном охладителе. Чем лучше свойства охладителя тем больше $D_{кр}$. (Смотри лаб. раб. №8). Чтобы не ставить прокаливаемость в зависимости от способа охлаждения применяют **идеальный критический диаметр**. Для его определения используют **метод торцевой закалки**. Цилиндрический стальной образец, нагретый под закалку, охлаждается с торца струей воды.



Рис. 46. Кривая прокаливаемости стали.

Измерив твердость по длине, строят зависимость твердости от расстояния от закаленного торца. В ГОСТах приведены кривые прокаливаемости на базе из 100 и более плавок одной марки стали, указываются верхний и нижний пределы. Рис. 46. За границу между закаленной и незакаленной зонами понимают полумартенситный слой (50% мартенсита + 50% троостита). Прокаливаемость учитывают при выборе марки стали (Смотри лаб. раб. № 11).

Превращения при нагреве закаленной стали.

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали, структура которой состоит из тетрагонального мартенсита и остаточного аустенита, до температур ниже A_{c1} , выдержке при этой температуре и последующем охлаждении. Структура закаленной стали является нестабильной, при нагреве (отпуске) протекают процессы, приводящие к равновесному состоянию. Оно достигается диффузией углерода из мартенсита и аустенита. Рис. 47. При нагреве закаленной стали протекают стадии: I - выделение углерода из мартенсита, II - распад остаточного аустенита, III - полный распад мартенсита, IV - превращения и изменения структуры продуктов распада. (перлита, цементита и феррита).

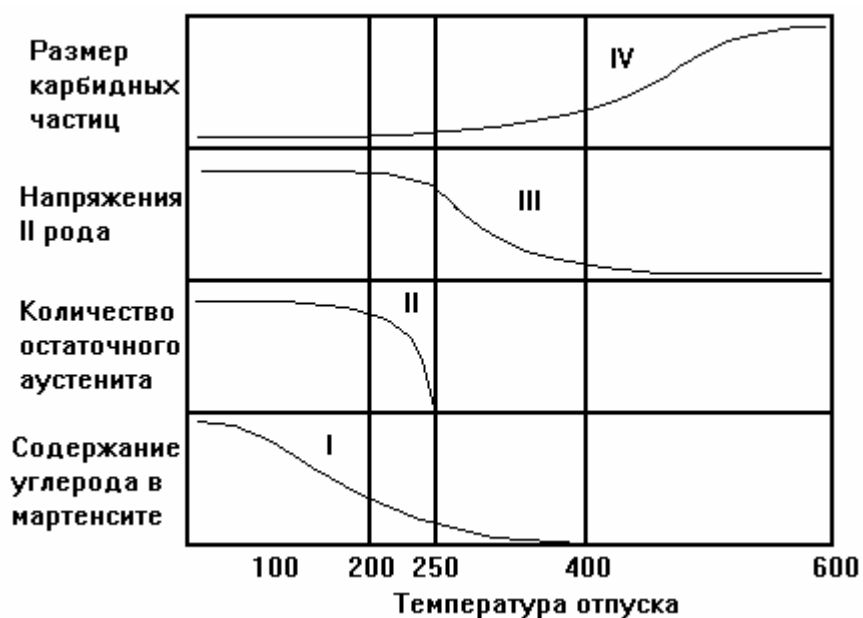


Рис. 47. Кривые процессов, совершающихся при отпуске.

Виды и назначение отпуска.

Отпуск - это термическая обработка закаленной на мартенсит стали, заключающаяся в одно - или многократном нагреве не выше A_{c1} , выдержке и охлаждении, при котором происходит распад и рекристаллизация мартенсита.

Различают **низкий отпуск** (Он), **средний отпуск** (Ос), **высокий отпуск** (Ов). После низкого отпуска при 120 - 250 С образуется *отпущенный мартенсит*, отличающийся большей травимостью. Он применяется для деталей с максимальной твердостью, чаще применяется для инструмента. После среднего отпуска при 350 - 450 С образуется сильно травящаяся "игольчатая" структура *троостита отпуска*. Ос назначают для достижения максимального предела упругости (пружины). Высокий отпуск при 450 - 650 С вызывает появление **сорбита отпуска**, имеющего точечное строение. Ов создает наибольшую ударную вязкость, применяется для деталей машин, испытывающих ударные нагрузки.

Недостатком ряда легированных конструкционных улучшаемых сталей является отпускная хрупкость. Рис. 47.1.

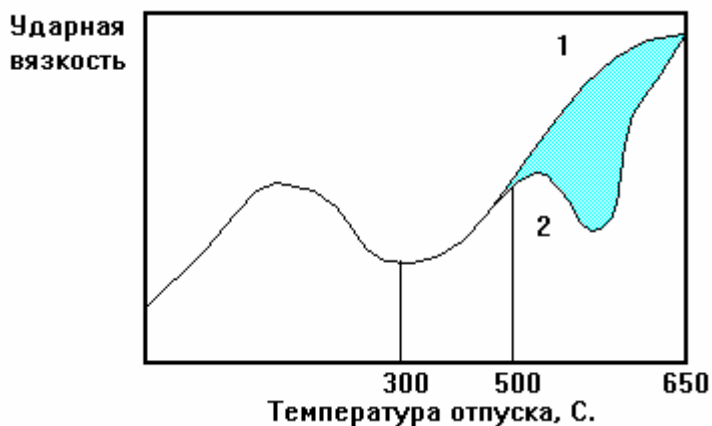


Рис. 47.1. Влияние отпуска на ударную вязкость легированной стали (схема): 1 - быстрое охлаждение; 2 - медленное охлаждение.

При медленном охлаждении кривая имеет два минимума - для отпуска при 300 С и при 550 С. Это явление называют отпускной хрупкостью. Отпускная хрупкость в районе 300 проявляется у всех сталей независимо от состава и скорости охлаждения при отпуске. Падение ударной вязкости связано с распадом остаточного аустенита. Отпускная хрупкость в районе 550 С проявляется в результате медленного охлаждения, при быстром - вязкость не уменьшается.

Лекция № 11

Поверхностная закалка стали. Лазерная термическая обработка. Цементация стали. Строение цементованного слоя. Термическая обработка стали после цементации. Нитроцементация стали. Азотирование. Покрытия металлов: напыленные и осажденные.

Поверхностная закалка стали.

Для получения большой твердости в поверхностном слое детали с сохранением вязкой сердцевины, что обеспечивает износоустойчивость и одновременно высокую динамическую прочность, применяют поверхностную закалку или химико - термическую обработку.

Поверхностная закалка выгодно отличается от химико - термической обработки значительно меньшей продолжительностью процесса. Все методы поверхностного упрочнения заключаются в нагреве только поверхностного слоя с последующей закалкой детали. Методы нагрева могут быть различными:

- в расплавленных металлах или солях
- пламенем ацетелено кислородной горелки (так называемая пламенная закалка),
- в электролитах,
- лучем лазера, электроток, индуцируемым в поверхностных слоях детали; в этом случае ток высокой частоты индуцируется в поверхностных слоях закаливаемой детали (так называемая индукционная, или высокочастотная закалка).

Последний способ широко используют в машиностроении. Сущность любого способа поверхностной закалки состоит в том, что поверхностные слои детали быстро нагреваются выше критических точек и создается резкий градиент температур по сечению. Рис. 48.



Рис. 48. Распределение температур по глубине при поверхностной закалке.

Если нагрев прервать и провести быстрое охлаждение, то слой металла нагретый выше $Ac3$ (1), получит полную закалку: слой, нагретый выше $Ac1$, но ниже $Ac3$ (2) - неполную закалку, а сердцевина (3) или вовсе не нагреется, или нагреется только ниже $Ac1$ закалки не получит. Нагрев поверхностных слоев значительно выше $Ac3$ - явление обычное при всех способах закалки, однако это не обязательно приведет к перегреву и ухудшению структуры. Чем больше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходят превращения и из-за кратковременности нагрева, в меньшей степени произойдет огрубление микроструктуры (рост зерна аустенита). В практике термической обработки наибольшее распространение получила высокочастотная обработка поверхности. Здесь обычно стальная деталь помещается внутри индуктора, присоединенного к мощному высокочастотному генератору. Колебания электромагнитного поля в поверхности детали - проводника создает вихревые электроток, которыми и нагревается, а поверхность.

$$\delta = 5300 \sqrt{\rho / (\mu * f)}$$

Глубина поверхностной обработки зависит от мощности индуцируемого поля, удельного электросопротивления детали, магнитной проницаемости и частоты электроколебаний.

Лазерная термическая обработка.

(Самостоятельная проработка литературы)

Цементация стали. Строение цементованного слоя. Термическая обработка стали после цементации.

Химико - термическая обработка - технологическая операция, состоящая в том, что деталь помещают в среду богатую элементом, который диффундирует в металл. В случае газового окружения (наиболее частый случай) при химико - термической обработке происходят три элементарных процесса: диссоциация, абсорбция и диффузия. Диффузия происходит движением насыщающего элемента по вакансиям и иным дефектам кристаллов.

При цементации происходит поверхностное насыщение стали углеродом, в результате чего получается высокоуглеродистый поверхностный слой. Так как для цементации берут низкоуглеродистую сталь, то сердцевина остается мягкой и вязкой, несмотря на то, что после цементации сталь подвергается закалке. При твердой цементации детали запаковывают в ящик, наполненный карбюризатором - науглероживающим веществом. При газовой цементации герметически закрытая камера печи с размещаемыми в ней деталями наполнена цементующим газом, или газ проходит через нее. Карбюризаторами является высокосортный древесный уголь, газом - CO.

Цементацию проводят значительно выше точки Ас1 (так как а-железо не растворяет углерод), при 900 -930 С, или даже при 950 - 970 С и выше. Чем выше температура - тем больше содержание углерода в поверхностном слое, однако оно не превышает 1.2 %. Время цементации составляет десятки часов, а толщина диффузионного слоя обычно не превышает 2 мм. Цементация в основном применяется в массовом производстве деталей машин. Ее проводят в толкательных электропечах непрерывного действия. Структура поверхностного слоя состоит из нескольких зон. Поверхностная зона, в которой углерода содержание углерода больше 0.8 - 0.9 %, имеет структуру перлит + цементит; это так называемая заэвтектоидная зона; затем следует зона с содержанием углерода около 0.8 % - это эвтектоидная зона и, наконец, доэвтектоидная зона, содержащая углерода менее 0.7 %, плавно переходящая в структуру сердцевины. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая закалка, при которой на поверхности получается высокоуглеродистый мартенсит, а в сердцевине сохраняется низкая твердость и высокая вязкость. Рис. 49.

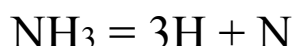


Рис. 49. Режимы термической обработки цементированных деталей.

Обычно закалку проводят с цементационного нагрева. Если требуются повышенные механические свойства, охлаждение производят медленное и затем дается закалка с повторного нагрева или даже двойная закалка. В последнем случае требуется шлифовка “под размер” детали из-за изменения геометрии деталей, вызванной многочисленными фазовыми превращениями при нагревах. В сердцевине цементированной детали из легированной глубокопрокаливающейся стали образуется мартенсит, который из-за низкого содержания С не обладает хрупкостью.

Азотирование. Нитроцементация стали.

Азотированием называют процесс насыщения стали азотом. По сравнению с цементацией, азотированный слой сам без какой-либо ТО приобретает высокую твердость, а размеры изделий после азотирования изменяются мало, что не требует шлифовки. *Азотирование - окончательная операция для деталей, прошедших ТО и шлифовку.* Азотирование проводят при 500 - 600 С в среде диссоциированного аммиака:



Образующийся атомарный азот диффундирует в металл. С железом стали и ее легирующими элементами азот образует нитриды, резко повышающие твердость поверхности. В ходе процесса происходит последовательное образование насыщенных азотом слоев. Рис. 50.

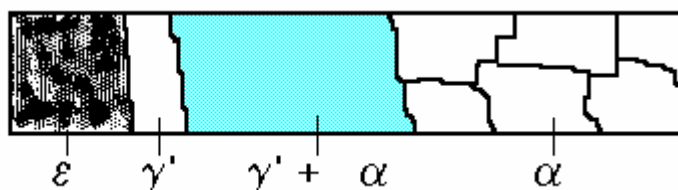
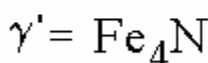
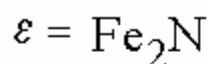


Рис. 50. Строение азотированного слоя железа после медленного охлаждения от 650С.

Распределение азота имеет скачкообразный характер вследствие отсутствия переходных двухфазных слоев.

Азотирование применяют для повышения твердости, износоустойчивости, усталостной прочности, сопротивления коррозии. Для массового производства автодеталей, подвергаемых цементации, разработаны специальные марки стали, легированные алюминием: 38ХМЮА, 38ХЮА. А - для азотирования.

Нитроцементация - одновременное насыщение поверхности стали азотом и углеродом в газообразной среде. Если процесс осуществляют в расплавах солей, содержащих цианистую группу - CN, тогда его называют цианированием. Нитроцементация позволяет несколько повысить и коррозионную стойкость, создать наибольшую твердость поверхности и совместить операцию с последующей закалкой.

Покрyтия металлов: напыленные и осажденные.

В случае, когда поверхность изделий должна обладать специфическими свойствами: коррозионной стойкостью, жаропрочностью, антифрикционными или фрикционными свойствами применяют технологии напыления или осаждения покрытий. Покрытия на поверхности образуют слой нового материала, толщиной до 1 мм. Этот слой также позволяет восстановить геометрию и придать лучшие свойства поверхности детали. *Известна технология восстановления коленчатых валов и валов механизма газораспределения двигателей внутреннего сгорания.* На практике широкое распространение получили методы газотермического и вакуумно - конденсационного напыления. В первом случае струей горючих

газов распыляют порошок на предварительно обработанную поверхность. Таким образом получают покрытия из порошков тугоплавких металлов и их сплавов, коррозионно - стойких сталей. Окончательной обработкой поверхности изделия является шлифовка и доводочные операции. При напылении возможно получения тонких (несколько мкм) слоев со специфическими свойствами. Процесс проводят на специальных установках. *Например, установка БУЛАТ позволяет наносить на режущий инструмент (сверла, метчики, резцы) слой из нитрида титана, повышающего износостойкость режущих кромок в 1.5 - 2 раза.* Физическая сущность процесса напыления состоит в создании вакуума в камере с обрабатываемой деталью, которая является анодом, и распылении материала катода - титана методом термического нагрева или электронным пучком. Ионы металла осаждаюсь на поверхности детали могут образовать покрытие. Если в рабочую среду вводить газ реагент (азот), то будет образовано покрытие из нитрида титана (результат взаимодействия ионов титана и атомов азота). Толщина таких покрытий не превышает 1 - 2 мкм. Вакуумно - конденсационные технологии напыления позволяют создавать разнообразные покрытия на металлах, стеклах, керамике и пластмассах.

Лекция № 12

Пластическая деформация, стадии деформации. Дислокационные структуры деформированных тел. Изменение механизма деформации в зависимости от температуры и напряжения, карты деформации (по Эшби). Ползучесть. Зависимость прочности и пластичности от температуры. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированных металлических тел: отдых, полигонизация, рекристаллизация. ВТМО, НТМО. Сверхпластичность. Влияние электромагнитного поля на структуру и свойства металлических материалов.

Пластическая деформация, стадии деформации. Дислокационные структуры деформированных тел.

Под действием внешних сил металл изменяет свою форму. Это изменение состоит из двух частей: упругой или обратимой, исчезающей после снятия нагрузки, и необратимой, пластической, остающейся после снятия нагрузки. При упругой деформации расстояние между атомами изменяется: увеличивается или уменьшается. После снятия нагрузки атомы возвращаются на прежние места. При пластической деформации части кристалла перемещаются друг относительно друга необратимо, путем сдвигов или скольжений и двойникования. Скольжение или сдвиги - параллельное смещение тонких слоев металла и одновременно поворот их.

Двойникование - смещение атомов, расположенных в плоскостях, параллельных плоскости двойникования, на расстояние пропорциональное расстоянию этих плоскостей от плоскости двойникования. Рис. 51.

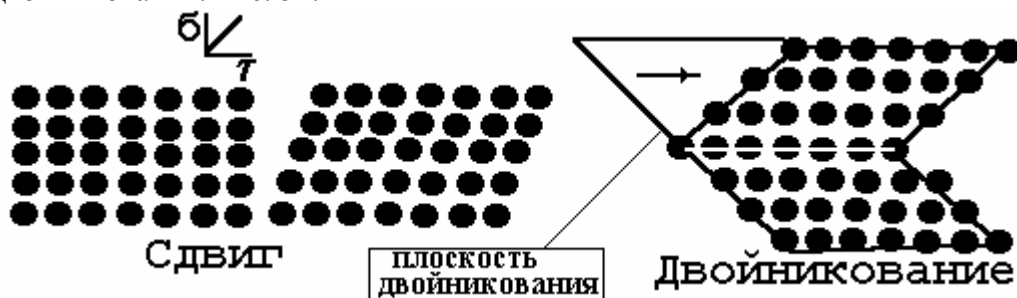


Рис. 51. Схемы сдвига и двойникования.

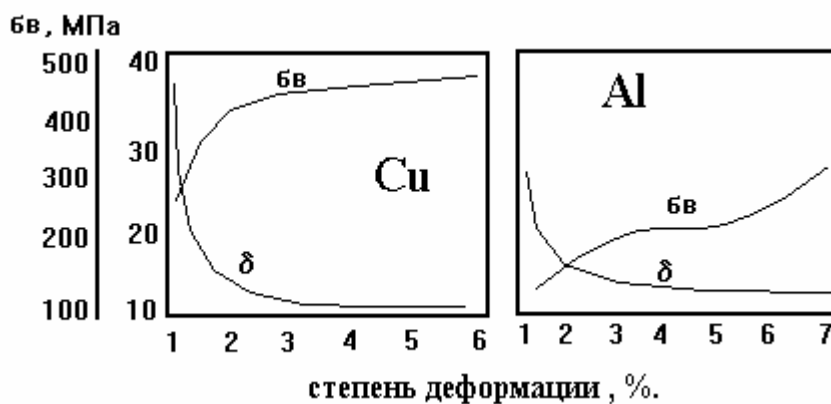


Рис. 52. Изменение механических свойств меди и алюминия в зависимости от степени пластической деформации.

Холодная пластическая деформация упрочняет металл. Это явление называют наклепом или нагартовкой. При этом изменяется структура и свойства. Зерна деформируются и смещаются друг относительно друга. Объем зерен разбивается поверхностями скольжений и двойникования на отдельные части. На полированной поверхности металла и на микрошлифах видны часто линии сдвигов. Зерно таким образом измельчается. Появляется текстура: ориентировка зерен по направлению действующей силы, искажение и напряжение кристаллических решеток. Рис. 52. Упрочнение металлов в результате деформации зависит от типа кристаллической структуры. Для металлов с кубической решеткой рост упрочнения в первом приближении носит параболический характер, для металлов с гексагональной решеткой упрочнение растет по линейному закону. Дислокационное упрочнение кристаллов разделяют на три стадии. Рис. 53.

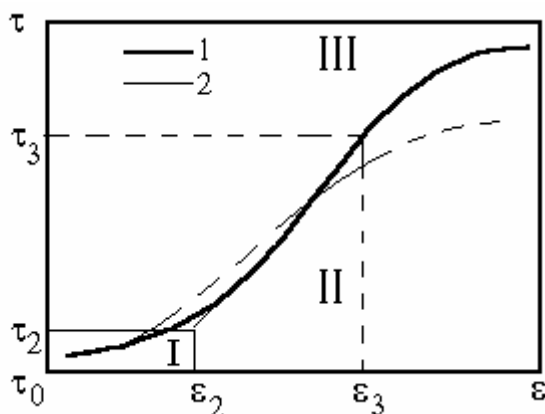


Рис. 53. Кривые упрочнения кристаллов (стадии 1 - 3) с ГЦК решеткой при температуре t_1 (1) и t_2 (2) при $t_2 > t_1$.

- первая характеризуется почти линейной зависимостью напряжений от величины деформации при малой степени деформационного упрочнения из-за малой плотности накапливаемых дислокаций.
- вторая стадия упрочнения характеризуется множественным скольжением дислокаций, их пересечением с образованием препятствий для дальнейшего движения (образуется ячеистая субструктура).
- третью стадию характеризует уменьшение деформационного упрочнения. Рост величины деформации связан с поперечным скольжением и с увеличением сдвига по каждой системе скольжения. Происходит так называемый *динамический возврат*.

Изменение механизма деформации в зависимости от температуры и напряжения, карты деформации (по Эшби).

Ползучесть. Зависимость прочности и пластичности от температуры. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированных металлических тел: отдых, полигонизация, рекристаллизация.

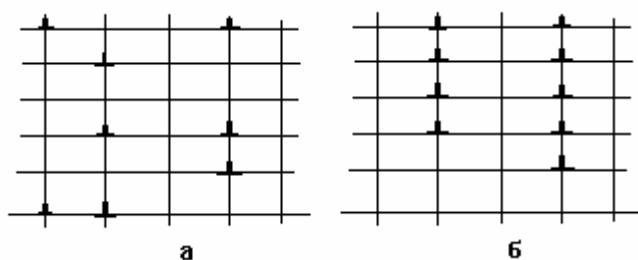


Рис. 54. Дислокационная структура (а) - после деформации и (б) - после нагрева, отвечающая полигонизационному типу.

Если деформация происходит при температуре так называемой теплой деформации (0.3 - 0.6) $T_{пл}$, тогда одновременно с развитием скольжения и или двойникования происходит перераспределение дислокаций вследствие развития диффузионных процессов (самодиффузия), приводящих к явлению переползания краевых компонент дислокаций. Рис. 54. При теплой деформации создается более стабильная структура, хотя эффект упрочнения ниже. Структурные изменения, происходящие при горячей деформации металлов, отвечающие температуре $> 0.6 T_{пл}$, проявляются в характере кривых напряжение - деформация. Рис. 55.

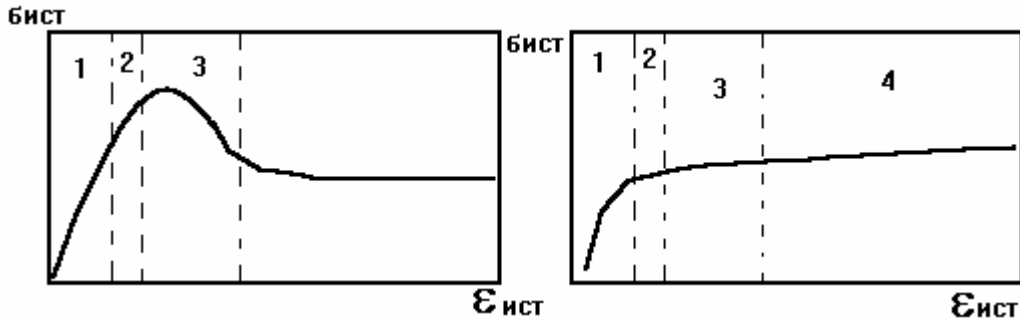


Рис. 55. Основные виды кривых напряжение - деформация при высоких температурах, а - с “горбом”, б - с плато.

На начальной стадии деформации наблюдается заметное упрочнение в результате развития процессов легкого и множественного скольжения, ведущих к росту плотности дислокаций, распределение которых отличается неоднородностью (горячий наклеп). При увеличении степени деформации это упрочнение растет до некоторого значения, а затем либо остается постоянным, либо заметно падает, но затем вновь стабилизируется.

С увеличением температуры характеристики прочности металлических материалов падают, а пластичности увеличиваются.

Если нагрев происходит после деформации, то при нагреве уже при низких температурах будет происходить возврат или отдых - снятие внутренних напряжений. При дальнейшем повышении температуры атомы, обладающие максимальным запасом энергии, будут двигаться настолько интенсивно, что появится возможность зарождения и роста новых кристаллов, термодинамически более устойчивых. Этот процесс носит название *рекристаллизации*.

Металл	$T_{рек}, C$	$T_{рек}/T_{пл}$
Cu	200	0.35
Fe	450	0.35
Ni	250 - 350	0.33
Al	100	0.40
Mn	150	0.45

При рекристаллизации старое зерно не восстанавливается, а заменяется совершенно новым. Абсолютная температура начала всех явлений, связанных с тепловым перемещением атомов в кристаллической решетке, составляет для всех металлов одну определенную долю абсолютной температуры плавления. Для практики необходимо знать, с какой температуры начинается рекристаллизация при выдержке 0.1 - 1 часа. При этом условии оказывается, что для чистых металлов

$$\text{Трек} = 0.4 \text{ Тпл.}$$

Самые ранние же проявления рекристаллизации, обнаруженные рентгеновским методом, происходят при $\text{Трек} = 0.25 \text{ Тпл}$. В сплавах отношение $\text{Трек}/\text{Тпл}$ больше, чем для чистых металлов и не обладают таким постоянством. Температура начала рекристаллизации зависит от степени деформации.

ВТМО, НТМО.

Термомеханическая обработка основана на совмещении двух способов упрочнения - пластической деформации и фазовых изменений, заключается в наклепе аустенита с последующим его превращением. Видами ТМО являются: *высокотемпературная термомеханическая обработка* (ВТМО), которая состоит из деформирования аустенита выше температуры рекристаллизации (t_p) обычно выше критических точек и быстрого охлаждения. Рис. 56.

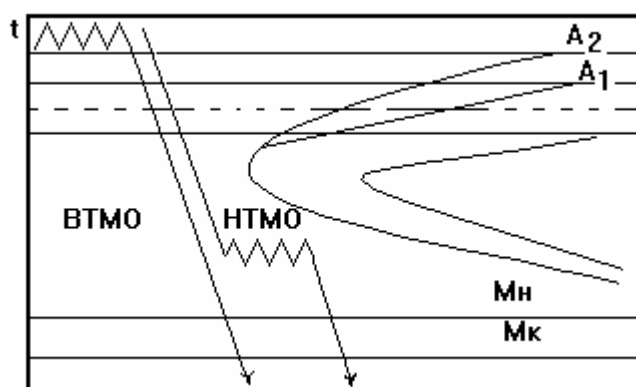


Рис. 56. Классификационная схема ТМО.

- *низкотемпературная термомеханическая обработка* (НТМО), которая состоит из деформирования аустенита ниже t_p , т.е. нестабильного аустенита переохлажденного ниже критических точек с последующим охлаждением и фазовым превращением.

Сталь упрочняется за счет мартенситной реакции и за счет дефектов строения унаследованных мартенситом от деформированного аустенита.

При НТМО переохлажденный до 500 - 600 С аустенит деформируется (до 80-9-%) и наклепывается. При НТМО повышение прочности сопровождается понижением пластичности. При ВТМО наклеп аустенита не сохраняется в чистом виде до мартенситного превращения, так как ВТМО осуществляется выше температуры t_p . Если немедленно не охладить сталь после деформации, то будут происходить рекристаллизационные процессы.

Обычно после ТМО осуществляют отпуск на заданную прочность (пластичность). В отдельных случаях после деформации сталь подвергается изотермическому бейнитному распаду (ВТМизО). Имеется класс обработок, которые осуществляются в обратном порядке - превращение, а затем наклеп (механико - термическая обработка МТО). МТО осуществляется деформацией на 3 - 5 % мартенсита и последующим низким отпуском, что создает повышение прочности на 10 - 20 %. В большинстве случаев увеличение прочности сопровождается снижением пластических свойств (исключение - упрочнение за счет измельчения зерна аустенита). Табл. 4.

Сверхпластичность.

Под *сверхпластичностью* понимают способность металла к значительной равномерной деформации без деформационного упрочнения (наклепа).

Различают несколько видов сверхпластичности:

Влияние термической обработки на механические свойства стали. Табл. 4.

Термическая обработка	Прочность	Пластичность	Вязкость
Отжиг	Самая низкая	Самая высокая	
Нормализация	Низкая	Высокая	Высокая
Улучшение	Средняя	Высокая	Самая высокая
ВТМО	Высокая	Высокая	Самая высокая
НТМО	Самая высокая	Самая низкая	Средняя
МТО	Самая высокая	Самая низкая	Самая низкая

- *мелкозеренная сверхпластичность* проявляется при повышенных температурах, не ниже чем 0.4 Tпл, при очень мелком зерне размером в диаметре 3 - 5 мкм и малой скорости деформирования 0.0001 с-1 (отсутствует сдвиговая деформация),

- *субкритическая сверхпластичность*. Имеет место при температурах вблизи или ниже фазовых превращений при определенной исходной структуре. Перед фазовым превращением или плавлением происходит значительное изменение свойств без изменения структуры. Например, E снижается в два - три раза.

- *мартенситная сверхпластичность*, при сдвиговом бездиффузионном превращении наблюдается повышенная пластичность,

- *рекристаллизационная сверхпластичность*. Выше температуры рекристаллизации заметного упрочнения не возникает.

Влияние электромагнитного поля на структуру и свойства металлических материалов.

Влияние электромагнитного поля на структуру и свойства металлов в наибольшей степени проявляется в условиях протекания тока высокой плотности (до 100000000 А/м²) через очаг деформации. В данном случае возникает эффект электропластичности металлов, проявляющийся в значительном приращении деформации даже при комнатных температурах.

Протекание тока высокой плотности в металле вызывает увеличение плотности вакансий, длину пробега дислокаций, внутренний нагрев дефектных микрообъемов металла и повышение градиентов химических потенциалов.

Эффект электропластичности применяется в технологии волочения при изготовлении сверхтонких проволок и металлических волокон.

При электропластической обработке растут как прочностные, так и пластические характеристики.

Лекция № 13

Вязкое и хрупкое разрушение. Этапы процесса хрупкого разрушения. Влияние температуры, порог хладноломкости. Трещиностойкость, вязкость разрушения K_{Ic} . Основные понятия механики разрушения: расчеты размеров трещины. Модели Гриффитса, Инглиса - Зинера и др. Соотношение между K_{Ic} и пределом текучести материалов.

Вязкое и хрупкое разрушение. Этапы процесса хрупкого разрушения.

От конструкционного материала требуется не только высокое сопротивление деформации (упругой, характеризуемой модулями E и G ; пластической - пределами σ_b и $\sigma_{b.2}$), но и высокое сопротивление разрушению. Общее сопротивление деформации объединяют в общее понятие прочность, а сопротивление разрушению - надежность. Если разрушение происходит не за один, а за многие акты нагружения, причем за каждый акт происходит микроразрушение, то это характеризует долговечность материала.

Если материал пластичен, то превышение определенного уровня напряжения приводит в движение дислокации, которые скапливаются у каких-то непреодолимых для них препятствий (включения, границы зерен и др.). Рис. 57.

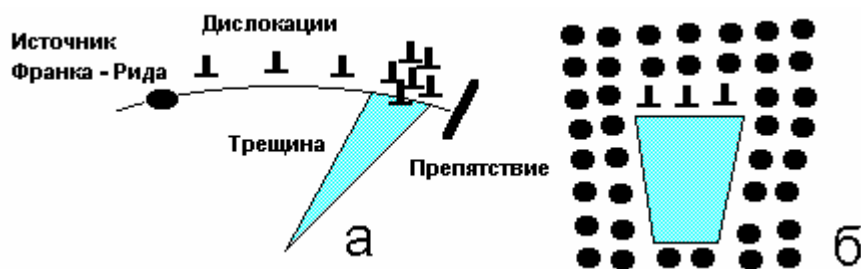


Рис. 57. Скопление дислокаций у препятствий (а), скопление и образование зародышевой трещины (б).

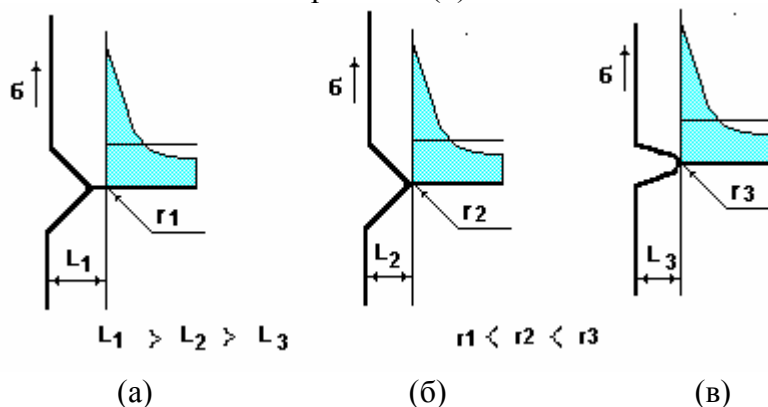


Рис. 58. Концентраторы напряжений в устье дефекта. а - трещина, б - острый надрез, в “мягкий” надрез.

При большом скоплении дислокаций эти зоны вообще становятся неспособными к пластическому деформированию и дальнейший рост напряжений ведет в этом месте к образованию микротрещин. Можно констатировать, что дефекты строения и несплошности являются концентраторами напряжений, т.е. по краям дефекта напряжения могут существенно

отличаться от среднего. Концентрация напряжения (K) тем больше, чем острее дефект и больше его длина, что выражается следующей формулой:

$$K = 2 (l/r)^{0.5}$$

Не только внутренние дефекты, но и поверхностные, в том числе надрезы различной длины (l) и остроты (r) способствуют концентрации напряжений.

Величина r может быть очень малой, т.е. трещина очень острая, но она не может быть меньше 0.1 нм, т.е. меньше, чем диаметр атома, и надо полагать, что минимальный радиус трещины составляет примерно 10 нм (10^{-5} мм). Для такой предельно острой трещины величина K составляет:

K	600	200	60
L	1	0.1	0.01

Если такая предельно острая трещина доросла до 1 мм, то в ее вершинах напряжение в 600 раз больше среднего. Если принять теоретическую прочность на отрыв $\sigma_{теор} = E/10 = 21000$ Мпа, то при среднем напряжении всего лишь 100 Мпа в устье трещины (l=0.1 мм) возникает напряжение, равное теоретической прочности, и разрушение произойдет путем отрыва одних слоев атомов от других. Начинаясь лавинный процесс разрушения будет протекать до тех пор, пока трещина не разделит металл, так как по мере роста длины трещины, что следует из приведенного выше уравнения, требуется все меньшее и меньшее напряжение. Разрушение происходит путем образования трещины и ее роста до критической величины. Описанный механизм характеризует так называемое **хрупкое** разрушение. Гриффитсом было установлено, что существует некоторая критическая длина трещины рост которой происходит самопроизвольно и сопровождается уменьшением энергии в системе. Если трещина будет раскрываться и радиус в ее вершине увеличиваться, т.е. не только l, но и r будет расти, то для ее движения будет требоваться все большее и большее напряжение (если дробь l/r будет уменьшаться). В этом случае трещина так и не достигнет критического размера, хотя может распространяться на все сечение. Такое разрушение является **вязким**. Весьма часты случаи смешанного разрушения. Рис. 59.

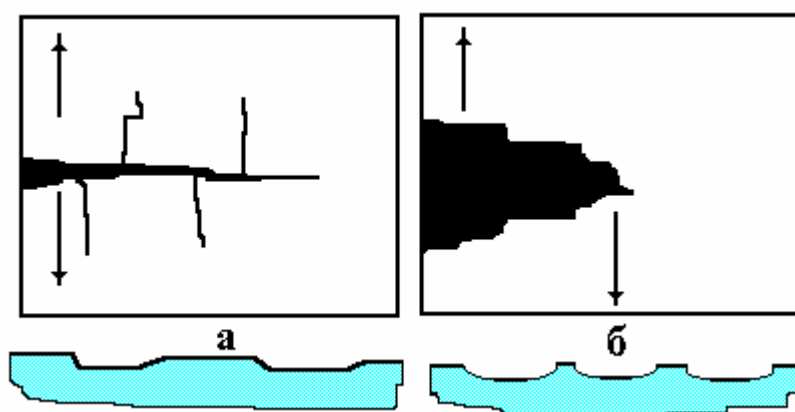


Рис. 59. Хрупкая (а) и вязкая (б) составляющие. Схемы хрупкого (а) и вязкого (б) разрушений (сечение перпендикулярно поверхности излома).

Влияние температуры, порог хладноломкости.

Вид разрушения зависит от многих факторов - состава металла, его структурного состояния, условий нагружения и особенно от температуры. Для многих металлов, в первую очередь

имеющих объемноцентрированную кубическую или гексагональную решетку, при определенных температурах изменяется механизм разрушения, хрупкое разрушение при высокой температуре сменяется вязким. Рис. 60.

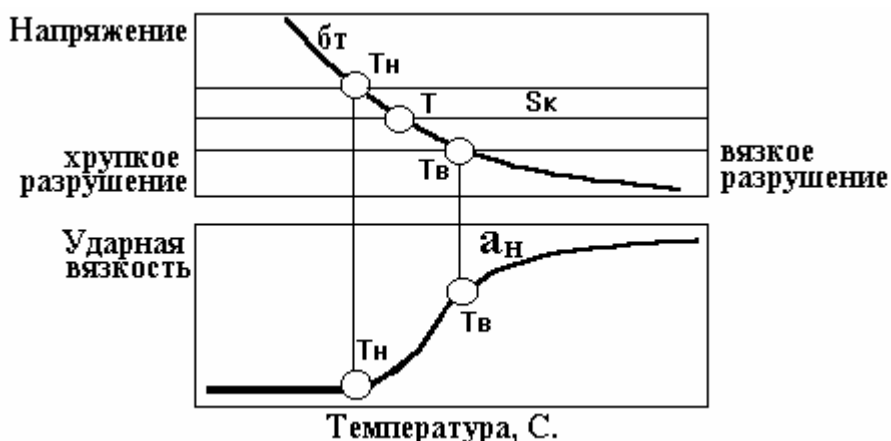


Рис. 60. Схема, показывающая возможность хрупкого и вязкого разрушения одного и того же металла в зависимости от температуры испытания.

Понижение температуры не изменяя величины сопротивления отрыву S_k значительно увеличивает сопротивление пластической деформации b_t . Поэтому металлы, пластичные при нормальной температуре, могут при низкой температуре разрушиться хрупко. Здесь сопротивление разрыву S_k и b_t соответствует температуре перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому и наоборот получила название критической температуры хрупкости. Чем выше сопротивление отрыву S_k , тем меньше металл склонен к хрупкому разрушению, т.е. тем ниже температура перехода металла или сплава из вязкого в хрупкое состояние. Склонность к хрупкому разрушению возрастает с повышением скорости деформирования и с увеличением размеров изделия (масштабный фактор).

Трещиностойкость, вязкость разрушения K_{1c} .

Усилие, необходимое для того, чтобы продвинуть трещину на 1 см, и обозначаемое через G (не путать с модулем Гука, который тоже обозначается G), по смыслу и размерности аналогично работе распространения трещины.

Расчеты приводят к следующему соотношению:

$$G = \pi * L * \sigma^2 / E$$

где σ - среднее напряжение.

Величина G достигает критического значения (G_c), когда критическое значение получит произведение $L\sigma^2$ (длина трещины, умноженная на квадрат напряжения). Критерий G связывает воедино приложенное напряжение (σ) и длину дефекта (L), от которых зависят надежность материала, его сопротивление разрушению. Математической интерпретацией критерия G является параметр K (называемый коэффициентом интенсивности напряжения). Он используется в расчетах на прочность:

$$G = K^2 / E \text{ или } K = (G * E)^{0.5} = \sigma * (\pi * L)^{0.5}$$

Размерность параметра K - кгс/мм^{3.5} показывает, что эта характеристика - лишь удобная трансформация параметра G , имеющего четкий физический смысл. Коэффициент

интенсивности напряжения K при разрушении путем отрыва обозначают как K_{1c} и определяют на массивных образцах. Рис. 61. Практическое применение параметра K_{1c} состоит в том, что по нему можно определить величину разрушающих напряжений в зависимости от длины дефекта и, наоборот, зная рабочее напряжение в детали, можно предсказать размер трещин, при достижении которого произойдет разрушение. Рис. 62.

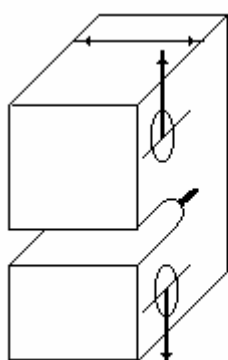


Рис. 61.

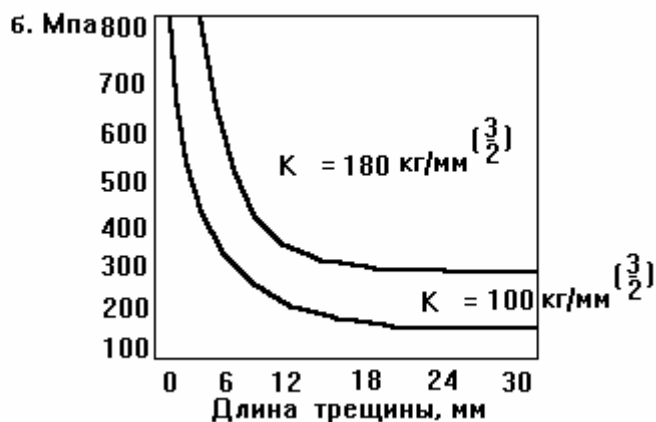


Рис. 62.

Рис. 61. Образец для определения вязкого разрушения. Рис. 62. Кривые разрушающего напряжения в зависимости от длины трещины.

Основные понятия механики разрушения: расчеты размеров трещины. Модели Гриффитса, Инглиса - Зинера и др.

Модель разрушения Гриффитса, рассмотренная ранее, применима в основном к хрупким материалам, модель Инглиса - Зинера основана на представлении, что в металле может одновременно действовать несколько механизмов разрушения, коренным образом отличающихся друг от друга. Здесь характерным является пластическая деформация, обычно предшествующая разрушению. Опыт показывает, что пластическая деформация в кристаллических материалах осуществляется неоднородно не по всему объему образца, а лишь внутри изолированных областей, называемых полосами скольжений. Расстояние между полосами скольжения. В поликристаллических материалах полоса скольжений ограничена одним зерном. Предполагают, что она ведет себя как изолированная аморфная область. Материал как-бы состоит из двух фаз: одной, имеющей "аморфную", и другой, имеющей чисто упругую природу. Под действием напряжения сдвига первая фаза упруго деформируется и может течь. Скорость упругого смещения определяется по закону Гука, а скорость вязкого течения - по закону Ньютона. Суммарная деформация определяется уравнением Максвелла:

$$\epsilon_k = (\sigma_k / \eta) + (\sigma_k / G)$$

Допустим, что образец состоит из аморфной фазы, подчиняющейся уравнению Максвелла. Если он внезапно подвергнут деформации и затем удерживается в этом состоянии, то $\epsilon_k = 0$, а уравнение после дифференцирования сводится к следующему:

$$\sigma_k = \sigma_0 \exp(-Gt / \eta)$$

Таким образом, ослабление (релаксация) напряжения в аморфном стержне со временем носит экспоненциальный характер и характеризуется величиной: $\tau = \eta/G$, называемой временем релаксации. Оно равно времени, в течение которого начальное напряжение σ уменьшается в e раз. Для двухкомпонентной модели материала рис. 63. напряжение сдвига внутри вязкой области при деформации по данной схеме начинает релаксировать. В непосредственном соседстве с вязкой областью упругая среда будет иметь остаточные напряжения, обусловленные деформацией, которая оставалась в вязкой области. Эти остаточные напряжения в свою очередь обусловят напряжения сдвига в вязкой области. Постепенная релаксация этих последних напряжений сдвига в конце концов приводит к полной релаксации всех напряжений, и образец переходит в первоначальное состояние. Релаксация всех остаточных напряжений приводит к упругому последствию.

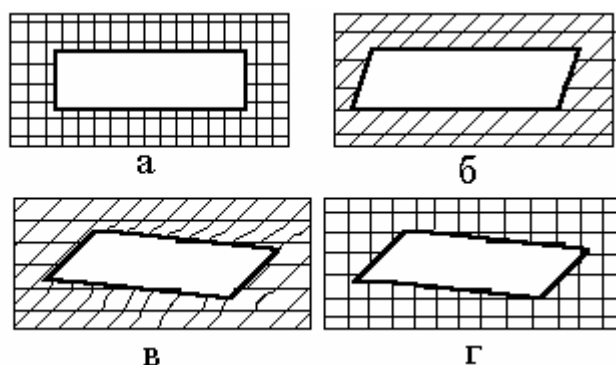


Рис. 63. Концентрация напряжений в упругой среде, создаваемой релаксацией напряжений в “аморфной области”. а) $\sigma_k=0$; б) $\sigma-\sigma_k \neq 0$; в) - $\sigma_k \neq 0$; $t \neq 0$ (релаксация); г) - $\sigma_k=0$, $t = \text{бескон.}$

Соотношение между K_{1c} и пределом текучести материалов.

Для пластичных материалов необратимая работа, расходуемая на образование единицы свободной поверхности трещины нормального разрыва при ее субкритическом росте, есть величина постоянная, зависящая от предела текучести материала и его упругих свойств (ν и E) и может быть выражена так:

$$\gamma = \alpha \frac{1 - \nu^2}{2 * E} * \sigma 0.2^2$$

Лекция № 14

Требования к механическим свойствам конструкционных материалов. Пути повышения прочности металлических материалов. Высокопрочные материалы. Долговечность.

Требования к механическим свойствам конструкционных материалов.

Сталь, применяемая для изготовления деталей машин, строительных конструкций и других сооружений, должна обладать высоким комплексом механических свойств, а не высоким значением какого - либо одного свойства. Материал, идущий на изготовление деталей, подвергющийся большим нагрузкам, должен хорошо сопротивляться таким нагрузкам и наряду с высокой прочностью обладать вязкостью, чтобы сопротивляться динамическим и ударным воздействиям. Другими словами, материал должен обладать прочностью и надежностью. Деталях, испытывающих знакопеременные нагрузки, металл должен обладать высоким сопротивлением усталости, а трущиеся детали - сопротивлением износу. Во многих случаях требуется хорошее сопротивление коррозии, ползучести и другим постоянным воздействиям, т.е. детали должны быть долговечности.

Пути повышения прочности металлических материалов.

При разработке составов конструкционных сталей и режимов их термической обработки нужно рассматривать в первую очередь такие способы, при которых пластические и вязкие свойства уменьшаются в минимальной степени. Применение закалки с последующим отпуском позволяет широко изменять прочностные свойства от максимальных, соответствующих закаленному состоянию, до минимальных, соответствующих отожженному. Повышение прочности, за счет температуры отпуска ведет к повышению порога хладноломкости и следовательно, уменьшению доли волокна в изломе и уменьшению работы распространения трещины. Путь повышения надежности стали при высокой прочности - это сочетание ее мелкозернистости, № 10 - 12 номер зерна (применение ВТМО) и уменьшение содержания вредных примесей, $O + N < 200$ анм, что достигается использованием чистой шихты и вакуумирования. В этом случае при $\sigma_b = 1800 - 2000$ Мпа, $A_{10} = 400 - 600$ кДж/м². Высокий комплекс механических свойств принадлежит продуктам отпуска мартенсита или бейнита, поэтому при закалке следует добиваться сквозной прокаливаемости. Важно, чтобы при закалке образовался не верхний, а нижний бейнит, так как после отпуска карбидная фаза из нижнего бейнита (и мартенсита) выделяется в виде дисперсных частиц. Влияние легирующих элементов двояко: с одной стороны, они углубляют прокаливаемость и тем самым снижают порог хладноломкости, с другой стороны, они, растворяясь в феррите, повышают порог хладноломкости. Избыточное легирование становится вредным. Исключение составляет никель, который понижает порог хладноломкости.

Высокопрочные материалы. Долговечность.

Стали, обработанные на прочность более 1500 Мпа, называются высокопрочными. Высокая прочность достигается подбором стали и специфической обработкой. К высокопрочным сталям относят:

- стали обычного состава, но мелкозернистые и высокочистые;
- никелесодержащие стали (18Х2Н4ВА), кроме того стали легированные кобальтом;
- особомелкозернистые стали № зерна 13-14 (30Х5М2СФА после ВТМО);

-стали со структурой среднеуглеродистого мартенсита после МТО. Здесь после небольшой пластической деформации уже термически обработанной стали прочность не возрастает, предел текучести достигает практически предела прочности;

- стали с карбонитридным упрочнением, в результате которого образуются упрочняющие дисперсные карбонитридные фазы при легировании стали ванадием и ниобием (иногда дополнительно алюминием и титаном) в сочетании с повышенным содержанием азота (до 0.030 %). 15ГФ, 15Г2СФ и 10Г2Б.

- стали интерметаллидного упрочнения (мартенсито - стареющие), в которых при закалке получаются практически безуглеродный мартенсит, а затем при отпуске происходит выделение интерметаллидных фаз (Н18К9М5Т, Н18К12М5Т2, Н16К4М5Т2Ю);

- трип - стали, в них состав должен быть таков, чтобы закалкой (с 1000 - 1100 С) фиксировалась при комнатной температуре чистая аустенитная структура (точка M_n должна лежать ниже комнатной температуры, а M_d - выше (M_d - температура, выше которой деформация не вызывает мартенситного превращения)). Типичный состав трип - стали таков: 0.3 % С, 9 % Сг, 8 % Ni, 4 % Мо, 2 % Mn, есть и другие составы.

Особенно важное свойство сталей - высокое сопротивление развитию трещины, что связывается с долговечностью материала. Например, вязкость разрушения (интенсивность напряжения в устье трещины K_{1C} у обычной хромоникельмолибденовой стали при $b_0.2=15$ Гпа составляет около $35 \text{ Мпа} \cdot \text{м}^{0.5}$, у мартенсито - стареющей стали при той же прочности - около $95 \text{ Мпа} \cdot \text{м}^{0.5}$, а у трип - стали - свыше $157 \text{ Мпа} \cdot \text{м}^{0.5}$.

К высокопрочным материалам принадлежат композиты с волоконным армированием нитевидными кристаллами, дисперсноупрочненные композиты и композиты направленной кристаллизации - эвтектические композиционные материалы.

Лекция № 15

Конструкционные стали. Цементуемые и улучшаемые стали, классификация по химическому составу. Дефекты легированных сталей. Рессорно - пружинные стали и сплавы общего и специального назначения.

Конструкционные стали.

Конструкционными называются стали, применяемые для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Стали, применяемые в конструкциях и сооружениях, называются строительными. Четкой границы по химическому составу между строительной и машиностроительными сталями нет. Конструкционными могут быть как углеродистые, так и легированные стали. Содержание углерода в этой группе не превышает 0.6 %. Конструкционные углеродистые стали разделяют так же по назначению, технологическим признакам: таблица.

Марка стали					
Стали общего назначения ГОСТ 380 - 88	Стали специального назначения				Качественные конструкционные стали ГОСТ 1050 - 74
	Нелигированные и легированные для отливок ГОСТ 977 - 75	Рессорно - пружинные ГОСТ 1459 - 79	Повышенной и высокой обрабатываемости резанием ГОСТ 1414-74	Среднеуглеродистые пониженной прокаливаемости	
Ст0, СТ1кп	15Л		А11		05
Ст1пс	20Л	65	А12	НИПРА	08
Ст1сп	25Л	70	А20	50ППП	10
Ст3пс	30Л	75	А30		15
Ст3кп	35Л	80	А35		20
Ст3Гсп	40Л	85	А40Г		25
Ст4кп	45Л		АС40		30
Ст5Гпс	50Л				35
Ст6пс	55Л				40

Стали общего назначения изготавливаются: кипящие (кп), полуспокойные (пс), спокойные (сп). Для обозначения повышенного содержания марганца после номера марки ставят букву Г.

Сталь качественная углеродистая по способу раскисления подразделяется на: кипящую, полуспокойную и спокойную. Марки кипящей качественной углеродистой стали: 05кп, 10кп, 20кп, - полуспокойной 08пс, 10пс, 15пс, 20пс, - марки спокойной стали в данной таблице перечислены без индекса. Кроме указанных в таблице, ГОСТ 1414 - 75 предусматривает еще одиннадцать, а ГОСТ 14959 - 79 еще двенадцать марок легированных сталей. ГОСТ 977 - 79 распространяется на легированные стали для литейной технологии.

Стали общего назначения применяются, как правило, без термообработки или после нитроцементации или цементации, для изготовления деталей неответственного назначения, воспринимающих большие нагрузки. Стали марок Ст5Гпс, Ст6сп, а так же подобные им воспринимают закалку и низкий отпуск. Углеродистые качественные стали (за исключением 05кп, ..., 10пс) обычно проходят цементацию, улучшение или закалку с отпуском, а так же

применяются после ТВЧ - марки 40 ... 58 (55ПП). Обычная ТО рессорно - пружинных сталей: закалка и средний отпуск 470 ... 520 С.

Кроме углеродистых в машиностроении для ответственных деталей применяют конструкционные легированные стали ГОСТ 4543 - 71. Эти стали разделяются на группы: хромистая, марганцовистая, хромомарганцевая, хромокремнистая, хромокремнемарганцевая, хромоникелевая и другие стали По технологическим признакам их разделяют на цементуемые стали, стали для азотирования, улучшаемые стали, воздушнозакаляющиеся стали и т.п.

Цементуемые и улучшаемые стали, классификация по химическому составу.

Цементуемые стали разделяются на три группы: углеродистые стали с неупрочняемой сердцевиной, низколегированные стали со слабо упрочняемой сердцевиной и относительно высоколегированные стали с сердцевиной, сильноупрочняемой при термической обработке. Стали последней группы называют высокопрочными цементуемыми сталями. К ним относят стали с невысоким содержанием легирующих элементов, но с повышенным содержанием углерода (0.25 - 0.30 %). Химический состав наиболее распространенных цементуемых сталей показан в таблице.

Сталь	C	Cr	Ni	Mn
10	0.07-0.13			
20	0.17-0.24			
20X	0.17-0.23	0.7-1.0		
15XP	0.12-0.18	0.7-1.0		
20XH	0.17-0.23	0.45-0.75	1.0-1.4	
20XГР	0.18-0.24	0.7-1.1		0.7-1.0
20XHP	0.16-0.23	0.7-1.1	0.8-1.1	
18XГТ	0.17-0.23	1.0-1.3		0.8-1.1
18XHMФА	0.16-0.21	0.6-0.9		0.8-1.1
12XНЗ	0.08-0.16	0.6-0.9	2.75-3.15	
20X2H4	0.16-0.22	1.25-1.65	3.25-3.65	
18X2H4	0.14-0.20	1.35-1.65	4.0-4.4	0.45-0.65 Mo

Марка стали	Структура сердцевины	бв, Мпа	б _{0.2} , Мпа	δ, %	Ψ, %	ан, кДж/м ²	T ₅₀ , С
10, 15, 20	Феррит + перлит	400-470	250-300	35-30	70-60	1000-1500	-40...-20
15X, 15XP, 20XH	Верхний бейнит	750-850	650-700	15-20	55-65	1000-1200	-50...-20
18XГТ, 20X2H4, 18X2H4MA	Мартенсит, нижний бейнит	1200-1300	1000-1100	12-15	50-60	800-1400	-50...-120

Разная степень упрочнения сердцевины при термической обработке объясняется получением разных структур вследствие различий в кинетике распада переохлажденного аустенита. Механические свойства сердцевины цементуемых сталей показаны в таблице.

Улучшаемые стали содержат 0.3-0.4 % C и разное количество легирующих элементов (хром, никель, молибден, вольфрам, марганец, кремний) в сумме не более 3-5% и часто около 0.1% измельчителей зерна (ванадий, титан, ниобий, цирконий). Улучшение - закалка в масле и

высокий отпуск (550 - 650 С). Чем больше в стали легирующих элементов, тем большее ее прокаливаемость. Поскольку механические свойства стали разных марок после улучшения в случае сквозной прокаливаемости близки, то не механические свойства, а прокаливаемость определяет выбор стали для той или иной детали. Улучшаемые сорта стали условно разбиты на пять групп. По мере увеличения номера группы растут степень легирования, и следовательно, размер сечения, в котором достигается сквозная прокаливаемость.

Группа	Сталь	С	Mn	Si	Cr	Ni	другие	Критический диаметр, мм	Температура полухрупкости, Т50 С.
I	40	0.37 - 0.44						10	-20
II	40X	0.36 - 0.44			0.8 - 1.1			15	-50
III	40XГР	0.37-0.45	0.7 - 1.0		0.8 - 1.1			30	-20
IV	40ХН	0.36 - 0.44	0.6 - 0.9	0.17 - 0.37	0.45 - 0.75	1.0 - 1.4		25	-60
V	38ХНЗМФ	0.30 - 0.42			1.2 - 1.5	3.0 - 3.4	0.1 - 0.2 V	100	-100

Дефекты легированных сталей.

В легированных сталях появляются различные дефекты, встречающиеся реже в углеродистых сталях. К ним относят: отпускная хрупкость (см. ранее в лекционном материале), дендритная ликвация и флокены.

дендритная ликвация - появление ее обусловлено неравновесной кристаллизацией сплавов. Наличие легирующих элементов способствует появлению дендритной ликвации. Что создает разницу в концентрациях между ранее и позднее выпавшими из жидкости кристаллами. После прокатки иковки появляются волокна, вытянутые вдоль направления деформации. Это создает анизотропию механических свойств. Для устранения дефекта стали ее подвергают длительному отжигу при 1000 - 1200 С.

флокены - представляют собой в изломе пятна (хлопья), а в поперечном микрошлифе - трещины. Флокены образуют растворившийся в жидкой стали водород, который при охлаждении стали создает сильные внутренние напряжения. Флокены устраняются ковкой на меньший размер.

Рессорно - пружинные стали и сплавы общего и специального назначения.

Главное требование к рессорно - пружинной стали: высокий предел упругости (текучести). Это достигается закалкой с последующим средним отпуском (300 - 400 С). Пружины изготавливают из сталей с повышенным содержанием углерода (0.5 - 0.7 %), часто с добавками марганца и кремния. Для особо ответственных пружин применяют сталь 50ХФ, содержащую хром и ванадий и обладающие наиболее высокими упругими свойствами. Часто пружины изготавливают из шлифованной холоднотянутой проволоки (*серебрянки*). Наклеп от холодной протяжки создает высокую твердость и упругость. (У7, У8, У9, У10) Для повышения предела

упругости пружины после навивки отпускают для снятия внутренних напряжений (250 - 350 С). Стойкость пружин, испытывающих знакопеременные нагрузки, повышают обработкой (обдувкой) поверхности детали дробью - поверхностный наклеп. Состав пружинной стали показан в таблице.

Состав пружинной стали.

Таблица.

Марка	C	Mn	Si	Cr	V
65	0.62-0.70	0.50-0.80	0.17-0.37		
70	0.67-0.75	0.50-0.80	0.17-0.37		
75	0.72-0.80	0.50-0.80	0.17-0.37		
65Г	0.62-0.70	0.80-1.20	0.17-0.37		
50С2	0.47-0.55	0.60-0.90	1.50-2.00		
55С2	0.52-0.60	0.60-0.90	1.50-2.00		
60С2	0.57-0.65	0.60-0.90	1.50-2.00		
70С3А	0.66-0.74	0.60-0.90	2.40-2.80		
55СГ	0.50-0.60	0.80-1.00	1.30-1.80		
60СГ	0.55-0.65	0.80-1.00	1.30-1.80		
50ХФА	0.46-0.54	0.50-0.80	0.17-0.37	0.80-1.10	0.10-0.20
50ХГФА	0.48-0.55	0.80-1.00	0.17-0.37	0.95-1.20	0.15-0.25
60С2ХА	0.56-0.64	0.40-0.70	1.40-1.80	0.70-1.00	

Режим термической обработки пружин и рессор. Таблица.

Марка стали	T, С заковки	Среда заковки	T, С отпуска	НВ
50С2	870	Масло или вода	460	365-410
60С2	870	Масло	460	390-480
50ХФА	850		520	390-480
60С2Х2	870		420	420-475

Кроме указанных сталей применяют марки У9А, У10А, У11А, У12А. Однако они обладают низкой коррозионной стойкостью и способны работать при температуре не более 100 С. Для особых условий работы упругих элементов применяют сплавы специального назначения. К ним относят следующие группы:

- коррозионностойкие (ГОСТ 5632 - 72) стали - 20Х13, 08Х18Н10Т, 12Х18Н9Т, аустенитные сплавы, упрочняемые дисперсионным твердением (ГОСТ 10994 - 74): 36ХНТЮ, 36ХНТЮ8М;
- немагнитные: 17Х18Н9, 37Х12Н8Г8МФБ стали и в редких случаях сплавы: 36ХНТЮ, 36ХНТЮ8М,
- с низким температурным коэффициентом модуля упругости (сплавы обеспечивающие повышенную точность работы упругих элементов). Это ферромагнитные сплавы на железоникельхромовой основе: 42НХТЮ, 42НХТЮА, 44НХТЮ (ГОСТ 10994-74),
- высокоэлектропроводные пружинные сплавы. К ним относят сплавы на основе меди - бронзы. Абсолютные значения предела упругости бронз, например, берилловых - не превышают величин, которые можно получить для стали, но благодаря меньшему в 1.5 - 2 раза модулю упругости они характеризуются максимальной упругой деформацией (энергией), которую можно достигнуть в упругих элементах. Кроме того, бронзы (БрБ2, БрБНТ1.7 - ГОСТ 18175 - 78) , а также ряд латуней (Л85, Л80, Л68) обладают высокой электропроводностью, коррозионной стойкостью, легко обрабатываются давлением и резанием.

Лекция № 16

Выбор марки стали, вида и режима термической обработки. Учет действующих нагрузок и размеров детали. Роль легирования и прокаливаемость стали. Выбор температуры отпуска закаленных деталей.

Выбор марки стали, вида и режима термической обработки.

Учет действующих нагрузок и размеров детали.

Роль легирования и прокаливаемость стали.

Выбор температуры отпуска закаленных деталей.

Лекция № 17

Жаропрочные стали и сплавы. Коррозионностойкие стали. Кислотостойкие стали и сплавы. Магнитные стали и сплавы. Электротехнические сплавы. Сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами. Материалы с памятью формы.

Жаропрочные стали и сплавы.

Различают жаростойкие и жаропрочные металлы и сплавы. Под жаростойкостью понимают способность сопротивляться окислению (окалиностойкость). Жаропрочными сталями и сплавами понимают материалы, обладающие повышенными механическими свойствами при повышенных температурах. В таких условиях прочность металла определяется двумя факторами - температурой и временем. Рис. 64.

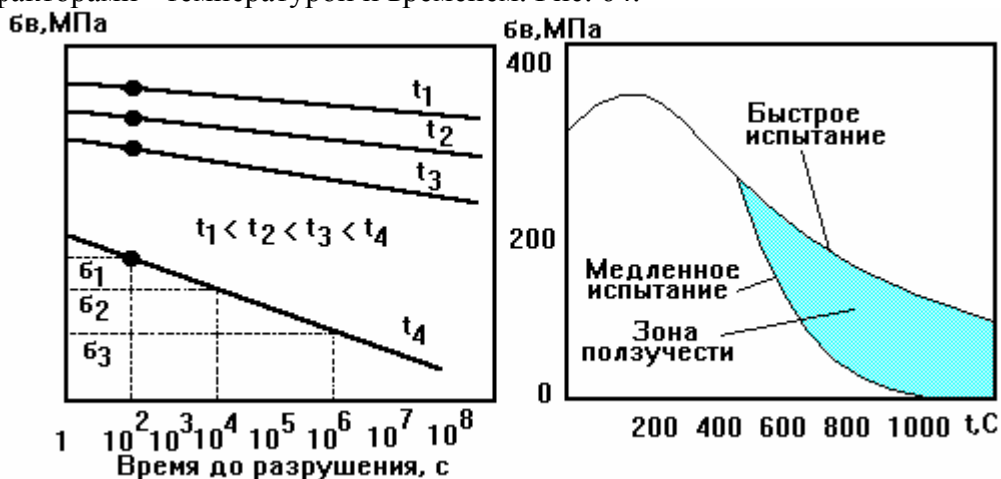


Рис. 64. Зависимость прочности от температуры испытаний.

Рис. 65. Предел прочности железа от температуры испытаний. Заштрихована область напряжений, вызывающая ползучесть.

При пониженной температуре t₁ прочность мало зависит от продолжительности воздействия нагрузки и при напряжении ниже бв разрушение практически не произойдет. Возрастание угла наклона прямых показывает, что при более высоких температурах зависимость эта существует.

При высоких температурах для оценки прочности используют предел прочности для данной температуры, когда разрушение будет иметь место после определенного воздействия - *длительная прочность*. Для железа и его сплавов прочность при 200 - 300 С выше прочности при комнатной температуре, а пластичность и вязкость ниже (на рис. 65 не показано). Это явление носит название *синеломкости*. Рис. 65. Нижняя кривая, которая начинается от 350 С, показывает прочность железа при чрезвычайно малой скорости испытания, верхняя кривая приведена для скоростей, обычных при испытании образцов (3..5 мм/мин). Температура 350 С для железа является температурой, выше которой металл приобретает заметную чувствительность к скорости деформирования. Если нагрузка превзойдет величины верхней кривой, тогда разрушение произойдет в процессе возрастания нагрузки. Если величина напряжения лежит ниже нижней кривой, тогда разрушения не будет. Напряжение, величина которого находится в заштрихованном интервале, деформирует металл во времени. Это явление называют *ползучестью*. Ползучесть определяют на специальных установках. Явление ползучести обнаруживается при температурах выше температуры рекристаллизации и при напряжениях выше предела упругости. Жаропрочные свойства определяются природой основного компонента (Е, Тпл, бв и т.п.), его легированием, режимами предшествующей ТО, приводящей сплав в то или иное структурное состояние. В качестве жаропрочных сплавов применяют твердые растворы с элементами, которые повышают температуру рекристаллизации и способные к упрочнению за счет дисперсионного твердения. Однако рост, т.е. коагуляция выделившихся частиц при работе длительное время при высокой температуре снимает эффект старения.

Жаропрочные материалы классифицируют на:

- жаропрочные перлитные и мартенситные стали 12ХМ, 15ХМ, 12Х1МФ, 12Х2МФСР, Х5ВФ, 15Х11МФ, 1Х12ВНМФ (ГОСТ 5520-79, 4543-71, 20072-74, 5632-72) - подвергаемые длительному механическому воздействию 200000 ч при температуре не выше 500 - 600 С. Кроме того, к ним принадлежат силхромы - Х6С, Х9С2, Х6СМ ГОСТ 5632 - 72, которые имеют высокую температуру начала заметного окисления (до 850 С) и используют для изготовления клапанов выпуска двигателей;

- аустенитные стали. Их применяют для изготовления клапанов двигателей, лопаток газовых турбин и других "горячих" деталей реактивных двигателей - 600 - 700 С. Аустенитные стали легируют хромом, определяющим окалиностойкость, и никелем, обеспечивающим устойчивость аустенита. Аустенитные стали разделяют на гомогенные (их чаще используют как жаропрочные и нержавеющие) и дисперсионно твердеющие. Последние проходят ТО - закалка 1050 - 1100 С и дисперсионное твердение - старение при 600 - 750 С. К первой группе принадлежат марки сталей - 09Х14Н16Б, 09Х14Н19В2БР, 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Б, 08Х23Н18, ко второй - 37Х12Н8Г8МФБ, 09Х14Н19В2БР, 4Х14Н14В2БР, ХН35ВТЮ (ГОСТ 5632 72).

- никелевые и кобальтовые жаропрочные сплавы. В случаях особых требований жаропрочности применяют преимущественно гомогенные (*нихромы и инконели*) и стареющие (*нимоники*) сплавы. Нимоники представляют собой четверной сплав Ni (ост.)- Cr (20%) - Ti (2 %) - Al (1%). После термообработки (закалки и старения) в сплаве образуются две когерентные фазы, лишь несколько отличающиеся параметрами из - за разного содержания алюминия, γ , γ' (до 40%), межатомное взаимодействие которых обеспечивает высокую жаропрочность (Нимоник 90, Нимоник 100 ГОСТ 5632 - 72). Нихромы представляют собой гомогенный сплав никеля и хрома с различными добавками. Гомогенный твердый раствор обладает меньшей прочностью и жаростойкостью (ХН77ТЮ, ХН77ТЮР, ХН70ВМТЮ ГОСТ 5632 - 72).

Коррозионностойкие стали.

Поверхностное разрушение металла под действием внешней среды называется *коррозией*. Введение в сталь >12% Cr скачкообразно придает ей коррозионную стойкость. Рис. 66.

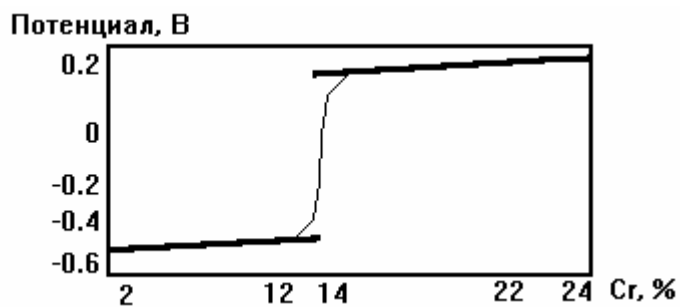


Рис. 66. Потенциал железохромистых сплавов.

Сплавы, содержащие менее 12 % Cr, практически столь же подвержены коррозии, как и простое железо. Сплавы, содержащие более 12 % Cr, ведут себя как благородные металлы (Au, Pt и т.п.), обладая положительным потенциалом, они не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде, в ряде кислот, солей и щелочей.

Коррозионно стойкие стали разделяют на:

- хромистые стали. Они применяются трех типов: с 3, 17 и 27 % Cr. В зависимости от состава принадлежат к ферритному, мартенситно - ферритному и мартенситному классам. Стали типа X13 применяются для бытовых назначений и в технике (лопатки гидро турбин, лопатки паровых турбин). Стали с низким содержанием углерода (087X13, 20X13) пластичны, из них штампуют детали. Стали 20X13 и 40X13 обладают высокой твердостью и повышенной прочностью. Стали с 17 % Cr обладают более высокой коррозионной стойкостью. Их можно применять как жаростойкие до 900 С. Присадка к ним Ni приводит к появлению $\alpha - \gamma$ превращения, протекающего не до конца, но дающего заметное упрочнение (сталь X17H2 - является высокопрочной). Стали с 25 - 28 % Cr применяются для деталей печей (муфели, чехлы термопар, реторты) при 1050 - 1100 С. Хромистые стали при определенных нагревах (450 и 700 С) чувствительны к охрупчиванию. Оно устранимо, если в стали менее 0.005% углерода. Такие стали называют *суперферритами*.

- хромоникелевые стали. Введение достаточного количества никеля в 18% хромистую сталь делает ее аустенитной, что обеспечивает лучшие механические свойства, меньшую склонность к росту зерна, а также более коррозионностойкой и не хладоломкой. Наибольшее распространение получили стали состава 18% Cr : 10% Ni. По структуре хромоникелевые стали делятся на:

- аустенитные стали с устойчивым аустенитом (12X18H10, 04X18H10, 17X18H9);
- аустенитно - мартенситные стали (возможно образование мартенсита при охлаждении на воздухе или при обработке холодом или при пластической деформации) (08X15H8Ю),
- аустенито - ферритные стали, здесь аустенит может быть устойчивым и неустойчивым (08X22H6Т, 12X22H5Т, 08X21H6M2Т).

В аустенитных сталях происходит выделение карбидов, что в неблагоприятных случаях может приводить к появлению *межкристаллитной коррозии*. Аустенитные стали также склонны к так называемой *коррозии под напряжением*. (На поверхности образца, находящегося под нагрузкой в коррозионной среде и имеющего внутренние остаточные напряжения образуются тонкие трещины, проходящие по телу зерна). Сохранение высоких антикоррозионных свойств достигают соблюдением режима ТО. Для аустенитных (и аустенитно - ферритных) сталей ТО - закалка в воду от 1050 -1100 С, для аустенитно - мартенситных - требуется дополнительная обработка холодом для перевода остаточного аустенита в мартенсит и последующий отпуск для дисперсионного твердения в α - фазе.

Для работы при низких отрицательных температурах применяют *криогенные стали и сплавы (до 5 К)*, одновременно являющиеся коррозионностойкими (аустенитные). Здесь наибольшее распространение получили марки сталей: 12X18H10, 12X18H20, 12X13АГ19.

Кислотостойкие стали и сплавы.

В производстве синтетических неметаллических материалов, удобрений, других химических продуктов для деталей машин и аппаратуры применяют более легированные стали и сплавы называемые *кислотостойкими*. Увеличение стойкости в кислотах дает присадка молибдена с медью при одновременном увеличении содержания никеля (06ХН28МДТ). Наибольшей кислотостойкостью обладает сплав *хастеллой* типа 80% Ni + 20% Мо. Сплавы данного типа имеют минимальное содержание углерода, вызывающего межкристаллитную коррозию. Сплав хастеллой может работать в 30% серной кислоте. При больших концентрациях и повышенных температурах работают лишь металлы молибден, ниобий, тантал и конструкционная керамика.

Магнитные стали и сплавы.

Магнитные стали и сплавы разделяются на две группы: магнитотвердые и магнитномягкие. Первые характеризуются большим значением коэрцитивной силы (H_c) и применяются для постоянных магнитов, вторые обладают низким значением H_c и малыми потерями на гистерезис (перемагничивание), применяются для сердечников трансформаторов и магнитопроводов. Природу магнитных явлений объясняет *теория доменов*.

Магнитотвердые стали и сплавы разделяют:

- углеродистые стали. У10 - У12, которые после закалки имеют $H_c = 60 \dots 65$ Э.
- хромистые стали. (1 % С и 1.5 ... 3 % Cr). Приблизительно те же свойства.
- кобальтовые стали (легированные дополнительно 15 % Со). $H_c = 100 \dots 170$ Э.
- сплавы Fe - Ni - Al (11 - 14 % Al, 22 - 34 % Ni, ост. Fe)- *альнико или ЮНДК*. $H_c = 400 \dots 500$ Э.

Сплавы альнико изготавливают методами порошковой металлургии. Высокие магнитные свойства получают, используя дисперсионнотвердеющие системы сплавов типа Fe - V - Со, Fe - Мо - Со. Однако кобальт и молибден являются остродефицитными металлами. Среди магнитных сталей широкое распространение получили марки EX3, EB6, EX5K5, EX9K15M2 ГОСТ 6862 - 71.

Магнитномягкие материалы разделяются на:

- техническое железо (очищенное от углерода и примесей). $H_c = 0.01 \dots 1$ Э.
- электротехническая сталь. Здесь высокая магнитная проницаемость и низкая H_c обеспечена легированием Si до 3% и специальной прокаткой и рекристаллизационными отжигами, позволяющими получить крупное ферритное зерно. Прокатка т.ж. создает текстуру (ориентирует зерна в направлении максимальной магнитной проницаемости). Текстурированная сталь называется трансформаторной, а нетекстурированная - динамной. В динамной стали нет анизотропии свойств и ее применяют для изготовления деталей электродвигателей переменного тока. Марки электротехнических сталей Э11, Э12 .. Э1200 ГОСТ 21473 - 75. *Первая цифра - содержание кремния, вторая уровень электротехнических свойств, "00" - холоднокатанная слаботекстурированная.*

- железоникелевые сплавы (пермалой) Ni около 78.5 %. Они имеют исключительно высокую начальную магнитную проницаемость, в 10 раз больше чистого Fe, что позволяет их использовать для работы в очень слабых магнитных полях (радио, телеметрия и т.п.). Кроме пермалоев применяют *гайперники* - 45 - 50 % Ni. Их преимущество в том, что они не требуют высокотемпературного нагрева в среде водорода, хотя уступают пермалоям.

К магнитномягким материалам принадлежат: альсиферы (Al - Si - Fe), перминвары (Ni - Со), термалой (легирование до 30 % Си), порошковые сплавы Fe - P, Fe - Si.

Магнитномягкие материалы изготавливаются преимущественно порошковой металлургией.

Особую группу образуют немагнитные стали, которые заменяют цветные металлы и обладают высокой конструкционной прочностью 55Г9Н9Х3 и 45Г17Ю3 (аустенитная структура).

Электротехнические сплавы.

Кроме магнитных материалов в технике применяют электротехнические сплавы. Они разделяются на сплавы с минимальным (проводники) и максимальным удельным электрическим сопротивлением (реостатные). Для проводников применяют чистые медь (бескислородные марки М0, М1 ГОСТ 859 - 78) и алюминий (техническая чистота А1 ... А6 ГОСТ 11069 - 74). Для особых случаев серебро или золото, как правило, в виде покрытия на проводниках из меди. Для изготовления сплавов с высоким омическим сопротивлением используют системы сплавов, образующих твердые растворы. Обычно это нихромы Х20Н80, Х15Н60 и фехраль Х13Ю4.

Сплавы с особыми тепловыми и упругими свойствами.

В ряде случаев требуются сплавы с самыми разнообразными свойствами, например, сплавы с коэффициентом линейного расширения, равным коэффициенту линейного расширения стекла, или с коэффициентом, равным нулю, а т.ж. с максимальным коэффициентом. Легируя железо разным количеством никеля, можно получить сплавы с различным коэффициентом линейного расширения. Сплав с 36% Ni называют *инваром* (неизменный), он практически не расширяется при нагреве. Если заменить часть никеля кобальтом получается сплав - *суперинвар* с еще меньшим коэффициентом теплового расширения. Сплав с 48% Ni имеет коэффициент линейного расширения как у стекла и платины, он получил название *платинита*. В ряде случаев требуется металл с постоянным, не изменяющимся с температурой модулями упругости (E, G), применяемый для деталей различных точных приборов. Такие сплавы называют *элинварами* (постоянная упругость), они содержат 36 % Ni, 8 % Cr, остальное - железо. Температурный коэффициент модуля нормальной упругости сплава Н35ХМВ настолько мал, что, например, обеспечивает температурную погрешность хода часов порядка 0.5 с в сутки на 1 С. Элинвары применяют в нагартованном состоянии, Н35ХМВ - после закалки с отпуском или закалки с последующей пластической деформацией.

Материалы с памятью формы.

(самостоятельная проработка)

Лекция № 18

Инструментальные материалы. Углеродистые и легированные стали. Быстрорежущие вольфрамсодержащие стали и их термическая обработка. Безвольфрамовые теплостойкие стали. Твердые сплавы. Твердые сплавы ВК, ТК, ТТК, ТН и др. Сверхтвердые материалы (алмазы и др.).

Инструментальные материалы.

Вообще инструментальными материалами называют класс материалов, который по своим физико - механическим свойствам (прочность, твердость, износостойкость, рабочая температура и т.п.) превосходит другие материалы, что позволяет их применять для обработки других (в первую очередь резанием и давлением).

Для режущего инструмента является характерным сохранение режущей кромки в течение длительного времени. У режущего инструмента работает на износ тонкая полоска металла при значительных давлениях. Она должна иметь высокую твердость (выше 60 HRC) и сохранять ее при длительном нагреве (*краснотойкость или теплостойкость стали*). Для измерительного инструмента также характерна высокая твердость и есть требования по стабильности размеров во времени и при изменении температуры. Штампы испытывают значительные тепловые и ударные нагрузки, распределенные как в кромках, так и в поверхности. Здесь важны вязкость и наилучшее сочетание ее с твердостью.

Инструментальные стали разделяют на четыре типа:

- пониженной прокаливаемости (преимущественно углеродистые);
- повышенной прокаливаемости (легированные);
- штамповые;
- быстрорежущие.

В особую группу входят твердые сплавы, работающие при максимальных скоростях резания и специфических давлениях обработки материалов, кроме того к ним принадлежат сверхтвердые материалы (алмазы, нитрид бора кубической модификации и т.п.).

Углеродистые и легированные стали.

Углеродистые инструментальные стали пониженной прокаливаемости объединяют в себя так же стали небольшим количеством легирующих элементов. Все эти стали закаляются в воде. Они применяются для изготовления инструмента некрупных сечений: плашки развертки, зубила, матрицы для холодной штамповки. К таким сталям принадлежат марки У7 ... У12 ГОСТ 1435 - 74, Х05, Х06, 65ХФ, 85ХФ ГОСТ 5950 - 73. Для такого инструмента выполняются правила: чем выше твердость (больше углерода, низкий отпуск), тем выше износостойчивость, но меньше прочность. К легированным инструментальным сталям повышенной прокаливаемости принадлежат стали, содержащие легирующие элементы в количестве 1 - 3 % и поэтому обладающие повышенной прокаливаемостью. В отличии от первой группы инструмент из таких сталей закаляют в масле или соли насквозь. В свою очередь легированные инструментальные стали подразделяются на три группы ГОСТ 5950 - 73:

- с присадкой 1 ... 1.5 % Cr, обеспечивающего повышение прокаливаемости, и кремния 0.35 ... 1.0 %, создающего устойчивость против отпуска Х, 9ХС, ХГСВФ;
- с повышенным содержанием марганца при нормальном содержании кремния. При закалке это приводит к увеличению количества остаточного аустенита и уменьшению деформации - малодеформирующиеся инструментальные ХГ, ХВГ;
- высокотвердые стали, легированные вольфрамом (HRC 67 ... 69) В1, ХВ5 - алмазная сталь (распиловка строительного и декоративного камня).

Карбидной фазой этих сталей является легированный цементит, коагуляция которого происходит медленнее, чем простого нелегированного. Инструментальные легированные стали применяют для изготовления сложного по форме инструмента.

Быстрорежущие вольфрамсодержащие стали и их термическая обработка.

Быстрорежущая сталь (высокая скорость резания) должна обладать высокой горячей твердостью и красностойкостью, обратимой и необратимой твердостью. Рис. 67. Рис. 68.

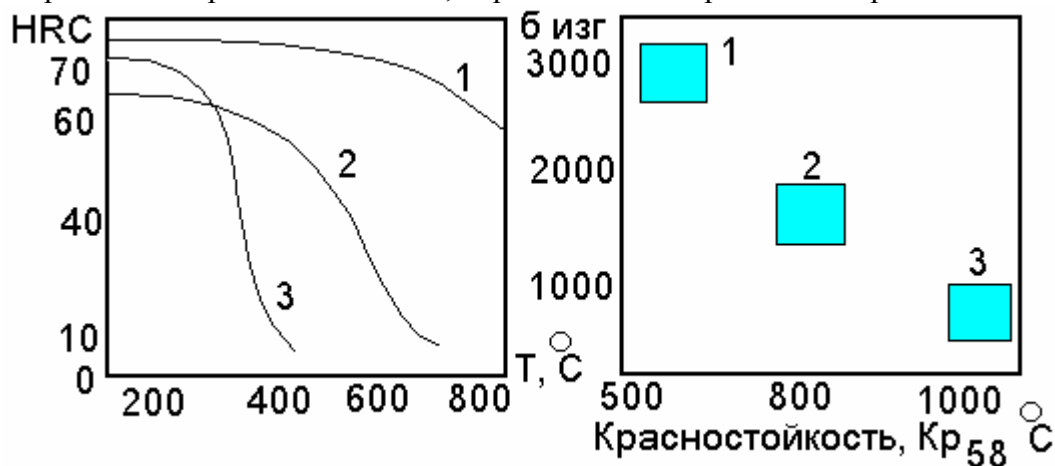


Рис. 67.

Рис. 68.

Рис. 67. Твердость инструментальных материалов в нагретом состоянии: 1 - твердый сплав, 2 - быстрорежущая сталь, 3 - углеродистая сталь.

Рис. 68. Прочность и красностойкость инструментальных материалов: 1 - быстрорежущая сталь; 2 - твердый сплав; 3 - минералокерамика.

Наибольшей производительностью при резании будет обладать твердый сплав. По прочности разные классы инструментальных сталей располагаются в обратном порядке. Красностойкость определяет, сколь долго такая твердость сохраняется, поскольку при этих рабочих температурах происходят процессы коагуляции карбидов, снижающих твердость. Для сохранения горячей твердости и красностойкости необходимо, чтобы не изменялась твердость при нагреве. Это достигают легированием стали карбидообразующими элементами (вольфрам, молибден, хром, ванадий) в количестве связывающим почти весь углерод в специальные карбиды, переходящие в раствор при закалке. Чем выше температура закалки (1200 - 1280 °C), тем выше красностойкость. Быстрорежущие стали обозначают буквой "P" - рапид (скорость). ГОСТ 19265 - 73. P6M5 (0.9 % C, 6 % W, 5 % Cr, 2 % V) P9, P18, P3M3Ф2, P6M5K5. В связи с дефицитностью вольфрама марка P6M5 заменяется безвольфрамовыми сталями P0M5Ф1 (0.9 % C, 5 % Mo, 1.5 % V) и P0M2Ф3. В таких сталях точка Мк лежит выше комнатной температуры, что дает после закалки большой процент остаточного аустенита. Для превращения остаточного аустенита в мартенсит проводят обработку холодом или многократный низкий отпуск, создающий *мартенсит отпуска*. В некоторых случаях инструмент подвергают низкотемпературному цианированию или напылению нитридом титана для улучшения режущих свойств. Основные недостатки быстрорежущих сталей - нафталинистый излом и карбидная ликвация. Первый избегают применяя предварительный высокотемпературный отжиг. Второй специальными приемамиковки, дробящими карбидную сетку. в быстрорежущих сталях изготовленных порошковой металлургией карбидная ликвация отсутствует.

Безвольфрамовые теплостойкие стали.

Безвольфрамовые теплостойкие стали нашли применение для изготовления разнообразных штампов. Штамповые стали должны обладать сочетанием определенных свойств, например, жаропрочность, теплостойкость, термостойкость, вязкость, прокаливаемость, отпускная хрупкость, слипаемость. Штамповые стали делятся на две группы: деформирующие металл в холодном и горячем состоянии. Инструмент для холодного процесса должен иметь твердость не ниже 58 HRC. Для их изготовления применяют стали У10 ... У12 (простые сечения) и Х или ШХ15 для сложных сечений при требовании повышенной прокаливаемости. Валки прокатных станов для холодного деформирования изготавливают из 9Х. Для инструментов ударного деформирования в холодном состоянии применяют марки 4ХС, 6ХС, 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С ГОСТ 5950 - 73. Для обработки давлением при относительно невысоком нагреве (накатные плашки, ролики, фильеры для волочения и др.) применяют высокохромистые стали (12% Сг при 1 - 1.5 % С), что приводит к образованию большого числа карбидов Сг₇С₃. Эти стали обладают высокой износоустойчивостью, повышенной теплопроводностью, малой деформируемостью при термической обработке и некоторыми другими особыми свойствами. По своей природе стали типа Х12 похожи на быстрорежущие. Закаляются от температур 1050 - 1150 С, при этом с высоких получают высокую красностойкость, а во втором - наибольшую прочность. Наиболее распространены марки Х12, Х12М, Х12Ф1, Х6ВФ ГОСТ 5950 - 73. Для работы штампов при высоких температурах (600 С) или в тяжелых условиях работы - с высокой производительностью, штамповка деталей больших размеров, глубокая вытяжка или сложная конфигурация детали, применяют легированные инструментальные стали 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХНСВ (ГОСТ 5950 - 73), а для динамических условий работы, например, штампы горизонтально - ковочных машин - марки 30Х2В8Ф, 4Х5В2ФС, 4Х5В5ФМ, 4Х3В2М2Ф2 (ГОСТ 5950 - 73). Первая группа стали имеет большую вязкость, но способна работать при меньших температурах. Наиболее распространенной термической обработкой таких сталей является закалка от 1050 С в масле и низкого отпуска.

Твердые сплавы. Твердые сплавы ВК, ТК, ТТК, ТН и др.

Для скоростного резания металлов применяют инструмент, оснащенный твердым сплавом. ТС изготавливают в виде пластин различного профиля и сечения методами порошковой металлургии. Для этого используют смеси порошков карбида вольфрама и кобальта, которые прессуют в формах, а затем спекают в водороде до получения компактного изделия. Готовые пластины соединяют пайкой с державкой режущего инструмента. Твердость ТС достигает 92 HRA. Структура ТС представляет собой два сложно переплетенных каркаса из карбида вольфрама и кобальта, с растворенным в нем карбидом вольфрама. Этой особенностью структуры объясняется уникальное сочетание высокой твердости и упругости ТС. ТС по химическому составу разделяют на вольфрамовые, титановольфрамовые, титановые и танталовольфрамовые карбидовые сплавы. Введение титана и других элементов обусловлено стремлением сократить дефицит вольфрама. Введение металла связи - кобальта в ТС повышает сопротивление изгибу, но снижает твердость. ТС применяются не только для изготовления режущих пластин, но и для деталей вырубных и высочных штампов (ВК8), элементов пресс - форм порошковой металлургии.

Марка	WC	TiC	Co	Сопротивление изгибу, Мпа	Плотность, Г/См ³	Твердость HRA
ВК2	98		2	1000	15.0 - 15.4	90
T5K10	85	5	10	1150	12.3 - 13.2	88.5
T30K6	66	30	4	90	9.5 -9.8	92

Сверхтвердые материалы (алмазы и др.).

В промышленности применяют инструменты из таких твердых веществ, как алмаз, нитрид бора, окись алюминия и нитрид кремния, в монокристаллической форме или в виде порошков и спеков порошков, в качестве лезвийного инструмента, шлифовальных кругов, суспензий и паст и др. Алмазы применяются в монокристаллической форме для изготовления фильер волочения тонкой проволоки и резцов, пил скоростной обработки цветных металлов, пластмасс, минералов и полупроводников. В виде порошков алмазы используются как абразивный наполнитель в спеченных порошковых материалах с металлической матрицей из бронзы, латуни, мельхиора для изготовления сверхтонких отрезных кругов. Режущий инструмент на основе нитрида бора кубической модификации обычно получают из поликристаллических спеков (эльбор - Р) в виде пластин разнообразного профиля. Эльбор - Р в ряде случаев успешно заменяет твердый сплав и минералокерамику, особенно при точении чугуна и стали. Из вюрцитной модификации нитрида бора получают сверхтвердый материал гексанит - Р. Гексанит - Р является самым износостойким материалом, хотя уступает эльбору при непрерывном точении особо твердых закаленных сталей. Типичным представителем инструментальной минералокерамики является материал на основе оксида алюминия. Повышение режущих свойств минералокерамики достигается введением в состав других тугоплавких и твердых соединений. Широко применяют марки ВОК - 3 или В - 3. В состав последней входит карбид титана. Материал имеет твердость Нм = 30 - 33 Гпа, бсж = 1 - 1,8 Гпа, би = 0,3 - 0,5 Гпа, термостоек до 1500 С. Минералокерамика всех видов имеет повышенную хрупкость и поэтому находит применение в условиях непрерывного чистового или получистового точения отбеленных чугунов. Для обработки термически необработанных чугуна и стали в условиях непрерывного точения применяют силинит - Р - минералокерамику на основе нитрида кремния (до 97 %). Он имеет ту же твердость, но вдвое большую прочность при сжатии и растяжении чем В - 3. Минералокерамика изготавливается порошковой металлургией. В качестве металла - связки используют железо, кобальт и тугоплавкие металлы.

Лекция № 19

Цветные металлы и сплавы. Сплавы алюминиевые деформированные и литейные. Закалка и старение. Модулированные структуры.

Цветные металлы и сплавы.

Цветные металлы и сплавы разделяют на группы: легкие металлы и сплавы (с плотностью 3.0 г/см^3 Al, Mg, Be); медные сплавы и специальные цветные сплавы - мельхиор, незильбер, драгоценные сплавы и т.п.. В настоящее время к сплавам первой группы относят сплавы титана. Производство цветных металлов непрерывно увеличивается. К важнейшим для машиностроения цветным металлам относят алюминий, медь, никель, хром, свинец и олово. Табл.

Физико - механические свойства важнейших цветных металлов.

Элемент	Плотность, г/см ³	Тпл, С	Тип крист. решетки	Удельная теплоемкость при 20 С кал/г	Удел. электр. сопр. ом см 10^6	E ₆ 10 МПа	G ₆ 10 МПа	бв, МПа	δ, %	НВ
Al	2.703	660	гцк	0.274	2.62	0.77	0.276			16
Be	2.34	1284	гпу	0.508	17.6	-	-			110
Mg	1.74	651	гпу	0.243	4.47	0.43	0.17			30 - 40
Cu	8.95	1083	гцк	0.0951	1.55	1.17	0.45	220	54	37 - 42
Ti	4.5	1725	гпу	0.13	47.5	1.17	-			160
Ni	8.9	1455	гцк	0.1065	7.24	2.2	0.73			73
Pb	11.34	327	гцк	0.0309	18.8	0.18	0.075			3.8-4.2
Cr	7.2	1800	оцк/гпу	0.106	15.25	-	-			70 - 90

Сплавы алюминиевые деформированные и литейные.

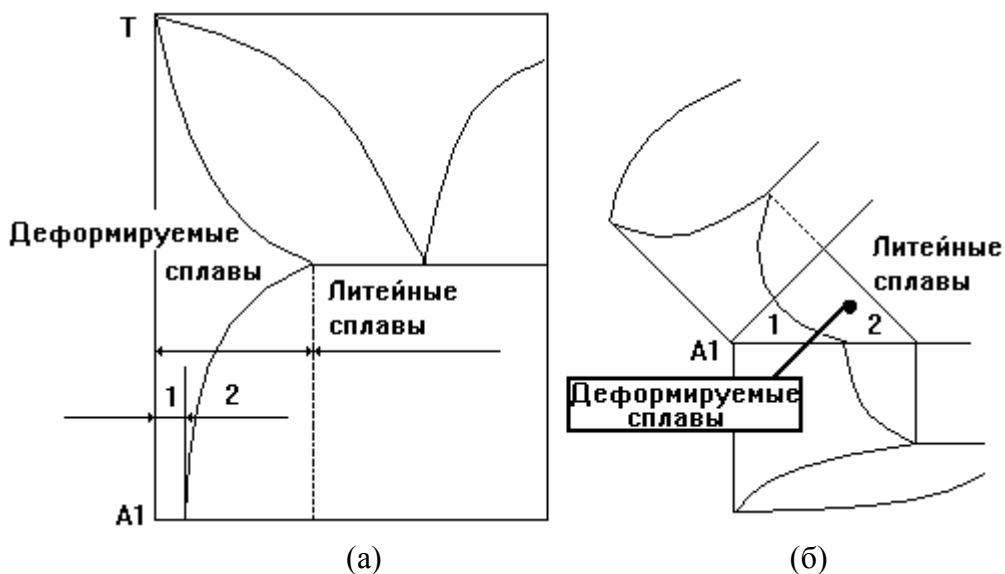


Рис. 69. Классификация алюминиевых сплавов по диаграмме состояния: а - двойная система, б - тройная система. 1 - сплавы не упрочняемые термической обработкой, 2 - сплавы упрочняемые термической обработкой.

Сплавы алюминиевые разделяют на деформированные (применяемые в кованном, прессованном и катанном виде) и литейные. Границу между двумя группами определяет предел насыщения твердого раствора при эвтектической температуре. Рис. 69. Наличие эвтектической структуры резко уменьшает пластичность, способность прессовываться, коваться и при некотором содержании эвтектики (обычно небольшом) такая обработка становится не осуществимой. Однако сплавы эвтектического состава (до 15 ... 20 % по объему) имеют высокую жидкотекучесть и в литейном производстве имеют наибольшее применение. Деформируемые сплавы подразделяются на упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой. Теоретически границей между этими сплавами должен быть предел насыщения твердого раствора при комнатной температуре, но практически сплавы, содержащие легирующие элементы в количестве немного больше этого предела, не упрочняются при термической из - за малого количества упрочняющей фазы. Деформируемые сплавы отличаются высокой пластичностью и применяются для изделий изготавливаемых глубокой штамповкой. К ним относят сплавы АМц (Al - Mn) и АМг (Al - Mg). Марганец повышает коррозионную стойкость алюминиевых сплавов, а магний, кроме того, снижает плотность алюминиевых сплавов и увеличивает прочность без изменения пластичности. К наиболее распространенным сплавам, применяемым в деформированном виде и упрочняемым ТО, принадлежит дюралюминий. (Д1 ... Д16). Система Al - Cu - Mg. Если дюралюминий применяют в кованном состоянии то его обозначают АК1..4. Высокопрочным дюралюминием являются четверные сплавы Al - Mg - Cu - Zn. Обозначаются В95. Для фасонного литья применяют *силумины* - сплавы алюминия с большим содержанием кремния (12 - 13 % Si - заэвтектический сплав). Силумины упрочняются ТО. Обозначаются АЛ1 ... АЛ8. Есть детали, изготавливаемые отливкой или штамповкой из алюминиевых сплавов, которые работают при температурах порядка 200 - 350 С, например, поршень, цилиндр двигателя внутреннего сгорания. Применяемые для этих целей алюминиевые сплавы легируют Cu, Mn, Ni, Fe, Ti. Жаропрочность литейного алюминиевого сплава обусловлена образованием при кристаллизации жесткого каркаса из соединений Mg_2Si и $Al_xCu_x(Fe,Ni)_z$. Свойства алюминиевых сплавов показаны в таблице.

Физико - механические свойства промышленных алюминиевых сплавов

Марка	Состояние	бв, Мпа	б _{0.2} , Мпа	δ, %
Д16	Отжиг	220	110	18
Д16	Закалка + Старение	540	400	11
В95	Закалка + Старение	500	450	12
АК8	Закалка + Старение	460	-	10
АЛ8	Литье в землю + Закалка	300	170	12
АЛ8	Литье в кокиль + Закалка	330	180	15

Закалка и старение.

Наибольший интерес как для теории так и для практики ТО представляет тепловая обработка алюминиевых сплавов. Обычная ТО алюминиевых сплавов закалка и старение. Алюминий не имеет полиморфных превращений. Закалка необходима для перевода избыточной фазы в твердый раствор. Рис. 69 а. Гомогенный твердый раствор, полученный закалкой, распадается уже при комнатной температуре. Если закаленный сплав подвергнуть

нагреву при температурах даже значительно меньших закалочных, то процесс распада резко ускорится. Операция тепловой обработки, проводимая после закалки на пересыщенный твердый раствор алюминиевого сплава называется старением. Рентгеноструктурное исследование процесса старения показало, что при старении, когда сплав достигает максимальной прочности, избыточная фаза отсутствует. В начальный период старения в пересыщенном твердом растворе атомы второго компонента (атомы меди), расположенные в свежезакаленном сплаве в случайных местах, собираются в определенных местах кристаллической решетки. В результате внутри кристалла образуются зоны повышенной концентрации растворенного компонента, так называемые зоны *Гинье - Престона*.

По имени французского (Гинье) и английского (Престон) ученых, одновременно (1938 г) обнаруживших процессы при старении дюралюминия.

Атомы меди на этой стадии старения из раствора не выделились, поэтому среднее значение параметра решетки не изменилось. Однако в местах повышенной концентрации второго компонента параметр должен быть иной, чем в обедненных местах, это создает большие напряжения в кристалле и дробит блоки мозаики, что и приводит к повышенной твердости. Зоны Г.П. представляют собой тонкие пластинчатые, дискообразные образования толщиной в несколько атомных слоев и протяженностью в несколько десятков атомных слоев. содержание меди в них повышенное, но не отвечает формуле CuAl_2 . Зоны Г.П. при нагреве и выдержке увеличиваются в размере. Этот процесс называют *зонным старением*. После образования крупных зон Г.П., например, после выдержки при температуре 100 С, происходит их превращение в θ' фазу, имеющую отличие кристаллической решетки как от твердого раствора, так и стабильной фазы CuAl_2 , и когерентно связанную с исходным твердым раствором. Этот процесс называют *фазовым старением*. Дальнейший нагрев преобразует θ' - фазу в стабильную θ - фазу (CuAl_2) и происходит ее коагуляция. Укрупнение CuAl_2 приводит к потере оптимального комплекса физико - механических свойств. Перечисленные процессы происходят в течение длительного времени и при комнатной температуре, исключение составляет процесс укрупнения CuAl_2 - кристаллов, для чего требуется нагрев 200 - 350 С.

Лекция № 20

Латуни. Бронзы оловянные, алюминиевые и др. Модулированные структуры. Магний и магниевые сплавы. Титан и его сплавы. Бериллий. Антифрикционные материалы. Строение, свойства и применение.

Латуни.

Практическое применение имеют медные сплавы с содержанием цинка до 45%, которые называются *ЛАТУНЯМИ*. ГОСТ 17711 - 80. Диаграмма состояния медь - цинк составлена из пяти простых перетектических диаграмм. При комнатной температуре практически применяемые латуни либо состоят из одних α - кристаллов, либо являются смесью α - и β - кристаллов. Механические свойства сплавов Cu - Zn в зависимости от содержания цинка приведены на рис. 70.

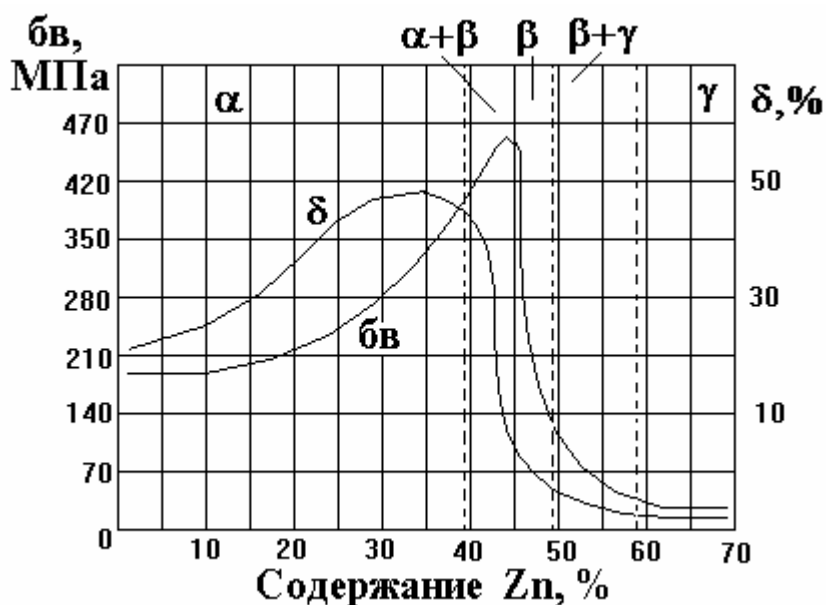


Рис. 70. Механические свойства сплавов Cu - Zn.

Цинк повышает прочность и пластичность сплава. Максимальной пластичностью обладает сплав с 30 % Zn. Переход через границу однофазной области (39% Zn) резко снижает пластичность; β - латунь обладает максимальной прочностью (бв = 400 МПа) при относительно низкой для латуней пластичности ($\delta=7\%$); γ - латунь является весьма хрупкой. Литейные свойства латуней характеризуются малой склонностью к ликвации, хорошей жидкотекучестью, большей усадкой. α - латуни легко поддаются пластической деформации, поэтому из них изготавливают различный прокат Л62, Л68. Латуни маркируют буквой Л, цифры обозначают среднее содержание меди в сплаве. $\alpha + \beta$ - латуни имеют высокую обрабатываемость резанием, наиболее распространена марка Л59. Для улучшения обрабатываемости резанием в латунь вводят свинец. Латунь марки ЛС59 содержит около 40% Zn и 1...2 % Pb, она называется автоматной. Олово в латунях добавляют для придания сплаву сопротивления коррозии в морской воде - морская латунь, алюминий и никель для повышения механических свойств. Механическая прочность не высока. Для α - латуней бв = 300 МПа, $\delta = 40\%$. $\alpha + \beta$ - латуни имеют более высокую прочность, но меньшую пластичность бв = 350 МПа, $\delta = 20\%$.

Бронзы оловянные, алюминиевые и др. Модулированные структуры.

Бронзами принято называть сплавы на основе системы медь - олово, в которых цинк и никель не являются основными легирующими компонентами. Диаграмма Cu - Sn представляет собой комбинацию нескольких перетектических диаграмм. Влияние олова на механические свойства меди аналогично влиянию цинка, но проявляется более резко. Уже при 5 % Sn пластичность начинает падать. Рис. 71.

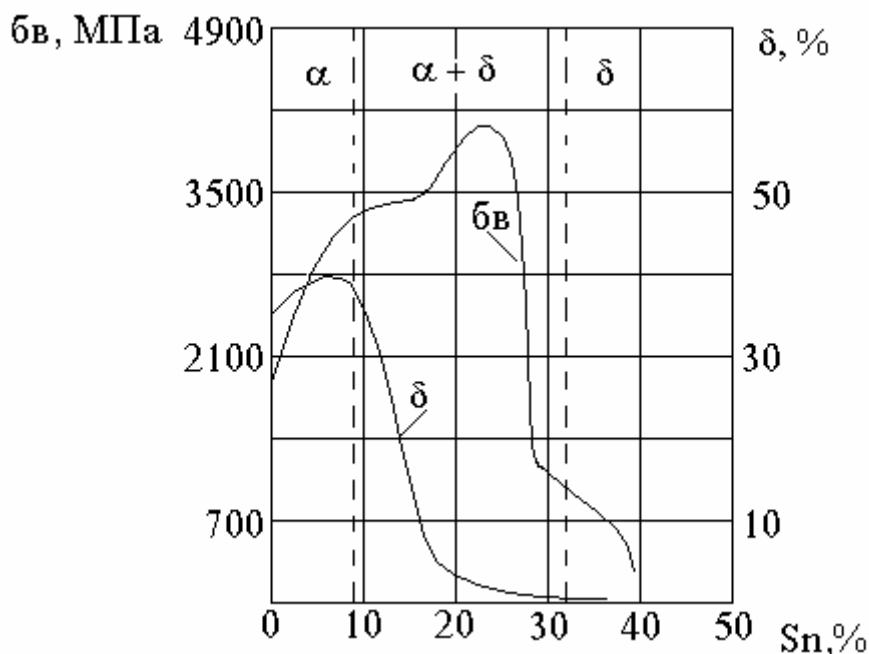


Рис. 71. Механические свойства сплавов Cu - Sn.

Бронза содержащая более 5...6% олова не прокатывается и некуется, ее применяют в литом виде. Бронза обладает высокими литейными свойствами: малая усадка - всего 1%, благодаря чему бронзы применяют для художественного литья. Бронза не дает концентрированной усадочной раковины, в ней велика рассеянная пористость, поэтому для отливок высокой плотности она не годится. В литой бронзе наличие включений твердого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истерания, поэтому бронза с 10% олова является лучшим подшипниковым материалом. Высокая химическая стойкость бронз является главным критерием из-за которого они применяются как материалы паровой и топливной аппаратуры. Главное применение бронз - сложные отливки, вкладыши подшипников. Для удешевления бронз в них добавляют цинк 5...10%. Он не оказывает влияния на свойства. Обрабатываемость резанием увеличивают добавкой 3 - 5 % свинца. Фосфор вводят в бронзу как раскислитель, он устраняет хрупкие включения окиси олова, если фосфора более 1 % ее называют фосфорной. Легированные бронзы превосходят простую оловянистую в отношениях:

- по механическим свойствам - алюминиевая и кремнистая,
- по химической стойкости - алюминиевая,
- по жидкотекучести - кремнецинковая,
- по антифрикционным свойствам - свинцовистая,
- по твердости и упругости бериллевая. При старении бериллевой бронзы частицы выделяющейся фазы CuBe располагаются в матрице - пересыщенном - твердом растворе не беспорядочно, а регулярно, образуя так называемую *модулированную или квазипериодическую структуру*. При образовании такой структуры частицы выделяющейся фазы формируют объемноцентрированную тетрагональную макрорешетку. Образование таких регулярных

структур происходит во многих сплавах и сталях, испытывающих старение, эвтектоидный распад, упорядочение. Причиной такого процесса является взаимодействие полей упругих деформаций, создаваемых в матрице на стадии выделения частиц второй фазы.

Магний и магниевые сплавы.

Среди промышленных металлов магний обладает наименьшей плотностью 1.74 г/см^3 , что определило его главное применение в авиации. Магний малой прочностью и пластичностью, неустойчив против коррозии. Широкое распространение имеют сплавы магния с алюминием, цинком и марганцем, растворяющимся в нем. ТО сплавов магния не приводит к существенному изменению свойств, поэтому часто ограничиваются одной закалкой, при которой за счет гомогенизации и растворения пограничных выделений заметно повышаются пластические свойства. Сплавы магния подразделяются на деформируемые (МА) и литейные (МЛ). Табл.

Механические свойства деформируемых сплавов.

Сплав	Состояние	бв, МПа	б _{0.2} , МПа	δ, %
МА1	Отожженное	210	120	8
МА2	Отожженное	280	180	10
МА5	Отожженное	320	220	14
МА10	Закалка + старение	430	300	6
МЛ2	Без ТО	120	35	4
МЛ3	Без ТО	180	55	8
МЛ4	Без ТО	180	95	5
МЛ4	Закалка + старение	250	120	4
МЛ5	Без ТО	160	110	1.5
МЛ5	Закалка + старение	260	150	2
МЛ10	Закалка + старение	220	125	5
МЛ12	Закалка + старение	270	180	6

Бериллий.

Основное применение бериллия - атомная техника, однако благодаря малой плотности 1.8 г/см^3 , высокими модулю упругости и прочности, размерной стабильности и стойкости в ряде сред он находит применение как авиационный материал. Бериллий весьма дорог, однако его применение сокращает массу машин во много раз. Изделия из бериллия изготавливают методами порошковой металлургии горячей пластической деформацией после формования и спекания порошка. Механические свойства бериллия примерно таковы: бв = 250 МПа, δ = 1%. Текстура вдоль направления деформации создает прочность (бв) 700 МПа, а пластичность (δ) 10 %. Наличие мелкого зерна также резко повышает механические свойства. Обычная ТО бериллия отжиги: для снятия внутренних напряжений 600 С, и рекристаллизационный 800 С. Для бериллия необычайно высокое значение Трекр/Тпл = 0,6. Кроме того бериллий обладает полиморфным превращением при 1250 С, но переохладить высокотемпературную модификацию не удастся ни легированием, ни быстрым охлаждением. Наличие кислорода в бериллии улучшает его свойства (для других металлов кислород - вредная примесь). В тоже время, достаточно иметь 0.001 % Si, как бериллий становится совершенно хрупким. Среди

сплавов бериллия находит распространение сплав Be + 4...5 % Cu. Медь устраняет выраженную анизотропию.

Титан и его сплавы.

Титан обладает низкой плотностью, высокими прочностью и коррозионной стойкостью. Охрупчивается водородом, чувствителен к содержанию примесей, из-за которых резко теряет пластические свойства. Преимущественное применение титан получил в авиа- и ракетостроении, морском судостроении. Технический титан технологичный металл. Из него изготавливают различные полуфабрикаты. Он хорошо деформируется и сваривается. $\sigma_{\text{в}} = 600 \dots 700$ МПа. Марки BT1-0, BT1-00. Обладает полиморфным превращением. $\alpha \leftrightarrow \beta$. При закалке титановых сплавов образуется мартенситная структура игольчатого строения. Легирующие элементы Al, O, N, C в титановом сплаве расширяют α - область (α - стабилизаторы), а V, Cr, Fe, Ni, Cu, Zr, Nb, Mo, Sn - β - область (β - стабилизаторы). Титановые сплавы разделяют на α , β , $\alpha+\beta$ сплавы. α - сплавы сравнительно мало пластичны и охрупчиваются при ТО. β - сплавы наиболее пластичны, но наименее прочны, не испытывают полиморфных превращений, $\alpha+\beta$ сплавы - более прочные, чем однофазные, хорошо деформируются, обрабатываются ТО (закалка и старение, азотирование) и слабо охрупчиваются. Механические свойства промышленных титановых сплавов приведены в таблице.

Механические свойства промышленных титановых сплавов и содержание легирующих элементов в них. Таблица.

Марка	Тип сплава	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	ан, кДж/м ²	Al, %	Mo, %	Mn, %	V, %
BT4	α	780-880	675-780	15-22	20-30	-	4.5-6	-	0.8-2	-
OT4	α	675-835	540-635	15-40	25-55	350-650	3.5-5	-	0.8-2	
BT6	$\alpha+\beta$	880-980	780-880	8-13	30-45	400-800	5.5-7	-	-	5.5-7
BT8	$\alpha+\beta$	1030-1150	930-1075	9-15	30-55	300-600	6-7.3	2.8-4	-	0.3% Cr

Антифрикционные материалы. Строение, свойства и применение.

Антифрикционными называются материалы с низким коэффициентом трения. Основными антифрикционными материалами являются серые чугуны, бронзы, баббиты, материалы на основе полимеров и металлических порошков с твердыми смазками. Основное требование к структуре антифрикционных материалов ее специфическая "неоднородность" - мягкая структура, в которую вкраплены твердые и мягкие включения. Мягкие составляющие вырабатываются и смазывают вал, твердые - его удерживают.

В конструкциях с парой трения - **скольжением** применение имеют баббиты - антифрикционные сплавы олова и свинца с медью и сурьмой с низким коэффициентом трения. Существуют баббиты оловянные и свинцовые ГОСТ 1320 - 74 и кальциевые ГОСТ 1209 - 78. Оловянные баббиты содержат кроме олова, 8 - 10 % сурьмы и 3...6 % меди. Марки Б88, Б83, Б83С (1% Pb). Цифры содержание олова в %. Оловянные баббиты используют для изготовления подшипников, работающих преимущественно в тяжелых условиях и при больших окружных скоростях. Свинцовистые баббиты содержат дополнительно Sb, Sn, Cu, а отдельные марки - Ni, K, Al. Б16, БН, БС6, БКА, БК2.

В настоящее время в машиностроении широкое распространение получают порошковые спеченные антифрикционные материалы на основе медной и стальных матриц. В композиции вводят различные добавки - фтористый кальций, графит, турбостратный нитрид бора,

обладающие смазывающими и противозадирными свойствами. Сформированная спеканием пористая структура позволяет в поровых каналах удерживать масла и жидкие смазки. Все это делает их наиболее эффективными материалами для замены дорогих бронзовых и баббитовых металлических антифрикционных сплавов. Среди неметаллических материалов для изготовления деталей пар трения применяют гетинакс и текстолит. Структура их включает твердые нити или пленки армирующей фазы, например, стеклянных волокон, которые позволяют работать текстолитам в паре трения со сталью.

Лекция № 21

Порошковые металлические материалы. Порошковые стали. Антифрикционные материалы. Фрикционные материалы. Пористые материалы.

Порошковые металлические материалы.

Порошковыми металлическими материалами называют спеченные материалы, изготовленные методом приготовления порошковой шихты, формования и спекания. *Рождение дисперсного метода, где впервые было применено прессование порошка, исторически связывают с работой русского ученого П.Г. Соболевского, опубликованной в "Горном журнале" 1827 года, названной им об очищении и обработке сырой платины". Соболевский предложил технологию переработки самородно платины путем растворения ее в смеси соляной и азотной кислоты, осаждения хлорплатината аммония, прокаливании осадка для получения платинового порошка и последующие прессование и спекание. На монетном дворе по этой технологии было изготовлено номиналов на сумму 4 млн. рублей (1826 - 1844) годы.*

Порошковые металлические объединяют в себя твердые сплавы, дисперсноупрочненные композиты, анти- и фрикционные материалы, порошковые стали, спеченные цветные металлы, пористые металлические материалы.

Порошковые стали.

Спеченные детали изготавливаются из смесей порошков железа с легирующими порошками и порошков углеродистых и легированных сталей. Стали порошковые и изделия из них получают холодным прессованием и спеканием, двойным прессованием и спеканием, горячим прессованием, горячей штамповкой. ТО проводится только в защитных средах. Охлаждение рекомендуется проводить в масле или воде для исключения окисления. Для повышения коррозионной стойкости поверхности проводят операции воронения и фосфотации, парогазоокислирования. Углеродистая порошковая сталь общемашиностроительного применения после закалки и низкого отпуска служит заменителем сталей марок 40, 50, 55пп и т.п. для деталей станков и машин работающих при умеренном нагружении без нагрузок смятия. Углеродистая порошковая легированная медью сталь общемашиностроительного применения используется как заменитель сталей марок 40, 50, 55пп, 65, 65Г, 15Х, 40Г2, 30Г2 в состоянии поставки и после нормализации и сталей обыкновенного качества для экономии металла переводимого в стружку. В порошковой стали легированной медью до 3% при контролируемом охлаждении в агрегатах спекания достигают структуры, способной выделять E-фазу при старении. Примечание: при охлаждении сплавов железа, содержащих медь, идут три инвариантные реакции: перетектические при 1484 и 1094 С и эвтектоидная при 850 С. Продуктами последней являются E-фаза (Г.Ц.К. Cu с небольшим количеством растворенного в ней Fe) и α -Fe (феррит) с малым количеством растворенной в ней Cu. Максимальная растворимость Cu в α -Fe 2,1 % (ат.) при 850 С ; падение растворимости Cu с уменьшением температуры дает возможность использовать в дальнейшем упрочнение за счет выделения частиц второй фазы и старения. Для системы Fe-Cu-C характерна обширная область несмешиваемости в жидком состоянии, связанная с добавками к системе Fe-Cu малых количеств графита. Cu влияет на стабильные и метастабильные двойные эвтектики. Углеродистая порошковая легированная хромом и молибденом сталь используется заменитель сталей марок 40, 50, 55пп, 65, 65Г, 15Х, 40Г2, 30Г2, 20Х, 20ХНР, 20Н2М. В порошковой стали с Cr и Mo при контролируемом охлаждении в агрегатах спекания достигают структуры легированного феррита с равномерно распределенной карбидной фазой. Структурно свободный графит не выявляется. В стали снижается порог хладноломкости и увеличивается прокаливаемость, коррозионная стойкость. Легированные хромом и молибденом стали мало чувствительны к перегреву. В порошковой стали с никелем до 3% при контролируемом

охлаждении в агрегатах спекания достигают структуры легированного феррита. Никель в стали снижает порог хладноломкости и увеличивает прокаливаемость, пластичность и коррозионную стойкость. Система железо-никель характеризуется неограниченной растворимостью. Например, марка СПНЗ-4 применяется после закалки и низкого отпуска, как заменитель сталей марок 40, 50, 55пп, 40Г2, 15Х и т.п. для деталей станков и машин работающих при среднем нагружении без нагрузок смятия. В основном спеченные материалы применимы, как детали небольших сечений с линейной осью симметрии: втулки, шестерни, кольца, сухари ; применение для валов и осей не обнаружено. В случае пропитки пор маслом может быть использована в узлах труднодоступной смазки. Наибольшие габариты формуемых деталей массового производства не более 120 мм. Коэффициент использования металла при применении технологии порошковой металлургии не менее 95%. Порошковые стали также бывают мартенситостареющие, коррозионностойкие и магнитные.

Механические свойства порошковых сталей.

Таблица.

Марка	бв, МПа	δ, %	ψ, %	а _н , не менее кДж/м ²	Е, Гпа не менее	НВ, МПа
СП30-3	200	12	25	500	150	800-900
СП90-3	300	6	20	300	160	1000-1200
СП30ДЗ-3	280	6	20	400	150	900-1000
СП90ДЗ-3	420	4	15	300	150	1000-1200
СП60НЗ-3	300	8	15	800	150	1300-1500
СП50ХМ2-3	580	8	15	500	160	1700-2000
СП60ХНЗМ-4	720	10	25	450	200	1900-2100
СПН11М5ТЮ	2200	8	30	-	-	-
СПХ18Н15	478-535	22-43	-	20 - 29	-	-

Цифра через дефис в марке обозначает подгруппу плотности порошковой стали: 3 - пористость 9-2%; плотность 7200-7700 кг/м³.

Характерным структурным элементом порошковых сталей (материалов) является пора. Увеличение пористости приводит к снижению плотности, прочности, отчасти снижает ударную вязкость. Детальное исследование свойств спеченных материалов показывает, что многие характеристики не имеют монотонного характера в своем изменении от пористости. Например, известно немонотонное изменение трещиностойкости и ударной

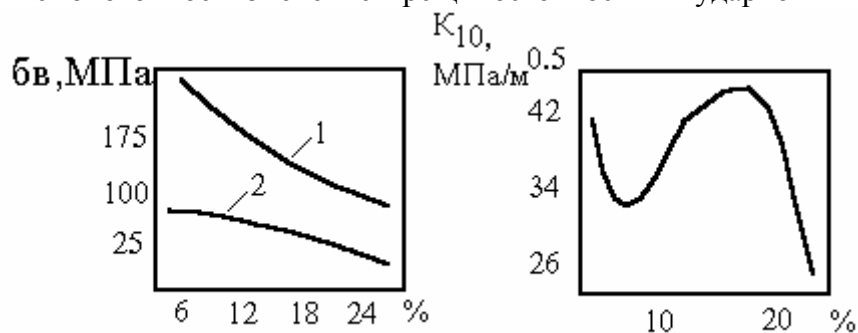


Рис. 72. Зависимость прочности и трещиностойкости от пористости спеченного железа. 1 - предел прочности, 2 - предел упругости.

вязкости порошкового железа от пористости. Немонотонность изменения характеристик, связанных с особенностями распространения трещины, рассматривается в связи с морфологией пор, поведением смазок, соотношением внутри - межзеренного разрушения. При одинаковой доле межзеренного разрушения характерна линейная зависимость между трещиностойкостью и пористостью материала. Рис. 72.

Антифрикционные материалы.

Антифрикционные спеченные материалы используются для изготовления деталей узлов трения (подшипников скольжения, распорных втулок, колец торцевых уплотнений, шайб, подпятников, поршневых колец и др.) Введение в состав спеченных антифрикционных материалов веществ, играющих роль твердой смазки, присадок, повышающих прочностные свойства материала, а также наличие пор, которые после операции спекания пропитываются смазочными жидкостями, увеличивает срок службы деталей в 2...10 раз. В качестве присадок применяют графит, сульфиды, фториды, фторопласты, иногда оксиды. Универсальность метода порошковой металлургии позволяет создавать композиционный материал со строго заданными свойствами для конкретных условий работы. Антифрикционные материалы промышленность изготавливает на основе меди, железа и их сплавов. Табл.

Физико - механические свойства наиболее распространенных антифрикционных порошковых материалов. Табл.

Марка	наименование	Sn, %	C, %	γ , г/см ³	П, %	бв, МПа	δ , %	НВ, МПа	Rмакс МПа	Vмакс с, м/с	Pv, МПа *м/с	f по стали
БрОГр 9-3	Бронзо-графит	9-10	2-3	5.6-6.3	18-20	79-147	5-10	177-294	4	5-10	1.5-6.9	0.04-0.07
		S, %	C, %									
	Сульфидированное железо	2.7	1.0		13.5	-	-	1050	8.83	4.5	-	0.007

Кроме материалов на основе меди и железа для авиации и кораблестроения применяют спеченные материалы на основе алюминия и никеля.

Полуфабрикаты из антифрикционных материалов выпускаются в виде готовых изделий, а также для экономии цветных металлов (меди и олова) на стальных компактных подложках - биметаллические полуфабрикаты.

Фрикционные материалы.

Фрикционные узлы принадлежат к наиболее важным узлам в машинах, так как они в первую очередь определяют их надежность, долговечность и безопасность.

Спеченные фрикционные материалы предназначены для работы в различных передаточных узлах - тормозах и сцеплениях. Кроме того, фрикционные материалы могут работать в разных условиях нагружения и разных условиях смазки - в сухую и специальных маслах. Спеченные фрикционные элементы изготавливают методами порошковой металлургии в виде сегментов, плиток и дисков. Особенностью большинства фрикционных материалов является то, что они в процессе приготовления материала наносятся на несущие каркасы - подложки. Спеченные фрикционные материалы выпускают промышленным методом на основе меди и железа. В качестве фрикционных добавок, вводимых в металлическую порошковую матрицу, используют

частицы преимущественно остроугольной формы из полевого шпата, мулата, кианит, нефелин (до 20..30% объемн.).

Физико - механические характеристики некоторых фрикционных материалов на железной и медной основах. Таблица.

Марка	γ , г/см ³	НВ, МПа	бВ, МПа	λ , Вт/(м·К)	f	Износ, мкм фрикционный материал	Контрелло (чугун ЧНМХ)
ФМК-8 Fe	6.0	600-900	90-100	37.7	0.21-0.22	5-8	1-2
МК-5 Cu	6.0	250-280	24	-	0.16-0.32	-	-

Пористые материалы.

В пористых материалах, спеченных из порошков и волокон, обеспечиваются такие свойства, как высокая тепло- и электропроводность, удовлетворительная пластичность, высокая коррозионно- и окислительная стойкость, способность противостоять высоким давлениям, высокая степень очистки в приемлемых пределах проницаемости. Пористые материалы из порошков титана, коррозионноустойчивых сталей, никеля и тугоплавких металлов применяются для фильтрации газов, топлива и других технологических жидкостей. Пористость в таких материалах достигает 30 - 70%. Обладая громадной внутренней поверхностью, пористые спеченные материалы являются уникальными фильтрующими элементами, элементами пористого охлаждения и пламегасителями, в большой химии - наилучшими катализаторами. Большинство пористых спеченных материалов изготавливают прокаткой металлических порошков или волокон с последующим спеканием в защитных атмосферах.

Свойства пористых металлов и сплавов. Таблица.

Материал	П, %	бВ, МПа	бсж, МПа	δ , %	$\Psi_{сж}$, %	λ , Вт(МК)	C, Дж/(кг·К)	$\alpha, 10^3$ К ⁻¹
Бронза Cu - Sn (91:9 мас.)	30-40	39-59	34-69	4-6	15	20.9	340	18.4
Нержавеющая сталь типа 18-8 с 2% Mo	50-60	20-49	29-54	5-6	5	6.3	500	18.5
Нейзильбер Cu-Zn-Ni (65:23:12, мас)	30-40	20-39	16-53	2-4	15	14.7	390	10.6

Лекция № 22

Классификация неметаллических материалов. Строение макромолекул и над молекулярные структуры полимерных тел. Физические (релаксационные) состояния полимеров. Термопласты. Термоэластопласты. Олигомеры и реактопласты. Каучуки и резиновые материалы.

Классификация неметаллических материалов.

Неметаллические материалы разделяются на классы: пластические массы, конструкционную керамику, стекла, каучуки и резиновые материалы, композиты на основе пластмасс и с органическим армированием. В свою очередь каждый класс имеет свою специальную классификацию - пластические массы делятся на термопласты, термоэластопласты, олигомеры и реактопласты, конструкционная керамика классифицируется преимущественно по составу - на основе оксидов, карбидов, нитридов и т.п.. Стекла разделяют по механическим свойствам: ударопрочное, термостойкое, радиационностойкое, многослойное (триплекс). Каучуки делят на натуральные и синтетические и по назначению - для изготовления шин и технических изделий.

Строение макромолекул и над молекулярные структуры полимерных тел.

В соответствии с ГОСТ 24888 - 81 пластическая масса (пластмасса) - материал, представляющий собой композицию полимера или олигомера с различными инградентами, находящуюся при формовании изделий в вязкотекучем или высокоэластичном состоянии, а при эксплуатации - в стеклообразном или кристаллическом состоянии.

В полимере имеется широкий набор межатомных связей. Вдоль молекулярной цепи полимеров атомы соединены ковалентными связями, так же связаны боковые атомы водорода и их заместители с атомами основной полимерной цепи. При увеличении полярности звеньев и количества наиболее прочных ковалентных связей между макромолекулами в полимерной структуре (у реактопластов) возрастает прочность материала и увеличивается его плотность. Сопротивление разрыву полимера зависит от энергии межмолекулярных взаимодействий и количества поперечных связей ($C_1 \dots C_3$). рис. 73.

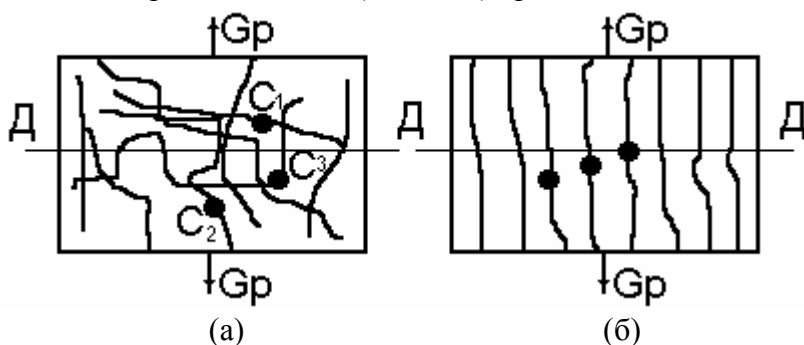


Рис. 73. Схематическое движение макромолекул при свободном движении (а) и в ориентированном состоянии (б).

Ориентация полимерных цепей приводит к образованию поперечных сшивок, организации сетчатых многомерных структур, что в целом повышает прочность пластмассы.

Физические (релаксационные) состояния полимеров.

В отличие от металлических материалов поведение полимеров при внешних воздействиях является феноменальным. При повышении температуры растянутые молекулы резины сжимаются в клубок и нагруженная полоска резины сокращается. Полимер может обратимо деформироваться в сотни процентов, но если он эксплуатируется в условиях быстро меняющейся нагрузки, то эта способность к большим деформациям не реализуется, и полимер ведет себя как малопамятливый материал. Стеклование полимеров не является фазовым переходом первого рода, т.е. он принципиально отличается от кристаллизации, плавления или сублимации. В тоже время при стекловании полимеров скачкообразно изменяются теплоемкость, коэффициент сжимаемости (фазовое превращение второго рода). При механическом воздействии на полимер, находящийся при температуре выше температуры стеклования, он может потерять способность течь и ведет себя как упругое тело. Кристаллическая структура полимеров имеет ряд морфологических особенностей: это кристаллы с выпрямленными цепями, в которых молекулы упакованы как карандаши в коробке, гибкие макромолекулы укладываются "гармошкой" в упорядоченные формы - *ламели*, характерны также кристаллические образования округлой формы - *сферолиты*. Полимеры поликристаллически; кристаллические области имеют различные размеры; они не имеют направления предпочтительной ориентации (в отсутствии внешнего воздействия). Полимерные кристаллы обладают полиморфизмом. Монокристаллы полимеров могут быть получены только кристаллизацией из растворов или в ходе их синтеза.

Полимеры при переходе из высокоэластичного состояния в вязкотекучее надолго сохраняют свою структуру. *Структурная память* полимера действует и при достаточно высоких температурах до 100 С, превышающих Т_г.

Главный недостаток полимеров их химическая и термическая деструкция (разрушение химических связей и тепловой распад - диссоциация), которая протекает не только на поверхности, как коррозия металлов, но и внутри массы. Физическое старение полимеров обусловлено действием остаточных механических напряжений, кристаллизацией, улетучиванием растворителей или пластификаторов.

Термопласты. Термоэластопласты. Олигомеры и реактопласты.

Полимер - вещество, характеризующиеся многократным повторением одного или более составных звеньев, соединенных между собой в количестве, достаточном для проявления комплекса свойств, которое остается практически неизменным при добавлении или удалении нескольких составных звеньев.

Олигомер - вещество, молекулы которого содержат составные звенья, соединенные повторяющимся образом друг с другом, комплекс свойств которого изменяется при добавлении или удалении одного или нескольких составных звеньев.

К основным группам ингредиентов относят наполнители, пластификаторы, стабилизаторы, красители, сшивающие агенты, структурообразователи, смазки, антипрены, антистатики, антимикробные агенты, антифрикционные добавки, отвердители, ускорители отверждения.

По структуре макромолекул полимеры бывают линейными, разветвленными и сшитыми (сетчатыми, трехмерными). Полимеры в зависимости от их строения и внешних условий могут находиться в двух фазовых состояниях: аморфном и кристаллическом.

Аморфные полимеры в зависимости от температуры могут находиться в стеклообразном, высокоэластичном или вязкотекучем состояниях. При уменьшении температуры полимер проходит эти состояния в обратном порядке.

В зависимости от поведения при нагревании полимеры условно подразделяются на *термопластичные (термопласты)* и *терморезистивные (реактопласты)*.

Термопластичные полимеры (линейные и разветвленные) при нагревании выше температуры стеклования размягчаются, приобретают высокую пластичность, а при охлаждении они вновь отвердевают, могут растворяться в соответствующих растворителях.

Термореактивные полимеры в зависимости от числа поперечных сшивок в сетчатых структурах при нагревании не способны к размягчению или размягчаются незначительно, но в вязкотекучее состояние не переходят, в растворителях стойки или незначительно набухают.

Термоэластопласты близки по свойствам к обычным резинам, но в отличие от них перерабатываются высокопроизводительными методами переработки пластмасс.

Пластические массы в исходном состоянии представляют собой порошки, гранулы, листы и пленки, пригодные для формования из них изделий. Важнейшими из пластических масс являются фенопласты (общего назначения и ударопрочные ГОСТ 5689 - 79), полиамиды ПА-12-20, ПА-12-11-1 ОСТ 6 - 05 - 425 - 76, полиолефины ПЭНДК-КН (ТУ 6-05-05-29-77), материалы на основе акрилатов - дакрил - 2М (ТУ 6-01-707-72). Перечисленные пластические массы применяются для изготовления хозяйственной утвари, деталей автомобилей, кораблей, как покрытия - пленки на металлических материалах, дереве и т.п..

Достоинством пластмасс является их низкая плотность, коррозионная стойкость, высокая ударная вязкость и удельная прочность, электроизолирующие свойства (ПА-12-20 $\gamma=1,1$ г/см³, бв = 45 МПа, ан = 10 кДж/м², $\delta = 70$ %).

Каучуки и резиновые материалы.

Резиновые изделия отвечают разнообразным требованиям в отношении теплостойкости, морозостойкости, химической стойкости, твердости, эластичности и упругости. Исходным материалом для резин служат натуральный (НК) и синтетический каучук. Натуральный каучук - полимер изопрена (C₅H₈). Изопентовые группы полиизопрена связаны в длинную молекулярную цепь, и это позволяет отнести его к классу линейных карбоцепных полимеров. Полиизопрен и его аналоги, а также полибутадиен и полихлоропрен относятся к классу эластомеров. Эластомерами называют полимеры, обладающие в широком температурном интервале высокой эластичностью - способностью подвергаться значительным (до 1000%) обратимым деформациям при модуле от сотых долей до нескольких кГ на см². Общим признаком эластомеров является макромолекулярное строение, а также способность к вулканизации. Переход пластичного каучука в эластичную резину называется вулканизацией, которая представляет собой процесс "поперечного сшивания" линейных макромолекул в редкосетчатую структуру. В качестве агентов применяют серу, тиурам, диазосоединения. Свойства резин определяются разновидностью использованных каучуков: изопреновый, бутадиеновый, бутадиенстирольный, этиленпропиленовый, бутилкаучук. Резины наиболее широкое применение нашли в производстве автомобильных шин ГОСТ 4754-80, шиноремонтных материалов ГОСТ 2631-79, производстве резинотехнических изделий - товарные или невулканизированные смеси, предназначенные для теплого формования изделий, поставляют по ТУ38-1051082-86.

В ТУ38-1051082-86 в зависимости от назначения резины делятся на группы: I - работоспособна от -10 до +100 С, в среде перегретой воды работоспособна до +170 С резины группы V типа 51-1481 и ИПР-1375 на основе этиленпропиленового каучука, всего двенадцать групп, включая морозостойкую, электроизоляционную и износостойкую резины. Условная прочность резин составляет 4...15 МПа, относительное удлинение 550 %.

Термоэластопласты

Термоэластопласты в отличие от резин не имеют стадии вулканизации, перерабатываются в изделия обычными способами: экструзия, инъекция, шприцевание и прессование. На основе бутадиен- и изопренстирольных термоэластопластов изготавливают светлые прорезиненные ткани на синтетической основе, шланги, специальные виды деталей. Термоэластопласты обладают большей в 2 раза стойкостью к истиранию и высоким сопротивлением к расслаиванию, чем резина. Термоэластопласты в отличие от резин способны к многократной переработке. По механическим свойствам они также превосходят обычные резины, однако частично уступают им по масло- и кислотостойкости.

Например, бутадиен-стирольный термопласт ДСТ-30 имеет условную прочность при растяжении 25 МПа, относительное удлинение 830 %, а бутадиен- α -метилстирольный термопласт обладает $b_v = 27.5$ МПа, $\delta = 1063$ %.

Лекция № 23

Неорганическое стекло. Стеклокристаллические материалы. Конструкционные керамические материалы. Углеродные и графитовые материалы. Строение, свойства и применение.

Неорганическое стекло.

Неорганическое стекло - это химически сложный, аморфный, макроскопически изотропный материал, обладающий механическими свойствами хрупкого тела. Стекло получается после охлаждения расплава смеси неорганических соединений. Свойства стекол изотропны, при нагревании они не плавятся при строго постоянной температуре, а постепенно размягчаются в определенном диапазоне, по структуре они истинные твердые растворы. Наиболее распространены стекла на основе диоксида кремния - *силикатные стекла*, широко используются также алюмо-силикатные, боро-силикатные, стекла, и не содержащие кислород - халькогенидные стекла. Метастабильность стеклообразного состояния оксидов металлов является феноменом. рис. 74.

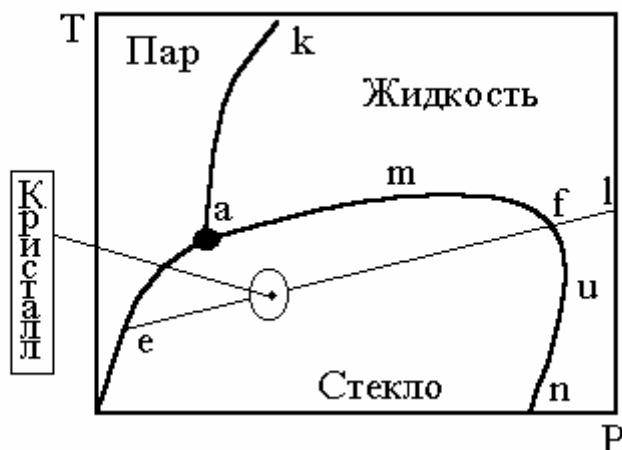


Рис. 74. Диаграмма состояния твердого тела по Тамману.

В поле oeaful переохлажденная жидкость может находиться в стеклообразном состоянии. Это состояние термодинамически неустойчиво, но кинетически стабильно. В специфических условиях кристаллизации получают *стеклокристаллические материалы - ситаллы*. Правее fup и ниже fe находится область устойчивого стеклообразного состояния, которое наступает при очень высоких давлениях. Существует две причины аморфного состояния неорганических стекол:

- в области затвердевания расплав стекла имеет очень высокую вязкость, убывающую с температурой экспоненциально;
- ковалентная связь в оксиде обладает насыщенностью и направленностью, что затрудняет формирование кристаллической структуры.

По функциональному назначению компоненты стекол разделяются на *стеклообразователи*, *модификаторы* и *компенсаторы*. Стеклообразователи - неорганические полимеры, имеющие сетчатую структуру, служат для перевода основного оксида в аморфное состояние. Модификаторы придают стеклу нужные свойства, а компенсаторы подавляют негативное влияние первых. Например, бромистое серебро делает стекло фототропным, оксиды железа, свинца, хрома, кобальта придают нужный цвет, оксид ванадия изменяет электропроводность. Химический состав стекла выражают в виде соотношения различных оксидов, например:



Поверхность стекол имеет множество трещин, именно они катастрофически снижают прочность на изгиб и отрыв. Появления трещин на поверхности стекол связано с их неблагоприятными теплофизическими свойствами - стекла теплоизоляторы, имеют высокие значения коэффициентов термического расширения. Для получения высокопрочных стекол их поверхность модифицируют. Обработывают различными реактивами: плавиковая кислота, растворы щелочей, легируя стекло литием, калием, наносят полимерные пленки, проводят закалку для создания в поверхности стекла напряжений сжатия.

Техническое стекло применяется в виде листов, специальных электроизолирующих деталей и волокон.

Стеклокристаллические материалы.

Ситаллы - это частично закристаллизовавшиеся стекла (содержат дополнительно Li_2O , Al_2O_3 , SiO_2 , MgO , CaO), получаемые регулируемой кристаллизацией при повышенных температурах с помощью специально вводимых центров кристаллизации (микрочастиц Cu , V , Au , Ag , Pt и Cr_2O_3 , ZrO , ZnO , V_2O_3 , TiO). По структуре ситаллы занимают промежуточное положение между обычными стеклами и керамикой. Ситаллы - многокомпонентные, гетерогенные, многофазные системы. Ситаллы обладают специфическим комплексом физико-механических свойств. Например, ситалл - "пирокерам" прочнее прокатанного стекла, высокоуглеродистой стали, легче алюминия, а по коэффициенту термического расширения и термостойкости не отличается от кварца. Пирокерам применяется как материал подшипников скольжения, работающих при нагрузке 800 МПа при температуре до 800 С без смазки. Ситаллы используются и в виде жаростойких покрытий. Из них делают трубы для химической промышленности.

Конструкционные керамические материалы.

Керамика - это многокомпонентный, гетерогенный материал, получаемый спеканием высокодисперсных минеральных частиц (глин, оксидов, карбидов, нитридов и др.) Конструкционную керамику получают методами порошковой металлургии. Структура технической керамики и ее свойства конструируется из составляющих ее элементов - носителей свойств. Керамические изделия выпускаются с зернистой и армированными (волоконная, слоистая) структурами. Для получения высокопрочной керамики используют ультратонкие полидисперсные порошки (диаметром несколько нм) из Si_3N_4 , ZrO_2 . Обычные керамические изделия применяются в качестве огнеупорных элементов металлургического оборудования или как футеровка реактивных двигателей и плазматронов. Для получения годной конструкционной керамики важно обеспечить низкую плотность высокое сопротивление изгибу. Для этого применяют технологию горячего изостатического прессования порошков. Так снижение пористости с 25% до 5% у керамики из карбида кремния SiC повышает би с 150 до 900 МПа. Кроме того, в состав керамической смеси вводят легкоплавкие оксиды (MgO), создающие жидкую фазу при спекании, смачивающие поверхности более тугоплавкого компонента. MgO

также снижает хрупкость разрушения керамического материала на основе ZrO. Наибольшую прочность после ГИП имеет нитридная керамика (Si₃N₄) бв до 1030 МПа. Из высокоплотной нитридной керамики с ориентированной структурой изготавливают лопатки газотурбинных компрессоров, поршни и цилиндры двигателей. Достоинством конструкционной керамики является небольшая плотность до 4 г/см.куб..

Углеродные и графитовые материалы. Строение, свойства и применение.

Материалы на основе углерода занимают промежуточное место между металлами и неметаллами и поэтому применяются в тех случаях, когда необходимо сочетание их свойств. Углеродистые машиностроительные материалы получают высокотемпературной обработкой (графитизации), частично или полностью создающей состояние кристаллического графита за счет укрупнения кристаллов при рекристаллизации. Структура таких материалов представляет каркас из графитированных частичек кокса, связанных между собой графитизированным коксом связующего. Для получения анизотропных слоистых структур применяется пироуглерод. В машиностроении применяются графиты натуральные и искусственные, электродные, антифрикционные, огнеупорные, химическистойкие изделия из него и углеродные волокна, ткани и стеклоуглерод. В электрических аппаратах применяют угольно-графитовые электроды (например, марки Т - 2 ГОСТ 2332-87). Углеродистые антифрикционные изделия применяются в качестве вкладышей радиальных и упорных подшипников, направляющих втулок, пластин, поршневых колец, поршневых и радиальных уплотнений. Они способны работать без смазки, при высоких и низких температурах, больших скоростях и в агрессивных средах. При работе металл - углеграфит изнашивается графитовая деталь. На поверхности металла образуется графитовая пленка, а на углеграфитовой детали - блестящий слой из ориентированных графитовых кристаллов. Именно такое сочетание в паре трения создает минимальный износ и коэффициент трения.

Технические характеристики углеграфитовых антифрикционных материалов. Таблица.

Марка	Краткая технологическая характеристика материала	бсж, МПа	γ , г/см ³	Диаметр заготовки, мм	Длина заготовки, мм	E, 10 ⁶ Мпа
АО - 600	Обожженный, прессованный при давлении 600 МПа	600	1.5	162 ... 312	150	1.4
АГ-600	Графитированный, прессованный при давлении 600 Мпа	500	1.65	162, 215, 235 и 312	150	1.0
АО-Б83-600	Обожженный (АО-600), пропитанный баббитом марки Б-83	1100	2.3	162, 215, 235 и 312	150	1ю7

Углеродные волокна получают карбонизацией полимерных волокон в науглераживающей среде при 2000 - 2100 К.

Углеродные волокна имеют фибриллярное строение. Закрытые поры - характерный элемент УВ. Поры имеют иглоподобную форму, ориентированы они вдоль оси волокна, их средняя длина 2 - 3 * 10³ мкм, а диаметр 1 - 2 * 10⁻³ мкм. Структура углеродного волокна показана на рис. 8. УВ условно делятся на две группы: высокомодульные (E=300-700 Гпа, бf=2-2.5 Гпа) и

высокопрочные ($E=200 - 250$ ГПа, $\sigma_f=2.5-3.2$ ГПа). Механические свойства УВ показаны в таблице.

Механические свойства углеродных волокон. Таблица.

Марка	Плотность, γ , г/см ³	Df, мкм	E, ГПА	бв, на базе 100 мм, ГПа	E, пред. %
ВМН - 3	1.71	7.0	250	1.43	0.6
Кулон	1.90	9.9	400-600	2.0	0.4
ЛУ - 4	1.7	-	250	3.0-3.5	1.3

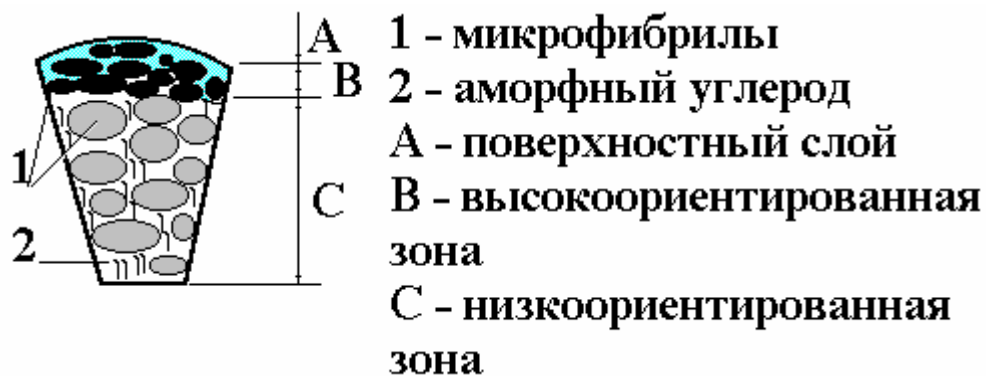


Рис. 75. Структура углеродного волокна.

Лекция № 24

Композиционные материалы (КМ). Волокнистые, слоистые и дисперсно упрочненные композиты. Материалы матрицы, виды и механические свойства волокон. Совместимость матрицы и волокон. Механические свойства композиционных материалов. Расчеты прочности КМ.

Композиционные материалы (КМ).

Композиционные материалы или композиты (Composite, англ. сложный составленный из чего либо) являются искусственно созданные человеком матричные материалы, состоящие из двух или более компонентов, один из которых является матрицей, другой арматурой, гетерофазные по строению, однородные в макромасштабе, обладающие аддитивным комплексом физико механических свойств, обусловленным сохранением индивидуальности каждого образующего композит компонента.

Порошковые материалы это преимущественно металлические материалы, получаемые методами приготовления порошка, формообразования и последующего спекания с целью придания требуемых физико механических свойств.

Существуют также комбинированные конструкции. Здесь армирующие элементы в составе изделия неоднородны в макромасштабе. Примером являются автомобильные шины снабженные специальным кордом. Разработка изделий из КМ и ПМ связана не только с формообразованием и тепловой обработкой, но и с формированием его структуры и физико механических характеристик, выполняемым на стадии проектирования КМ. Создание деталей из КМ наглядный пример воплощения триединства материала, конструкции и технологии, поскольку в процессах проектирования и изготовления предусматривается и обеспечение основных свойств материала изделия.

Компонентами композитов являются специальные полуфабрикаты листы, порошки, гранулы, фольги, волокна, жгуты, сетки, ткани. В качестве матриц обычно используют первые три, остальные применяют как армирующую фазу. Волокна среди многих упрочняющих компонентов обладают уникальными свойствами. Наибольшей прочностью обладают НК нитевидные кристаллы. Они имеют минимум дефектов, в том числе и кристаллического строения. Волокна имеют геометрические размеры, приближающиеся атомным и субатомным категориям, благодаря громадным лапласовым давлениям возникают градиенты напряжений анигилирующие метастабильные дислокации и вакансии, поэтому волокна являются бездефектными поли и кристаллическими телами, обладают высокими прочностными свойствами. Например, прочность волокон диаметром 10 мкм из стали 12Х18Н9Т составляет 2200 МПа, а прочность термообработанной отливки не превышает 1200 МПа. Такие особенности материалов используют при армировании. Свойства компонентов в композитах здесь складываются аддитивно. Общий случай прочностных характеристик иллюстрирует формула:

$$\sigma_{в(км)} = \sigma_{в(волокон)} * V_f(\text{доля волокон}) + \sigma_{в(матрицы)} * (1 - V_f)$$

Аналогично складываются свойства плотность, твердость. Порошковые и композиционные материалы имеют много общего, наибольшее сходство признаков наблюдается в стадиях технологического процесса изготовления материалов. Стадиями изготовления КМ и ПМ являются: производство исходных компонентов; приготовление смесей по заданной рецептуре; формование изделий; тепловая обработка формовок для придания требуемых физикомеханических свойств.

Для композиционных материалов на основе пластмасс и порошковых беспористых материалов свойственно объединение во времени двух последних стадий.

Производство исходных компонентов включает в себя технологии получения волокон, порошков, фольг, сеток и тканей. Приготовление смесей осуществляют методами механического, физико химического и ряда других способов для получения однородной по свойствам и составу смеси. Формование осуществляют мембранными методами для ПКМ, методами прессования, прокатки, экструзии, и горячих способов для металлических порошковых и композиционных материалов, а т.ж. методами намотки непрерывных волокон, напыления на волокна матричного материала и рядом других.

Волокнистые, слоистые и дисперсно упрочненные композиты.

Композиционные материалы различают по типу армирования и направлениям армирующей фазы. Существуют хаотичноармированные, однонаправленные, трансармированные, ортогональноармированные и т.п. В общем случае композиты обладают или не обладают анизотропией свойств. рис. 76.

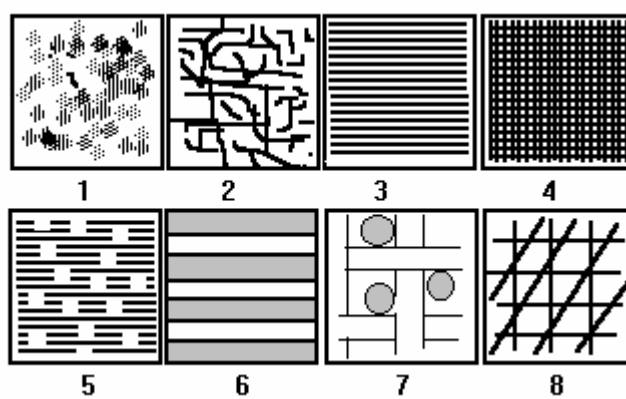


Рис. 76. Структуры композиционных материалов. 1 хаотичные частицы, 2 хаотичные волокна, 3 непрерывные однонаправленные волокна, 4 сетки (ткани) [транстропные КМ], 5 дискретные волокна, 6 фольги [транстропные КМ, 7 ортогональные непрерывные волокна, 8 двумерные волокна [транстропные КМ.

Кроме волоконных КМ, применяются псевдосплавы, материалы полученные направленной кристаллизацией эвтектических сплавов.

Материаловедение по структурному признаку и виду матриц классифицирует КМ на следующие основные классы:

- матричные металлические композиционные материалы (МКМ), где упрочняющей фазой являются дискретные мельчайшие равномерно распределенные в матрице частицы (металлические порошковые композиционные материалы),
- композиты на полимерной основе, где матрицей служат разнообразные пластические массы, а армирующей фазой, сетки, волокна, системы нитей или жгутов из стекла, углеродных волокон,
- эвтектические композиционные материалы сплавы быстрой и или направленной кристаллизации,
- псевдосплавы и твердые сплавы,
- материалы ПКМ, получаемые мембранными методами,
- материалы КМ (Углерод-Углеродные КМ), получаемые методами карбонизации и пиролитических процессов.

Материалы матрицы, виды и механические свойства волокон.

Компонентами КМ являются непрерывные и дискретные волокна, полуфабрикаты, получаемые переработкой волокон нити, жгуты, войлоки, препряги и т.п.

Волокна из металлов и сплавов изготавливают из проволоки. Волокна из стекла и органических соединений формируют методами экструзии, вытяжения из расплава. нитевидные кристаллы выращивают методами парогазового осаждения. Основным свойством армирующих элементов является анизотропия физико механических свойств, вызванная условиями получения тонких по геометрии материалов. Анизотропией свойств обладают и сетчатые, тканевые материалы. Здесь существует анизотропия свойств, вызванная расположением систем нитей или волокон, сказывается так же влияние от применения препрягов и лент. Наибольшей удельной прочностью обладают керамические волокна, а наименьшей материалы компакты из стекла и стали.

Материалы для получения волокон выбирают из следующих теоретических рассуждений. Теоретическая прочность материалов σ_m возрастает с увеличением модуля упругости E и поверхностной энергии $G(\sigma)$ вещества и падает с увеличением расстояния между соседними атомными плоскостями a_0 .

$$\sigma_m = (G * E / a_0)^{0.5} \quad (10)$$

Расчетным путем получен ряд:



Механические свойства волокон показаны в таблице.

Физико механические свойства волокон из стали, керамики и стекла и физико механические характеристики стандартных видов полуфабрикатов полученные на макрообразцах.

Материал	σ_m , МПа	G , Г/см ³	σ_m/G , [МПа/Г]
Al ₂ O ₃ волокно	4140	3.96	1.05
Al ₂ O ₃ компакт	450	3.96	0.11
СВ стекл. волокно	2580	2.58	0.62
Стекло	300	2.58	0.12
09X18H13M2 волокно	3400	7.8	0.44
09X18H13M2 компакт	1200	7.8	0.15
Углеродное волокно УВ	2500	1.7	1.47

Порошок определяют как совокупность находящихся в соприкосновении индивидуальных твердых тел (или их агрегатов) с небольшими размерами в трех измерениях (от 0.001 мкм до 1000 мкм — одного миллиметра). Порошки имеют разнообразную форму, своеобразное внутреннее и поверхностное строение определяемое технологией их получения. Порошки из пластмасс, например, фторопласт получают в ходе синтеза органического соединения. Порошки керамики и металлов получают механическим путем (размол, истирание и распыление расплавов), физико химическими методами (диссоциации карбонилы, восстановление оксидов и т.п.) и многие другие. Форма частиц металлического порошка обусловлена технологическим способом его изготовления. Осколочная форма частиц возникает в ходе размола, губчатая форма после конденсации, сферическая после распыления газом или струей воды расплавов и т.п.. В практике порошковой металлургии и композиционных материалов порошки применяют для получения матриц или как армирующий

элемент, например, в производстве дисперсноупрочненных материалов (ДКМ). Кроме того, порошки выполняют роль специальных наполнителей, обладающих смазывающими антифрикционными свойствами графит, турбостратный нитридбора, или наоборот, высокими твердыми абразивными свойствами, как фаза металлокерамических инструментов. Наибольшее распространение получили порошки металлов. Они нашли основное применение в производстве деталей машин методом ПМ.

Диапазон размеров частиц в ПМ довольно велик и насчитывает шесть порядков. Менее 0.001 мкм атомные категории, частицы с размером более 1 мм называются гранулами.

Исходя из практических соображений приняты следующие градации дисперсности:

-0.001 мкм до 0.1 мкм ультрадисперсные порошки,

-0.1 мкм до 10 мкм тонкодисперсные порошки,

-10 до 200 мкм среднелдисперсные порошки,

-200 до 1000 мкм грубодисперсные порошки.

Дисперсные тела широко распространены в природе сыпучие и коллоидные массы. Существенным отличием дисперсных систем от компактных тел является наличие избыточной поверхностной энергии, связанной с большой общей поверхностью порошков.

Избыточная поверхностная энергия влияет на фазовые, рекристаллизационные превращения, теплоемкость, температуру плавления и другие свойства малых частиц. Это влияние заметно начинает проявляться при диаметре частиц около 0.01 мкм.

Лапласовы силы, квадратично растущие при уменьшении геометрических размеров волокна или порошокинки, определяют процессы изменения периода решетки материала частиц порошка, являются движущими силами процесса спекания, рекристаллизации, коагуляции и сфероидизации пор, определяют наряду с механическим сцеплением частиц прочность порошковых формовок, процессы диспергирования твердых тел и расплавов.

Совместимость матрицы и волокон.

Научные основы проектирования КМ составляет принцип комбинирования. В свою очередь он основан на совокупности двух принципов: сочетания и физико-химической и механической совместимости.

Принцип сочетания подразумевает сложение физических свойств компонентов аддитивным образом. Второй принцип дает границы возможности сочетания компонентов и подразумевает сохранение всех отличительных признаков КМ при его изготовлении и эксплуатации. Основными математическими выражениями принципа комбинирования компонентов в КМ являются: - зависимости структурных соотношений компонентов. *Например, аналитические выражения для КМ, имеющих поры, отражающие связь между кажущимися и истинными долями волокон и матрицы, а также выражения, интерпретирующие диаграммы состояния компонентов и законы диффузии;* - зависимости концентрационных соотношений компонентов. *Например, выражение, устанавливающее связь между прочностными и упругими характеристиками однонаправленного КМ через долю волокна в случае поперечного растяжения материала;*

$$б_{ув}'р = б_{тв}'р / Куб, где$$

$$Куб = [1 Vf * (1 E_m / E_f)] / [1 (4 * / \Pi) ^{0,5} E_m / E_f],$$

где 'р относящийся к напряжению растяжением; Vf доля волокон; E_m и E_f модули Юнга матрицы и волокна, соответственно; б_{тв}'р прочность неармированного материала матрицы при растяжении;

- зависимости физикомеханических соотношений материалов компонентов. Например, правило подбора материала волокна к известному материалу матрицы:

буд.матр. < буд.вол., где буд.матр. и буд.вол. удельная прочность матрицы и волокна, соответственно;

-зависимости, отражающие технологические процессы создания композитов и оказывающие влияние на их проектирование.

Выбор компонентов КМ ограничен: рабочим температурным интервалом эксплуатации изделия; термодинамической и термокинетической совместимостью компонентов, типом межкомпонентной связи. (ограничение по гетерофазности и наличие как минимума механической связи и максимума как проявления сил смачивания или слабой растворимости компонентов в заданном температурном интервале эксплуатации и изготовления КМ позволяет выбрать химический состав арматуры, конкретизировать данные о температуре и продолжительности операций связанных с нагревом или горячей обработкой давлением).

В настоящее время принято матрицы из пластмасс армировать стеклянными, органическими и углеродными волокнами. Матрицы из металлов и сплавов керамическими, углеродными и металлическими волокнами.

Механические свойства композиционных материалов. Расчеты прочности КМ.

Механические свойства КМ зависят от концентрации армирующей фазы, вида арматуры и технологических способов изготовления КМ. Особенностью КМ является то, что вначале проводятся расчеты выбранной структуры с использованием систем уравнений на основе закона Гука в технической или матричной форме, затем разрабатывается технология его получения. Наиболее сложной задачей является определение концентрации и геометрических параметров армирующей фазы, концепция решения которых зависит от типа структуры КМ. рис. 77.

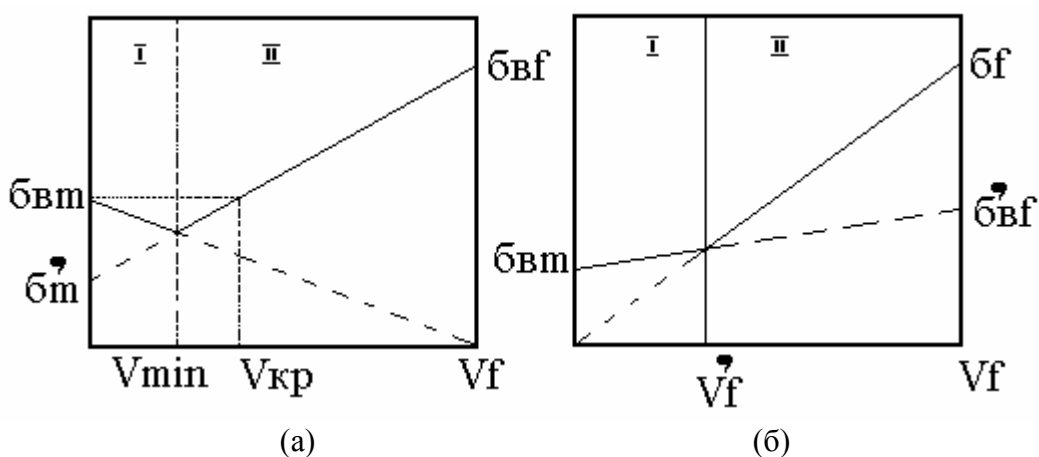


Рис. 77. Зависимость прочности непрерывноармированного КМ от объемной доли волокон. (а) - КМ с пластичной матрицей, 1- множественное разрушение, 2- единичное разрушение, (б) - КМ с хрупкой матрицей и пластичными волокнами, 1 - единичное разрушение, 2 - множественное разрушение. (единичное - разрушается матрица, множественное - волокна).

Как видно из рис. 77. для КМ с пластичной матрицей повышение прочности при введении волокон начинает происходить только с определенной критической концентрации. Поэтому в композитах на полимерной основе область 1 рис принято называть - наполнителем, т.е. не изменяющим механических свойств. Достижение такой доли волокон соответствует перераспределению основных механических нагрузок на арматуру.

Вообще под критической долей арматуры принято понимать объемную долю волокон, при которой удельная прочность КМ равна удельной прочности неармированной матрицы.

Для КМ с хаотичными дискретными волокнами необходимо также рассчитывать критическую длину волокна. Критическая длина волокна это длина волокна при которой начинается упрочнение при введении арматуры в матрицу. Она рассчитывается по формуле:

$$L_{кр} = D_f * (\sigma_{bf}/2 * T_{гр}),$$

где: $L_{кр}$ критическая длина хаотичного дискретного волокна; D_f диаметр волокна; σ_{bf} прочность при растяжении волокна; $T_{гр}$ прочность границы "волокно-матрица".

В настоящее время созданы специальные справочные расчеты по всем видам структур КМ: фольгированные, дисперсноупрочненные и т.п., они реализованы в информационных средствах САПР.

Поиск концентрационных соотношений (рецептуры) КМ возможен по двум вариантам:

- с использованием расчета прочности КМ по свойствам компонентов;
- с применением расчета упругих констант КМ по свойствам компонентов.

Поиск концентрации сводится к проведению обратных вычислений V_f по зависимостям, связывающих аддитивное свойство композита с свойствами отдельных компонентов через их доли, концентрации арматуры.

Примером может быть уравнение для определения прочности КМ, армированного хаотичными дискретными волокнами, или уравнение для расчета модуля Юнга:

$$\sigma_p = (T_{гр} * L_{кр} / D_f) * V_f + \sigma_m * (1 - V_f)$$

$$E = E_m * (1 + V_f * n * L_{кр} / D_f) * (1 - n * V_f), \text{ где}$$

$$n = (E_f / E_m - 1) / (E_f / E_m + L / D_f)$$

- E_m и E_f модули Юнга матрицы и волокна, соответственно.

Из формул выражают концентрацию волокон (решают обратную задачу), подставляют численные значения, тем самым определяют рецептуру КМ.

Лекция № 25

КМ на полимерных матрицах: стеклопластики, борволокниты, органо-волокниты, карбо-волокниты. КМ на металлических матрицах, из керамики, силикатных стекол и углеродных материалов. Перспективы развития КМ.

КМ на полимерных матрицах: стеклопластики, борволокниты, органо-волокниты, карбо-волокниты.

Свойства конструкционных ПКМ определяются свойствами основных компонентов - матрицы и арматуры. Наиболее прочные композиты на основе фенольных смол, эпоксидных и полиэфирных смол; максимально химически стойкие ПКМ на основе полиэтилена, полипропилена и фторопласта. Сочетание эпоксидных, полиэфирных и меламиноформальдегидных смол с синтетическими тканями, волокнами и бумагой дает легкие материалы, устойчивые к вибрационным и ударным нагрузкам, водостойкие и сохраняющие герметичность в условиях сложного нагружения. ПКМ на основе эпоксидных смол, армированных УВ, борными волокнами или НК, являются наиболее высокомодульными полимерными композиционными материалами, по удельной жесткости в несколько раз превосходящими металлы. Длительно работоспособны при температуре 576 К стекло- и асбопластики с кремнийорганическим связующим; в интервале температур 573 - 613 К - полиимиды в сочетании с кремнеземным, асбестовым или углеродным наполнителем; в интервале 633 - 773 К в воздушной и 2273 - 2773 К в вакууме стойкими являются УУКМ. Использование профилированных СВ с различной формой сечения повышает плотность упаковки волокон и увеличивает прочность и жесткость ПКМ, особенно в поперечном направлении. Свойства ПКМ зависят от вида применяемых волокон. К органическим волокнам относят волокна на основе араматических полиамидов (арамидов). Высокопрочные и высокомодульные арамидные волокна обладают уникальным комплексом свойств, высокими прочностью и модулем упругости, термостабильностью, позволяющей эксплуатировать их в широком интервале температур. Текстильная переработка составляет 90% исходной прочности нити, что дает возможность применять их в качестве тканых материалов. Свойства показаны в таблице. Таблица

Механические свойства органических волокон.

марка	плотность, γ , г/см ³	Df, мкм	E, ГПа	бв, на базе 100 мм, Гпа	E, пред. %.
ВНИИВЛОН	1.43	15	110-130	2.1-2.6	3-5
СМВ	1.43	15	125-135	3.8-4.2	3-4
Терлон	1.43	-	130-160	3.3-3.6	2.7-3.5

Борные волокна получают из нитей W диаметром 12 мкм. После высокотемпературного химического осаждения получают волокно с сердцевиной из боридов вольфрама (WB, W₂B₅ и WB) диаметром 15 -17 мкм, окруженный слоем поликристаллического бора. Волокна бора, покрытые тонким слоем карбида кремния для повышения жаростойкости и защиты от воздействия матрицы, называются *борсиком*. Волокна бора находят широкое применение в композитах с полимерной и алюминиевыми матрицами. Композиты Al - SiC/БВ имеют преимущество, т.к. могут перерабатываться традиционными металлургическими способами и

работать до 640К. БВ обладают наибольшей сдвиговой жесткостью $G = 180$ Гпа. Механические свойства борных волокон показаны в таблице.

Механические свойства борных волокон.

марка	плотность, γ , г/см ³	Df, мкм	E, ГПА	бв, на базе 100 мм, Гпа	E, пред. %.
United Aircraft Corp.	2.5	203	390	3.47	0.9
Toshiba	2.5	99	393	3.24	0.84
ФРГ	2.5	95	394	3.2	0.75-0.9

Волокна карбидокремния применяются в металлокомпозитах, эксплуатируемых при высоких температурах. Получают парогазоосаждением на W и углеродную подложки. Последние слабо связаны между подложкой и SiC из-за чего имеют пониженную механическую прочность и повышенную чувствительность к поверхностным дефектам. Свойства волокон SiC/W приведены в таблице.

Механические свойства волокон карбида кремния на подложке W. Таблица.

Марка	Плотность, γ г/см ³	Df, мкм	E, ГПА	бв, на базе 100 мм, ГПа	E пред., %.
СНГ, SiC/W	3.3	400-500	170	2-4	0.3-0.5

Для конкретных условий эксплуатации практически имеется неограниченный выбор ПКМ, отличающийся составом и свойствами. Табл.

Механические свойства некоторых ПКМ. Таблица.

Матрица	Арматура	γ , г/см.куб.	бв, МПа	би, МПа	δ ,%	ан, кДж/м.кв.
полиэтилен	10% аэросила	0.8-1.01	24-30	...	10	50
полипропилен	20-40% СВ	1.05-1.24	45-50	50-60	2-4	30
полистирол	20-30% СВ	1.2-1.3	65-105	70-140	1.1	17-25
Смола ПН1	Стеклоткань Т-13	...	280-430	200-250	...	250-318
Смола ПН3	Стеклоткань Т13	...	400-420	420-440	2-3	260-280
Полиимид (пресс материал ПМ-69-Г)	...	1.43-1.47	70-90	130-170	...	20-40
Стеклотекстолит СТП-1	...	1.65-1.70	375	480	1.6	...
Стеклотекстолит СТП-3	...	1.63-1.72	355	360	1.5	...
Смола AVGO 5055	50% БВ	1.9	2070	2070	1	

КМ на металлических матрицах, из керамики, силикатных стекол и углеродных материалов. Перспективы развития КМ.

Металлические композиты (МКМ) как конструкционный материал был разработан для создания авиационной и космической техники. В МКМ применяется армирование сетками трикотажного плетения из легированных сталей и УВ, кроме того применяют короткие

волокна, образующие дискретную хаотично армированную среду. Такое армирование создает условия разрушения, препятствующие распространению трещины (*увеличивается ее путь*). Ударная вязкость при этом не понижается, а сохраняется на уровне неармированной матрицы. МКМ изготавливают методами порошковой металлургии. Свойства МКМ приведены в таблице. В Углерод-Углеродных композиционных материалах, полученных карбонизацией полимерной матрицы с армированием УВ, тип плетения армирующего элемента, взаимное расположение систем нитей в структуре также оказывают влияние на характер разрушения. рис. 78. 1Д структура образована плетением двух перпендикулярных нитей волокон, 2Д - трех, а 3Д - четырех (квазиизотропный материал). Исходными матрицами УУКМ служат фенолформальдегидные, эпоксифенольные, кремнеорганические, полибензимидазольные полимеры.

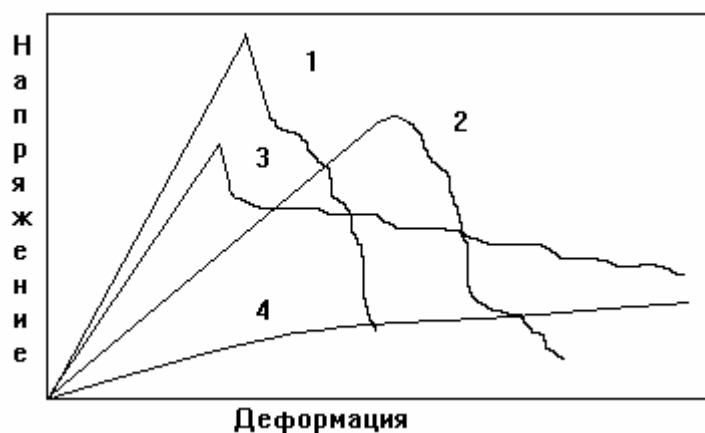


Рис. 78. Диаграммы “напряжение - деформация” КМ с различными структурами. 1- 1Д, 2 - 2Д, 3 - 3Д, 4 - 3Д при 3300 К в вакууме.

Свойства типичных композитов с металлической матрицей.

Элемент матрицы	Элемент волокна	Объемная доля f, %	E, ГПА	$\sigma_{0.2}$, Мпа	$\sigma_{0.2}$, Мпа	δ , %
Cu	Ta	24	144	180	280	13.8
ЖС6К	W	45	...	500	580	0.8
Cu	Fe	20	150	...	274	40.7
Ti-Al-V	Be	50	195	630	700	...
Al (B95)	B	50	200	1100	...	0.6
Mg	B	19	110	...	312	0.43
Ni	Al ₂ O ₃ (сапфир)	48	249	...
Ni	УВ	50	300	...	1220	...

Композиты с керамическими и силикатными матрицами изготавливают традиционными методами металлокерамики. В производстве волокнистой керамики применяют армирование волокном из нитрида бора, корунда, карбида кремния, бора, углерода и других веществ. Керамику с ориентированной структурой получают спеканием и охлаждением заготовок в сильном постоянном магнитном поле, после остывания магнитная ориентация сохраняется. Подобную структуру керамики применяют в пьезоэлементах, здесь остывание происходит в электрическом поле. Можно вызвать в керамике направленную кристаллизацию в межфазной области. Известно, например, что в некоторых керамических материалах в межфазной области образуются эвтектики, которые при охлаждении дают пластичные материалы. В результате возрастает удельная работа разрушения керамического материала. Механизм разрушения этих материалов аналогичен механизму разрушения со слоистой структурой. К числу направленно кристаллизующихся эвтектик относятся: ZrO₂ - MgO, 2SiO₂ - Li₂O и ZrO₂-MgO.