

Тема № 1

АТОМНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ

Классификация металлов

Под металлами понимают определенную группу элементов, расположенную в левой части Периодической таблицы Д.И.Менделеева.

Особенность строения металлических веществ заключается в том, что они все построены в основном из таких атомов, у которых внешние электроны слабо связаны с ядром. Это обуславливает и особый характер химического взаимодействия атомов металла, и металлические свойства.

Теория металлического состояния рассматривает металл как вещество, состоящее из положительно заряженных ионов, окруженных отрицательно заряженными частицами - электронами, слабо связанными с ядром. Эти электроны непрерывно перемещаются внутри металла и принадлежат не одному какому-то атому, а всей совокупности атомов.

Характерной особенностью атомно-кристаллического строения металлов является наличие электронного газа внутри металла, слабо связанного с положительно заряженными ионами.

Все металлы можно разделить на две большие группы - черные и цветные металлы.

Черные металлы имеют темно-серый цвет, большую плотность (кроме щелочноземельных), высокую температуру плавления, относительно высокую плотность и во многих случаях обладают полиморфизмом. Наиболее типичным металлом этой группы является железо.

Цветные металлы чаще всего имеют характерную окраску: красную, желтую, белую. Обладают большой пластичностью, малой твердостью, относительно низкой температурой плавления, для них характерно отсутствие полиморфизма. Наиболее типичным металлом этой группы является медь.

Те же металлы можно подразделить следующим образом:

1. Железные металлы - железо, кобальт, никель и близкий к ним по своим свойствам марганец. Кобальт, никель и марганец часто применяют как добавки к сплавам железа, а также в качестве основы для соответствующих сплавов, похожих по своим свойствам на высоколегированные стали.

2. Тугоплавкие металлы, температура плавления которых выше, чем железа (т.е. 1539 С). Применяют как добавки к легированным сталям, а также в качестве основы для соответствующих сплавов.

3. Редкоземельные металлы (РМЗ) - лантан, церий, неодим, празеодим и др., объединяемые под названием лантаноидов, и сходные с ними по свойствам иттрий и скандий.

4. Щелочноземельные металлы в свободном металлическом состоянии не применяются, за исключением специальных случаев.

Цветные металлы подразделяются на:

1. Легкие металлы - бериллий, магний, алюминий, обладающие малой плотностью.

2. Благородные металлы - серебро, золото, металлы платиновой группы.

3. Легкоплавкие металлы - цинк, кадмий, ртуть, олово, свинец, висмут, таллий, сурьма и элементы с ослабленными металлическими свойствами - галлий, германий.

Кристаллическое строение металлов

Всякое вещество может находиться в трех агрегатных состояниях - твердом, жидком и газообразном.

Кристаллическое состояние прежде всего характеризуется определенным, закономерным расположением атомов в пространстве.

В кристалле каждый атом имеет одно и то же количество ближайших атомов - соседей, расположенных на одинаковом от него расстоянии.

Расположение атомов в кристалле изображается в виде пространственных схем, в виде так называемых кристаллических ячеек. **Под элементарной кристаллической ячейкой** подразумевается наименьший комплекс атомов, который при многократном повторении в пространстве позволяет воспроизвести пространственную кристаллическую решетку.

Простейшим типом кристаллической ячейки является **кубическая решетка**. В простой кубической решетке атомы расположены (упакованы) недостаточно плотно.

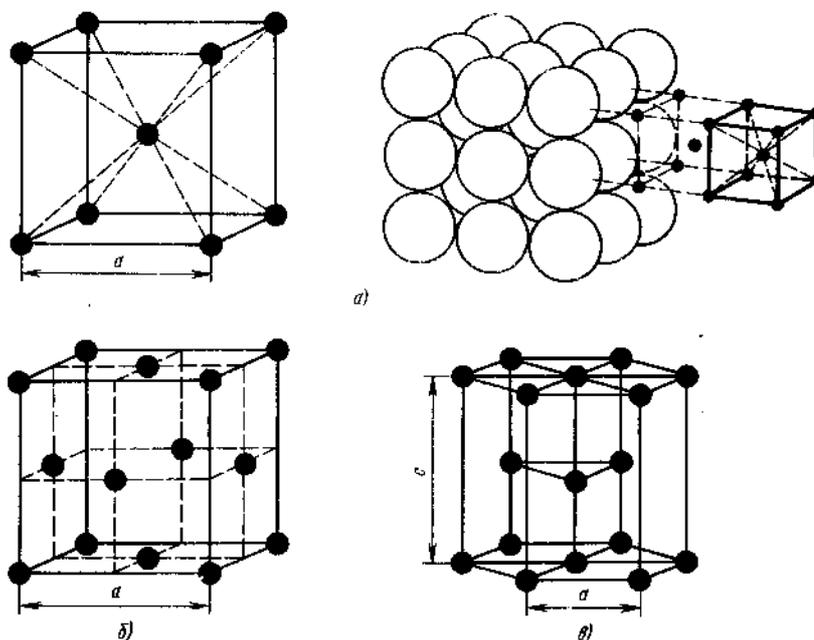


Рис.1. Типы кристаллической ячейки:

а - кубическая объемно-центрированная, б – кубическая гранецентрированная; с - гексагональная плотноупакованная

Стремление атомов металла занять места, наиболее близкие друг к другу, приводят к образованию решеток следующих типов (рис. 1): **кубической**

объем-ноцентрированной, кубической гранцентрированной и гексагональной плотноупакованной (рис.1).

В кубической объемно-центрированной решетки (ОЦК) атомы расположены в углах куба и один атом в центре объема куба. в гранцентрированной кубической решетке (ГЦК) - атомы расположены в углах куба и в центре каждой грани, в гексагональной решетке атомы расположены в углах и центре шестигранных оснований призмы и три атома в средней плоскости призмы.

Кубическую ОЦК решетку имеют металлы: Na, Li, W, V, Cr и др. Кубическую ГЦК решетку имеют Pb, Ni, Ag, Au, Cu и др.

Размеры кристаллической решетки характеризуются параметрами, или периодами решетки. Кубическую решетку определяет один параметр - длина ребра куба. **Параметры имеют величины порядка атомных размеров и измеряются в ангстремах.**

Некоторые металлы имеют тетрагональную решетку; она характеризуется тем, что ребро c не равно ребру a . Отношение этих параметров характеризует так называемую степень тетрагональности. Число атомов, находящихся на наиболее близком расстоянии от данного атома, называется **координационным числом**. Так например, атом в простой кубической решетке имеет шесть ближайших равноотстоящих соседей, т.е. координационное число этой решетки равно 6 (рис. 2).

Центральный атом в объемноцентрированной решетке имеет восемь ближайших равноотстоящих соседей, т.е. **координационное число этой решетки равно 8**. Координационное число для гранцентрированной решетки равно 12. В случае гексагональной плотноупакованной решетки координационное число равно 12.

Реальное строение металлических кристаллов

Металлическое изделие состоит из очень большого числа кристаллов. Подобное строение называется поликристаллическим. **Кристаллы неправильной формы в поликристаллическом агрегате называются зернами, или кристалликами.**

Различие отдельных зерен состоит в различной пространственной ориентации и наименьшем расстоянии от данного атома для различных решеток.

В общем случае ориентация кристаллической решетки в зерне случайна, с разной степенью вероятности может встретиться любая ориентация ее в пространстве.

При очень медленном отводе тепла при кристаллизации, а также с помощью других специальных способов может быть получен кусок металла, представляющий собой один кристалл, называемый **монокристалл**.

Несовершенства структуры металлов

Одним из видов несовершенств кристаллического строения является наличие незанятых мест в узлах кристаллической решетки, или иначе - **вакансии**, или атомных дырок (рис. 2). Такой "точечный" дефект решетки играет важную роль при протекании диффузионных процессов в металлах.

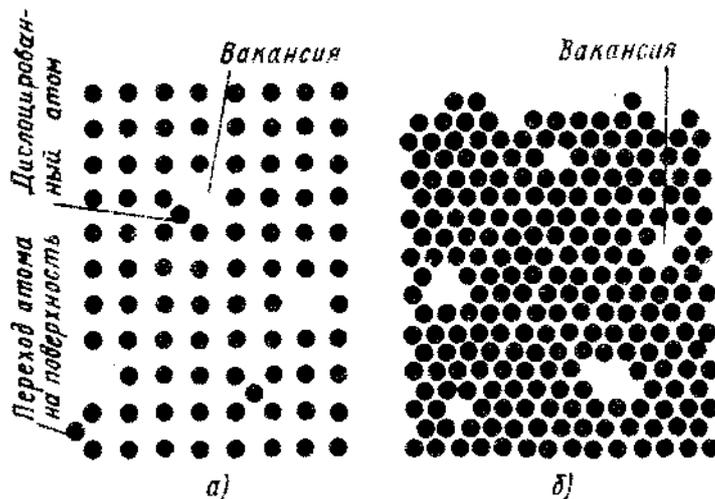


Рис. 2. Точечные дефекты кристаллической решетки

Число вакансий при комнатной температуре очень мало по сравнению с общим числом атомов (примерно 1 вакансия на 10^{18} атомов), несильно увеличивается с повышением температуры, особенно вблизи температуры плавления (1 вакансия на 10^4 атомов). Также возможно наличие **межузельных (дислоцированных) атомов**.

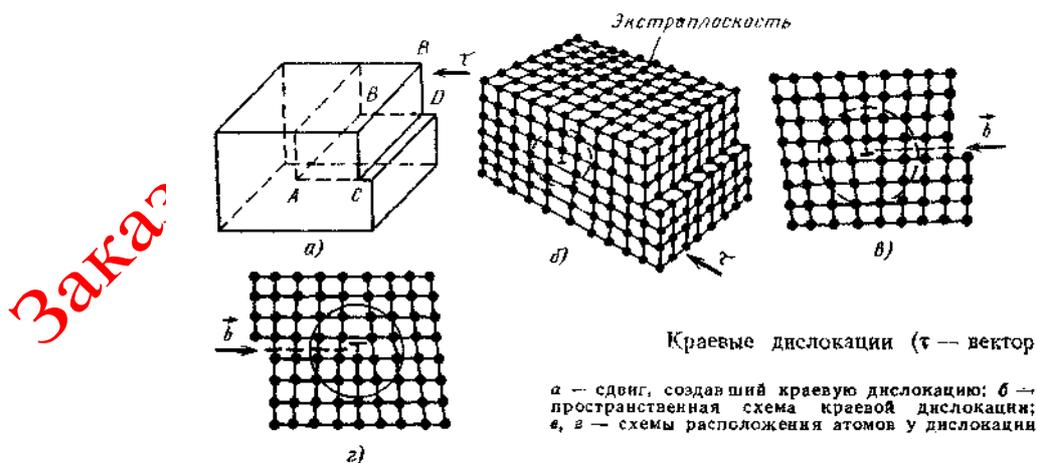


Рис. 3. Крайовые дислокации

Другим важнейшим видом несовершенства кристаллического строения являются так называемые **крайовые (линейные) дислокации** (рис.3). Связанны

с образованием в кристаллической решетке по каким-либо причинам появилась лишняя полуплоскость атомов, так называемая экстраплоскость. Край такой плоскости образует линейный дефект (несовершенство) решетки, который называется краевой дислокацией. Краевая дислокация может простираться в длину на многие тысячи параметров решетки, может быть прямой, но может и выгибаться в ту или иную сторону. В пределе она может закрутиться в спираль, образуя винтовую дислокацию (рис 4). Вокруг дислокации возникает зона упругого искажения решетки. Расстояние от центра, дефекта до места решетки без искажения принимают равным ширине дислокации, она невелика и равна нескольким атомным расстояниям.

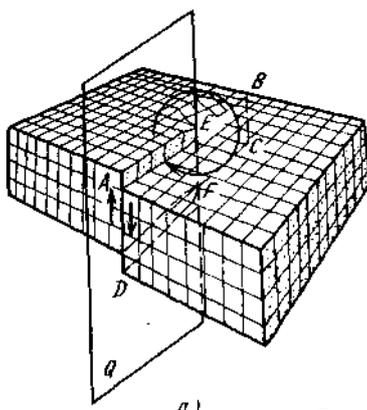


Рис. 4. Винтовая дислокация

Вакансии непрерывно перемещаются в решетке, когда соседствующий в ней атом переходит в "дырку", оставляя пустым свое старое место. Повышение температуры, тепловой подвижности атомов увеличивает число таких актов и увеличивает число вакансий.

Линейные дефекты не двигаются самопроизвольно и хаотически, как вакансии. Однако достаточно небольшого напряжения, чтобы дислокация начала двигаться, образуя плоскость, а в разрезе - линию скольжения С.

Различие свойств в зависимости от направления испытания носит название анизотропии. Все кристаллы анизотропы.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

В чистых металлах при определенных температурах происходит изменение агрегатного состояния: твердое состояние сменяется жидким при температуре плавления, жидкое состояние переходит в газообразное при температуре кипения. Температуры перехода зависят от давления, но при постоянном давлении они вполне определены.

Энергетические условия процесса кристаллизации

При переходе из жидкого состояния в твердое образуется кристаллическая решетка, возникают кристаллы. Такой процесс называют кристаллизацией.

В природе все самопроизвольно протекающие превращения, а следовательно, кристаллизация и плавление обусловлены тем, что новое состояние в новых условиях является энергетически более устойчивым, обладает меньшим запасом энергии.

Энергетическое состояние системы, имеющей огромное число охваченных тепловым движением частиц (атомов, молекул), характеризуется особой термодинамической функцией F , называемой свободной энергией (свободная энергия $F = U - TS$, где U - внутренняя энергия системы; T - абсолютная температура; S - энтропия).

При температуре, равной t_s , свободные энергии жидкого и твердого состояний равны, металл в обоих состояниях находится в равновесии. Эта температура t_s и есть **равновесная или теоретическая температура кристаллизации**.

Для начала кристаллизации необходимо, чтобы процесс был термодинамически выгоден системе и сопровождался уменьшением свободной энергии системы.

Температура, при которой практически начинается кристаллизация, называется **фактической температурой кристаллизации**.

Охлаждение жидкости ниже равновесной температуры кристаллизации называется **переохлаждением**. Разность Δt между температурой t_s и температурой t_k , при которой протекает кристаллизация, называется степенью переохлаждения: $\Delta t = t_s - t_k$.

При медленном охлаждении степень переохлаждения невелика, и кристаллизация протекает при температуре, близкой к равновесной. На **кривых охлаждения при температурах кристаллизации** отмечаются **горизонтальные площадки** (остановка в падении температуры), образование которых объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации.

С увеличением скорости охлаждения степень переохлаждения возрастает.

Процесс кристаллизации начинается с образования **кристаллических зародышей** (центров кристаллизации) и продолжается при их росте. Пока образовавшиеся кристаллы растут свободно, они могут иметь геометрически

относительно правильную форму. При столкновении же растущих кристаллов их правильная форма нарушается. В результате **растущие кристаллы**, имеющие сначала геометрически правильную форму, после **затвердевания получают неправильную внешнюю форму**, их называют **кристаллитами или зернами**.

В процессе кристаллизации возникают зародыши разного размера, однако не все они способны к росту.

Минимальный размер зародыша R_k , способного к росту при данных температурных условиях, называется **критическим размером зародыша**.

С увеличением степени переохлаждения размер критического зародыша уменьшается, следовательно, число зародышей, способных к росту, возрастает.

Скорость процесса кристаллизации и строение металла после затвердевания зависят от числа зародышей, возникающих в единицу времени в единице объема и от скорости роста зародышей.

Чем больше центров кристаллизации (зародышей) и меньше скорость их роста, тем мельче кристалл, выросший из одного зародыша (зерно металла). **Величина зерна может меняться в пределах от 0,4 до 0,001 мм**. При небольшой степени переохлаждения число зародышей мало и скорость роста велика. В этих условиях будет получено крупное зерно. С увеличением степени переохлаждения число зародышей возрастет в большей мере, чем скорость их роста и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается. **Чем больше размер зерна, тем ниже пластичность и прочность металла**.

Для получения мелкого зерна часто используют **процесс модифицирования**. При модифицировании в расплавленный металл вводят небольшое количество специальных веществ (модификаторов), которые, практически не изменяя его химического состава, вызывают при кристаллизации измельчение зерна и тем способствуют улучшению механических свойств.

Строение металлического слитка

Чаще всего в процессе кристаллизации образуются разветвленные или **древовидные кристаллы**, получившие название **дендритов** (рис. 5). При образовании кристаллов **первоначально образуются длинные ветви** - так называемые **оси первого порядка** (главные оси). Одновременно с удлинением осей первого порядка на их ребрах происходит зарождение и рост перпендикулярных к ним таких же **ветвей второго порядка**. В свою очередь на осях второго порядка зарождаются и растут **оси третьего порядка**. Правильная форма дендритов искажается в результате столкновения и срастания частиц на поздних стадиях кристаллизации.

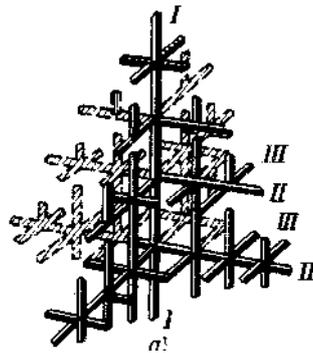


Рис. 5. Древоподобные кристаллы

Полиморфные превращения

Значительное число металлов в зависимости от температуры может существовать в разных кристаллических формах или в разных полиморфных модификациях. В результате полиморфного превращения атомы кристаллического тела, имеющие решетку одного типа, перестраиваются таким образом, что получается кристаллическая решетка, другого типа. Полиморфную модификацию, устойчивую при более низкой температуре, для большинства металлов принято обозначать буквой α , при более высокой β , а затем γ и т.д.

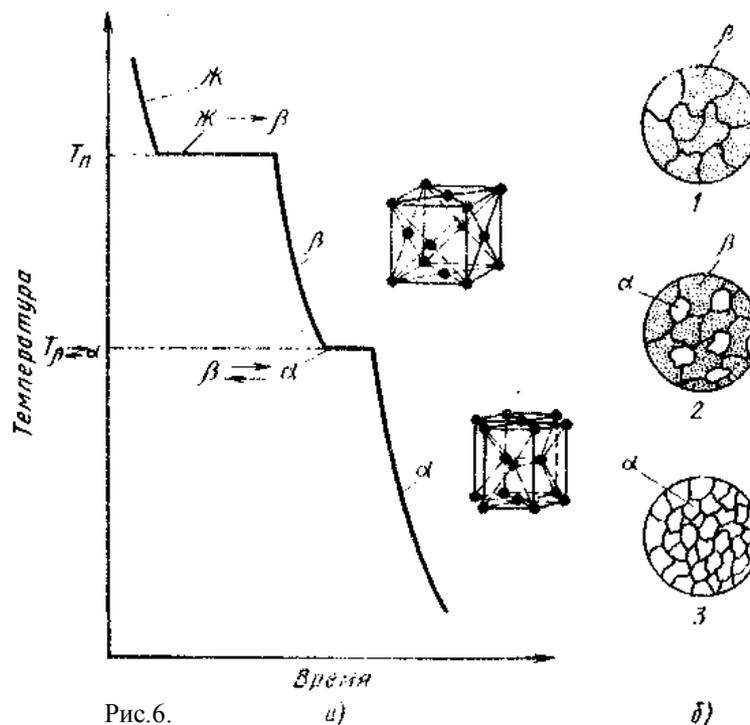


Рис.6.

рис. 20. Кривая охлаждения металла, имеющего две полиморфные формы -- β -- с решеткой ГЦК (К12) и α -- с решеткой ГПУ (Г12):

α -- кривая охлаждения; б -- схема превращения структуры β -модификации в α -модификацию; 1 -- β -модификация; 2 -- образование зародышей α -модификации в кристаллах β -модификации; 3 -- α -модификация

Известны полиморфные превращения Fe α - Fe γ и др.

Полиморфное превращение осуществляется образованием зародышей и последующим их ростом в результате перехода атомов из старой модификации в новую. Зародыши часто возникают на границах исходных зерен. В результате превращения получают новые кристаллические зерна, имеющие другой размер и форму.

Переход металла из одной аллотропической, модификации в другую в условиях равновесия (малой степени переохлаждения) **протекает при постоянной температуре** и сопровождается выделением тепла, если превращение протекает при охлаждении, и поглощением тепла в случае нагрева. Поэтому на кривых охлаждения (рис. 6) при температуре полиморфного превращения (несколько ниже t_n) отмечается площадка. В реальных условиях полиморфные превращения протекают лишь при значительном переохлаждении (перегреве) относительно равновесной температуры полиморфного превращения t_n .

Изменение компактности кристаллической решетки при переходе из одной полиморфной формы в другую влечет за собой изменение объема вещества и его свойств.

Заказ работ 8 920 753-60-60 vk.com/tulev31

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Под **механическими свойствами металла** (или другого материала) понимают характеристики, определяющие его поведение под действием приложенных к нему внешних механических сил в виде статической, динамической или знакопеременной нагрузок.

К механическим свойствам относят **прочность - сопротивление металла (сплава) деформации и разрушению** и **пластичность - способность металла к необратимой без разрушения деформации** (остающейся после удаления деформирующих сил).

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных сил. Деформация вызывается внешними силами, приложенными к телу, или происходящими в самом теле физико-механическими процессами (например, изменение объема отдельных кристаллитов при фазовых превращениях или вследствие температурного градиента).

Виды напряжений

В случае одноосного растяжения возникающие в теле напряжения равны. Сила P , (**рис. 7**) приложенная к некоторой площадке F , обычно направлена к ней под некоторым углом. Поэтому в теле возникают **нормальные и касательные напряжения**.

Образование внутренних напряжений связано в основном с неоднородным распределением деформаций (в том числе и микродеформаций) по объему тела.

Наличие в испытываемом образце механических надрезов, трещин внутренних дефектов металла приводит к неравномерному распределению напряжений, создавая у основания надреза пиковую концентрацию нормальных напряжений (нормальные напряжения бывают растягивающими и сжимающими) (**см. рис. 7**). Действие надрезов, сделанных в образце, аналогично конфигурации изделий, имеющих сквозные отверстия, резьбу и т.п., или влиянию внутренних дефектов металла (неметаллических включений, графитных выделений в чугуне, трещин и др.), нарушающих его цельность. Поэтому всевозможные надрезы, отверстия, галтели и другие источники концентрации напряжений называют концентраторами напряжений.

Напряжения вызываются **различными причинами**. Различают **временные**, обусловленные действием внешней нагрузки и исчезающие после ее снятия, и **внутренние остаточные напряжения**, возникающие и уравнивающиеся в пределах тела без действия внешней нагрузки.

Внутренние напряжения наиболее часто возникают в процессе быстрого нагрева или охлаждения металла вследствие неодинакового расширения

(сжатия) поверхностных и внутренних слоев. Эти напряжения называют тепловыми.

Кроме того, напряжения возникают в процессе кристаллизации, при неравномерной деформации, при термической обработке вследствие структурных превращений по объему и т.д., эти напряжения называют фазовыми или структурными.

Внутренние напряжения классифицируют на:

Напряжения **1 рода** (или зональные), **называемые** также **макронапряжениями**, они уравниваются в объеме всего тела, возникают главным образом в результате технологических процессов, которым подвергают деталь в процессе ее изготовления.

Напряжения 2 рода уравниваются в объеме зерна (кристаллита) или нескольких блоков (субзерен), их **называют** иначе **микронапряжениями**. Чаще всего они возникают в процессе фазовых превращений и деформации металла, когда разные кристаллиты и блоки внутри них оказываются в различном упругонапряженном состоянии.

Напряжения 3 рода, локализующиеся в объемах кристаллической ячейки, **представляют собой статические искажения решетки**, т. е. смещения атомов на доли ангстрема из узлов кристаллической решетки.

Упругая и пластическая деформация

Упругой называют деформацию, влияние которой на форму, структуру и свойства тела полностью устраняется после прекращения действия внешних сил. Упругая деформация не вызывает заметных остаточных изменений в структуре и свойствах металла; под действием приложенной нагрузки происходит незначительное, полностью обратимое смещение атомов, или поворот блоков кристалла. После снятия нагрузки смещенные атомы вследствие действия сил притяжения или отталкивания возвращаются в исходное равновесное состояние, и кристаллы приобретают первоначальную форму и размеры.

При достижении касательными напряжениями предела или порога упругости деформация становится необратимой. При снятии нагрузки устраняется лишь упругая составляющая деформации. Часть же деформации, которую называют **пластической**, остается.

Пластическая деформация в кристаллах может осуществляться скольжением и двойникованием. **Скольжение** - смещение отдельных частей кристалла - одной части относительно другой происходит под действием касательных напряжений, когда эти напряжения в плоскости и в направлении скольжения достигают определенной критической величины.

Схема упругой и пластической деформаций металла с кубической структурой, подвергнутого действию напряжений сдвига, показана на рис.9..

Скольжение в кристаллической решетки протекает по плоскостям и направлениям с наиболее плотной упаковкой атомов, где сопротивление

сдвигу (τ) наименьшее. Это объясняется тем, что расстояние между соседними атомными плоскостями наибольшее, т.е. связь между ними наименьшая.

Чем больше в металле возможных плоскостей и направлений скольжения, тем выше его способность к пластической деформации.

Пластическая деформация металлов с плотноупакованными решетками К12 и Г12, кроме скольжения, может осуществляться двойникованием, которое сводится к переориентировке части кристалла в положение, симметричное по отношению к первой части относительно плоскости, называемой плоскостью двойникования (рис. 8). Двойникование, подобно скольжению, сопровождается прохождением дислокации сквозь кристалл.

Изменение структуры металлов при пластической деформации

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично деформации монокристалла путем сдвига (скольжения) или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением происходит в результате пластической деформации каждого зерна

При больших степенях деформации вследствие скольжения зерна (кристаллиты) меняют свою форму. Так, до деформации зерно имело округлую форму. После деформации в результате смещений по плоскостям скольжения зерна вытягиваются в направлении действующих сил P , образуя волокнистую или слоистую структуру. Одновременно с изменением формы зерна внутри него происходит дробление блоков и увеличение угла разориентировки между ними.

При больших степенях деформации возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка зерен. Закономерная ориентировка кристаллитов относительно внешних деформирующихся сил получила название **текстура деформации**.

Наклеп. С увеличением степени холодной деформации свойства, характеризующие сопротивление деформации (σ_v , σ_0 , σ_1 твердость и др.), повышаются, а способность к пластической деформации - пластичность (δ и ψ) уменьшается. **Упрочнение металла в процессе пластической деформации получило название наклепа.**

Сверхпластичность. Виды, определение, способы получения.

Разрушение металлов

При достаточно высоких напряжениях процесс деформации заканчивается разрушением. **Разрушение состоит из двух стадий** - зарождения трещины и ее распространения через все сечение образца (изделия). **Возникновение микротрещины чаще всего происходит благодаря скоплению движущихся дислокации перед препятствием** (границы субзерен, зерен, межфазные границы, всевозможные включения и т. д.), что

приводит к концентрации напряжений, достаточных для образования микротрещины.

Разрушение может быть хрупким и вязким. Вязкое разрушение происходит со значительной пластической деформацией; при хрупком разрушении пластическая деформация мала.

Вязкое разрушение обусловлено малой скоростью распространения трещины. Скорость распространения хрупкой трещины велика - близка к скорости звука. Поэтому нередко хрупкое разрушение называют "внезапным" или "катастрофическим" разрушением. Вязкому разрушению соответствует большая работа распространения трещины. При хрупком разрушении работа распространения трещины близка к нулю.

По виду микроструктуры различают разрушение транскристаллитное и интеркристаллитное. При транскристаллитном разрушении трещина распространяется по телу зерна, а при интеркристаллитном она проходит по границам зерен.

Пути повышения прочности, и пластичности, металла

Увеличение прочности металла повышает надежность и долговечность машин (конструкций) и понижает расход металла на их изготовление вследствие уменьшения сечения деталей машин. Реально достигнутая прочность металла (**техническая прочность**) значительно ниже теоретической.

Под теоретической прочностью понимают сопротивление деформации и разрушению, которое должны бы иметь материалы согласно физическим расчетам сил сцепления в твердых телах. **Низкая прочность (сопротивление деформации) металла** объясняется легкой подвижностью дислокации. Следовательно, для повышения прочности или необходимо устранить дислокации или повысить сопротивление их движению. Сопротивление их движению дислокации возрастает при взаимодействии их друг с другом и с различного рода другими дефектами кристаллической решетки, создаваемыми при обработке металла.

Дефекты решетки оказывают на сопротивление металла деформации двойное влияние. С одной стороны, образование в металле дислокации ослабляет металл. С другой стороны, дефекты кристаллического строения упрочняют его, так как препятствуют свободному перемещению дислокации.

Минимальная прочность определяется некоторой критической плотностью дислокации A , приблизительно оцениваемой – $10^6-10^8 \text{ см}^{-2}$. Эта величина относится к отожденным металлам. Если количество дефектов (плотность дислокации) не превышает величины A , то уменьшение их содержания резко увеличивает сопротивление деформации. Прочность в этом случае быстро приближается к теоретической.

В настоящее время удалось получить кристаллы размером 2-10 мм и толщиной от 0,5 до 2,0 мкм, практически лишенные дефектов кристаллической решетки (дислокации). Эти нитевидные кристаллы, названные английскими учеными "усами" (whisker), обладают прочностью,

близкой к теоретической. Отсутствие дефектов в усах объясняется условиями их роста и малыми размерами. Увеличение размера усов сопровождается резким снижением прочности. При толщине более 0,25 мкм усы железа по прочности не отличаются от технического железа.

Механические свойства при статических испытаниях

К статическим относятся испытания на растяжение, сжатие, кручение и изгиб.

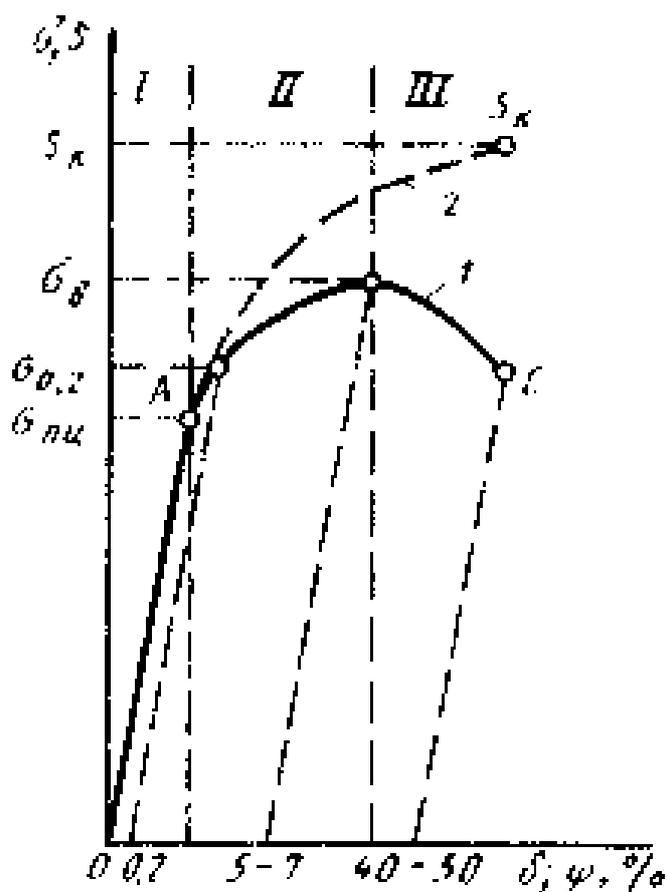


Рис. 8. Диаграмма растяжения металлов

Кривая 1 (рис. 8) характеризует поведение (деформацию) металла под действием напряжений, величина которых является условной, ее вычисляют делением нагрузки P в данный момент времени на первоначальную площадь поперечного сечения образца (F_0).

Кривая 2 описывает поведение (деформацию) металла под действием напряжений S , величина которых является истинной, ее вычисляют делением нагрузки P в данный момент времени на площадь поперечного сечения образца в этот же момент.

Напряжение, соответствующее точке А, называют **пределом пропорциональности** ($\sigma_{пц}$). Обычно определяют **условный предел**

пропорциональности, т.е. напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между напряжениями и деформациями достигает такой величины, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой деформации с осью напряжений, увеличивается на 50% от своего значения на линейном (упругом) участке.

Предел упругости определяется как напряжение, при котором остаточная деформация достигает 0,05% (или еще меньше) от первоначальной длины образца.

Напряжение, вызывающее остаточную деформацию, равную 0,2%, называют условным **пределом текучести** ($\delta_{0,2}$).

Кроме того, при испытании на растяжение определяют **характеристики пластичности**. К ним относятся: относительное удлинение и относительное сужение: $\delta = (l_k - l_0) * 100\% / l_0$; $\psi = (F_0 - F_k) * 100\% / F_0$, где l_0 и l_k - длина образца до и после разрушения;

F_0 и F_k - площадь поперечного сечения образца до и после разрушения соответственно.

Определение показателей прочности металла σ_B, σ_T .

Вязкость разрушения (трещиностойкость) K_{1C} .

Определение твердости HB, HR, HV и микротвердости металлов.
Методы, обозначения.

Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях: KCV, RCU, KCT.

Порог хладноломкости t_{50} .

Механические свойства при циклических испытаниях: σ_R, σ_{-1} .

Заказ работ 8 920 153-60-60 VK.com/taiboo

ФАЗЫ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Чистые металлы обладают низкой прочностью и в ряде случаев не обеспечивают требуемых физико-химических и технологических свойств. Поэтому в технике их применяют редко. Наиболее широко используют сплавы.

Сплавы получают сплавлением или спеканием двух или более металлов или металлов с неметаллом. Вещества, образующие сплавы, называются компонентами.

Сплав может состоять из двух или большего числа компонентов и образовывать одну или несколько фаз.

Фазой называется физически и химически однородная часть системы (металла или сплава), имеющая одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние и отделенная от остальных частей системы поверхностью раздела.

В сплавах в зависимости от физико-химического взаимодействия компонентов **могут образовываться следующие фазы**: жидкие растворы, твердые растворы, химические соединения.

Твердые растворы

Твердыми растворами называют фазы, в которых один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого или других компонентов располагаются в решетке первого компонента (растворителя), изменяя ее размеры (периоды).

Твердый раствор, состоящий из двух или нескольких компонентов, имеет один тип решетки и представляет собой одну фазу.

Различают **твердые растворы замещения** (рис. 9) и **твердые растворы внедрения** (рис.10). При образовании твердого раствора замещения атомы растворенного компонента замещают часть атомов растворителя в его кристаллической решетке. Атомы растворенного компонента могут замещать любые атомы растворителя.

При образовании твердого раствора внедрения атомы растворенного компонента располагаются в междоузлиях (пустотах) кристаллической решетки растворителя. При этом атомы располагаются не в любом междоузлии, а в таких пустотах, где для них имеется больше свободного пространства.

При образовании твердого раствора кристаллическая решетка всегда искажается и периоды ее изменяются. **При образовании твердого замещения** период решетки может увеличиться или уменьшиться в зависимости от соотношения атомных радиусов растворителя и растворенного компонента. **В случае твердого раствора внедрения** период решетки растворителя всегда возрастает. Атомы растворенного компонента нередко скапливаются у дислокации.

В растворах замещения атомы меньшего размера (по сравнению с атомами металла растворителя) скапливаются в сжатой зоне решетки (рис.11), атомы больших размеров - в растянутой зоне решетки, при образовании

твёрдого раствора внедрения атомы растворенного элемента располагаются в растянутой области под краем экстраплоскости; в области дислокации чужеродным атомам легче размещаться, чем в совершенной области решетки, где они вызывают значительные искажения решетки. Атомы внедрения значительно сильнее связываются с дислокациями, чем атомы замещения, образуя так называемые **атмосферы Коттрелла**. Образование атмосфер сопровождается уменьшением искажений решетки, что предопределяет их устойчивость. Выход или отрыв атомов из атмосферы Коттрелла требует значительной энергии.

Твердые растворы замещения с неограниченной растворимостью могут образоваться при соблюдении следующих условий:

1. Компоненты должны обладать одинаковыми по типу (изоморфными) кристаллическими решетками. Только в этом случае при изменении концентрации твёрдого раствора будет возможен непрерывный переход от кристаллической решетки одного компонента к решетке другого компонента.

2. Различие в атомных размерах компонентов должно быть незначительным и не превышать определенной величины — для сплавов на основе меди до 14-15 %, а для сплавов на основе железа до 9 %.

3. Компоненты должны принадлежать к одной и той же группе периодической системы элементов или к смежным родственным группам и в связи с этим обладать близким строением валентной оболочки электронов в атомах.

Твердые растворы внедрения могут возникнуть только в тех случаях, когда диаметр атома растворенного элемента невелик. Поэтому твердые растворы этого типа получаются лишь при растворении в металле (например, в железе, молибдене, хром и т.д.) углерода (атомный радиус 0,77 Å), азота (0,71 Å), водорода (0,46 Å), т. е. элементов с малым атомным радиусом. Твердые растворы внедрения могут быть только ограниченной концентрации, поскольку число пор в решетке ограничено, а атомы основного компонента сохраняются в узлах решетки. Роль этого вида твёрдого раствора значительна в сталях и чугунах.

Упорядоченные твердые растворы (сверхструктуры). В некоторых сплавах (например, Cu-Au, Fe-Al, Fe-Si, Ni-Mn и др.), образующих при высоких температурах растворы замещения (с неупорядоченным чередованием атомов компонентов), при медленном охлаждении или длительном нагреве при определенных температурах протекает процесс перераспределения атомов, в результате которого атомы компонентов занимают определенные положения в кристаллической решетке.

Такие твердые растворы получили название упорядоченных твердых растворов или сверхструктур. Образование сверхструктуры сопровождается изменением свойств.

Химические соединения и родственные им по природе фазы в металлических сплавах многообразны. **Характерными особенностями химических соединений**, образованных по закону нормальной валентности, отличающимися их от твердых растворов, являются следующие:

1. Кристаллическая решетка отличается от решеток компонентов, образующих соединение. Атомы в решетке химического соединения располагаются упорядоченно, т. е. атомы каждого компонента расположены закономерно и по определенным узлам решетки. Большинство химических соединений имеет сложную кристаллическую структуру.

2. В соединении всегда сохраняется кратное массовое соотношение элементов. Это позволяет выразить их состав простой формулой, где А и В - соответствующие элементы; n и m - простые числа.

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

4. Температура плавления (диссоциации) постоянная. В отличие от твердых растворов химические соединения обычно образуются между компонентами, имеющими большое различие в электронном строении атомов и кристаллических решеток.

Примером типичных химических соединений с нормальной валентностью являются соединения магния с элементами IV— VI групп периодической системы и др.

Соединения одних металлов с другими носят общее название интерметаллидов или интерметаллических соединений. Химическая связь между атомами в интерметаллидах чаще металлическая.

Большое число химических соединений, образующихся в металлических сплавах, имеют некоторые особенности, отличающие их от типичных химических соединений: так, некоторые из них не подчиняются законам валентности и не имеют постоянного состава.

Фазы внедрения. Переходные металлы Fe, Mn, Cr, Mo и др. образуют с углеродом, азотом, бором и водородом, т. е. элементами с малым атомным радиусом, такие соединения, как карбиды, нитриды, бориды и гидриды. Они имеют много общего в строении и свойствах; часто их называют фазами внедрения.

Фазы внедрения имеют формулу: $M_4X(Fe_4)$, $M_2x(Fe_2N)$, $MX(TiN)$ и др. Кристаллическая структура фаз внедрения определяется соотношением атомных радиусов неметалла (R_x) и металла (R_m). Если $R_x/R_m < 0.59$, то атомы металла в этих фазах расположены по типу одной из простых кристаллических решеток: кубической (K8, K12) или гексагональной (Г12), в которую внедряются атомы неметалла, занимая в ней определенные поры.

Фазы внедрения являются фазами переменного состава, а соответствующие им химические формулы обычно характеризуют максимальное содержание в них неметалла. Фазы внедрения обладают высокой электропроводностью, уменьшающейся с повышением температуры, и металлическим блеском. Карбиды, относящиеся к фазам внедрения, плавятся при высокой температуре.

Если условие $R_x/R < 0,59$ не выполняется, как это наблюдается для карбидов железа, марганца и хрома, то образуются соединения с более сложными решетками; такие соединения нельзя считать фазами внедрения.

Электронные соединения. Эти соединения образуются между одновалентными элементами (Си, Аg, Аu, Li, Na) или металлами переходных групп (Fe, Mn, Со и др.) и простыми металлами с валентностью от 2 до 5 (Be, Mg, Zn, Cd, Al и др.). Особенно часто электронные соединения встречаются в сплавах Си, Аg или Аu.

Соединения этого типа имеют определенное отношение числа валентных электронов к числу атомов, т. е. определенную электронную концентрацию. Так, существуют соединения, у которых это отношение в одних случаях равно $3/2$ (1,5); в других $21/13$ (1,62), в третьих $7/4$ (1,75). Каждому из указанных соотношений соответствуют и определенные типы кристаллической решетки.

Электронные соединения подобно обычным химическим соединениям имеют кристаллическую решетку, отличную от решетки образующих компонентов, но в отличие от химических соединений с нормальной валентностью электронные соединения образуют с компонентами, из которых они состоят, твердые растворы в широком интервале концентраций.

Заказ работ 8 920 753-60-60 vk.com/tytu

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ. ПРАВИЛО ФАЗ

Система - это совокупность бесконечно большого числа сплавов, образованных данными металлами (и неметаллами).

В металловедении изучают сплавы, в которые входит несколько элементов. Поэтому, когда говорят "система Си-Zn" или "система Fe-Ni", это означает, что рассматривают сплавы, состоящие из этих элементов. В системе Fe-Fe₃C изучают взаимоотношение между Fe и химическим соединением Fe₃C.

Фазой называется однородная часть системы. В сложных системах, состоящих из нескольких фаз, существуют поверхности раздела между фазами. В сплавах: фазами могут быть чистые металлы, жидкие или твердые растворы, химические соединения. Фазы отличаются одна от другой по агрегатному состоянию (жидкий алюминий и твердый алюминий - две разные фазы), химическому составу, т. е. концентрации компонентов в каждой фазе, типу кристаллической решетки (железо с решеткой о. ц. к. и г. ц. к. - тоже две разные фазы). Число сосуществующих фаз обозначают буквой Ф.

Компонент. Компонентами называют вещества, образующие систему. Компонентами могут быть чистые металлы (элементы) или устойчивые химические соединения. В металловедении под компонентами обычно понимают элементы (металлы и неметаллы), которые образуют сплав. Следовательно, чистые металлы представляют однокомпонентные системы, сплавы из двух элементов - двухкомпонентные системы и т. д. Число компонентов обозначают буквой К.

Число степеней свободы

Степень свободы определяется числом независимых переменных (например, температура, концентрация сплава, давление), которые можно изменять в определенных пределах, не нарушая равновесия. **Равновесным** называется состояние сплава, которое не изменяется во времени. При равновесии сохраняется число сосуществующих фаз. Если при этом условии можно менять только температуру (одна переменная), то число степеней свободы равно единице; если и температура, и состав фазы должны быть постоянными, то число степеней свободы равно нулю. Число степеней свободы обозначают буквой С.

Закономерности всех изменений системы в зависимости от внутренних и внешних условий подчиняются правилу фаз.

Правило фаз устанавливает возможное число фаз и условия, при которых они могут существовать в данной системе, т. е. в сплаве из данного числа компонентов. Правило фаз выражает зависимость между количеством фаз, числом компонентов и числом степеней свободы системы:

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

где С - число степеней свободы; К - число компонентов; Ф - число фаз;

V - внешние переменные факторы (температура, давление).

Если принять давление постоянным, что допустимо при рассмотрении металлических систем ($V = 1$), т. е. если из внешних переменных факторов учитывать только температуру, то $C = K + 1 - \Phi$.

Возможные случаи равновесия для однокомпонентных систем. Если в однокомпонентной системе (например, в чистом металле) имеется одна фаза (жидкий или закристаллизовавшийся, т. е. твердый металл), то $K = 1$ и $\Phi = 1$. Следовательно $C = 1 + 1 - 1 = 1$, т. е. имеется одна степень свободы. Это значит, что можно нагреть или охладить металл в определенном интервале температур, сохраняя его однофазным (жидким или твердым). Это положение известно, так как металл можно охлаждать в жидком виде (от температуры затвердевания), сохраняя в нем однофазное состояние.

Если в момент плавления или затвердевания в однокомпонентной системе имеются две фазы (например, жидкий и твердый металл), то $K = 1$, $\Phi = 2$, следовательно, $C = 1 + 1 - 2 = 0$, т. е. не имеется ни одной степени свободы. Такое равновесие возможно лишь при постоянной температуре. Следовательно, температура плавления и температура затвердевания однокомпонентных систем, например, чистых металлов, всегда постоянны и пока не исчезает одна фаза (расплавится твердая часть при нагреве или затвердеет жидкая часть при охлаждении), температура остается неизменной.

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

Диаграмма состояния представляет собой графическую зависимость состояния сплавов данной системы от их концентрации (химического состава) и температуры. По ней можно установить, какие превращения происходят в сплавах при нагреве и охлаждении, определить, при каких температурах произойдет затвердевание.

Диаграммы состояния строят экспериментальным путем на основе результатов термического анализа, изучения структур сплавов в твердом состоянии, по результатам физических методов исследований.

Диаграммы состояния сплавов

Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы.

Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы.

Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы и перитектику.

Смесь кристаллов в сплаве называется эвтектикой или эвтектической смесью, если она закристаллизовалась из жидкости при температуре более низкой, чем температуры плавления отдельных компонентов, образующих этот сплав, (по-гречески eutektos означает легко плавящийся, легкоплавкий).

Процесс образования новой фазы за счет растворения (расплавления) старой фазы в жидкости называется **перитектическим**. Температура, при которой происходит этот процесс, называется перитектической.

В момент образования твердого раствора при этих условиях должны существовать три фазы: две, взаимодействующие между собой, и третья - твердый раствор, получающийся в результате этого взаимодействия. Следовательно, в соответствии с правилом фаз образование твердого раствора по перитектической реакции идет при постоянной температуре и на диаграмме состояния ему должна соответствовать линия, параллельная оси состава, а на кривых охлаждения - остановка (площадка).

Линия ликвидуса - выше температур, образующих эту линию, все сплавы данной пары компонентов находятся полностью в жидком состоянии.

Линия солидуса - при температурах ниже этой линии все сплавы, состоящие из данной пары компонентов, находятся полностью в твердом состоянии. Между этими линиями часть сплава находится в твердом, а часть - в жидком состоянии.

Для определения относительного количества (массы) сосуществующих фаз и структурных составляющих одного сплава пользуются **правилом отрезков** коноды.

Конода - это отрезок горизонтальной линии или изотерма, проведенная внутри двухфазной области диаграммы состояния до пересечения с линиями границ двухфазной области.

Правило отрезков коноды. Для определения количества жидкой и твердой фаз сплава по диаграмме состояния:

1. Восстановить перпендикуляр к точке, характеризующей состав данного сплава (т. е. провести линию сплава).
2. При заданной температуре провести коноду - горизонтальную линию (изотерму) до пересечения с линиями ограничивающими данную область.
3. Соотношение между жидкой и твердой частями сплава будет обратно пропорционально отрезкам, на которые линия сплава делит коноду.
4. Для определения количества твердой части сплава надо взять отношение длины отрезка, прилегающего к жидкой части сплава, к длине всей коноды.
5. Для определения количества жидкой части сплава надо взять отношение длины отрезка, прилегающего к твердой части сплава, к длине всей коноды. Поскольку в выражение для количественного определения температура не входит, то правило отрезков верно для любых температур и, следовательно, любых двухфазных областей разных диаграмм состояний.

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ: ФАЗЫ, СТРУКТУРНЫЕ СОСТАВЛЯЮЩИЕ

Железоуглеродистые сплавы - сложные системы, состоящие из 5-6 и более компонентов. Один из них попадает в сплавы в процессе металлургического передела (кремний, сера, фосфор, кислород, водород и др.) - **примеси**, другие специально вводятся в сплавы для изменения их свойств в нужном направлении (хром, никель, молибден, вольфрам и др.) - **легирующие элементы**.

Основными элементами, определяющими структуру и свойства, являются железо и углерод. Поэтому эти сложные сплавы рассматриваются как двойные - железо-углерод, а влияние примесей и легирующих элементов рассматривается самостоятельно в соответствующих разделах. На практике **применяются сплавы, содержащие < 6% С**.

Соединение Fe_3C (цементит) неустойчиво (метастабильно) и при соответствующих условиях (медленном охлаждении) возможна кристаллизация из жидкости свободного углерода в виде графита. Железоуглеродистые сплавы, содержащие < 6,67% С могут кристаллизоваться по двум типам диаграмм: метастабильной - Fe - Fe_3C , когда свободного углерода не образуется, и стабильной, Fe - С, когда возможно выделение свободного углерода из жидкости или в результате распада цементита. Эти диаграммы изображают на одном графике, линии метастабильной диаграммы сплошные, стабильной пунктирные.

Железо - переходный металл серебристо-белого цвета. Атомный номер 26, атомная масса 55,85, атомный радиус 1,27 А, электронная формула $1S^2 2S^2 2P^6 3S^2 3P^6 3D^6 4S^2$. Чистое железо содержит 0.001% примесей, техническое железо (армко) - 0,1 % примесей. Температура плавления - 1539 С, кипения - 3200 С.

В твердом состоянии в зависимости от температуры Fe имеет две полиморфные модификации альфа и гамма: Fe - α существует при температурах ниже 910° С и выше 1392 С°. В интервале **1392-1539 С°** Fe - α часто обозначают как Fe - γ .

Кристаллическая решетка Fe - α объемноцентрированный куб с периодом решетки 2,8606 А.

До 768° С (точка Кюри) она ферромагнитна, при более высоких температурах - парамагнитна.

Кристаллическая решетка Fe- γ - гранецентрированный куб с периодом решетки 3,645 А. Плотность более высокая - 8,0 - 8,1 г/см³. Это значит, что при полиморфном превращении альфа --> гамма происходит сжатие, объемный эффект - 1% .

Полиморфное превращение связано с различием в изменении величины свободной энергии решетки ОЦК И ГЦК с температурой.

Температуры превращения в твердом состоянии называются критическими точками и обозначаются буквой А с соответствующими индексами. Ас и Аг не совпадают вследствие теплового гистерезиса (все превращения происходят при некотором нагреве или переохлаждении).

Свойства технического железа при 20° С: НВ 80; 220-250 МПа.

Углерод. В природе встречается в двух аллотропических формах - алмаз и графит, атомный номер 6, плотность 2,5 г/см³, атомная масса 12, , атомный радиус 0,77 А, температура плавления 3500° С. Углерод полиморфен. При атмосферном давлении устойчивая модификация графит. Решетка графита гексагональная, структура слоистая. Слабые связи между параллельными слоями атомов и очень прочные (ковалентные) - между атомами внутри слоя.

Углерод растворим в железе в жидком и твердом состоянии, а также может быть в виде химического соединения карбида железа- цементита, а в высокоуглеродистых сплавах в виде графита.

В системе железо-углерод различают следующие фазы: жидкий сплав, твердые растворы внедрения - феррит и аустенит, химические соединения - цементит и графит.

Феррит (Ф) - твердый раствор внедрения углерода (и других примесей) в железе, решетка, ОЦК. Различают альфа-феррит с максимальной растворимостью углерода 0,025% (при 727°С) и минимальной растворимостью 0,006% (при 20° С), и высокотемпературный - феррит с предельной растворимостью углерода 0,1% (при 1499°С).

Атомы углерода располагаются в решетке феррита в центре грани куба, где имеется максимальная пора. Механические свойства альфа -феррита близки к свойствам армко-железа,. До 768° С ферромагнитен.

Аустенит (А)- твердый раствор внедрения углерода (и других примесей) в гамма-железе решетка ГЦК. Предельная растворимость - 2,14 (при 1147° С). Атомы углерода в решетке гамма - железа располагаются в центре элементарной ячейки, где может поместиться сфера радиусом 0,41 атомного радиуса железа, т.е. близкая к атомному радиусу углерода и в дефектных областях кристалла. Аустенит обладает высокой пластичностью и сравнительно низкой прочностью.

Цементит (Ц) - карбид железа, имеет сложную орторомбическую решетку. Температура плавления из-за его метастабильности при высоких температурах точно не установлена (1250-1550°С). До 221°С (А) ферромагнитен.

Цементит имеет очень высокую твердость (> НВ 800) и практически нулевую пластичность. Он может образовывать твердые растворы замещения и внедрения с другими элементами. При замещении атомов железа атомами других металлов образуется легированный цементит (Fe, W, Cr) . Графит - о его строениях свойствах рассказано выше.

Диаграмма Fe-Fe₃C

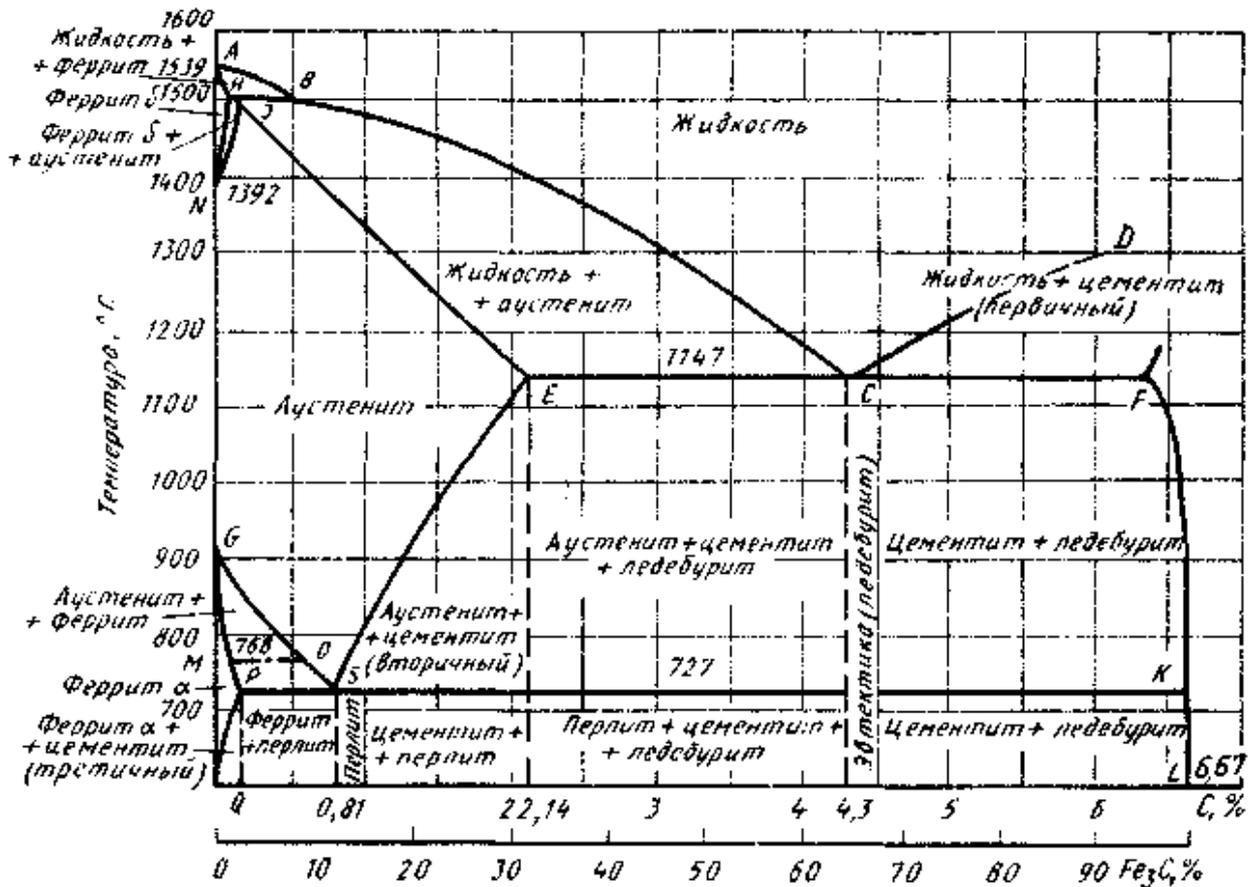


Рис. 6.1. Диаграмма Fe-Fe₃C

Ось абсцисс двойная: показано содержание углерода и цементита. Уменьшение содержания углерода на 15% дает содержание цементита в любом сплаве в % по массе. Все сплавы в данной системе можно разбить на две группы: сплавы, содержащие до 2,14% называются **сталями**, сплавы, содержащие $\geq 2,14\%$ C - **чугунами**.

Точки А и Д соответствуют температурам плавления железа и цементита. **Точки N (1392°C) и (910°C)** соответствуют полиморфному превращению, в чистом железе.

Линия ABCD - линия ликвидус. Участок АВ показывает температуру начала кристаллизации из жидкого сплава - феррита, ВС - температуру кристаллизации аустенита, CD - температуру кристаллизации первичного цементита (П1).

Линия ANJBESCF -линия солидус. Ниже участка AN сплав затвердел и существует только феррит; **NJB** - **линия перетектического превращения** (равновесия).

Линия ECF (солидус) - линия эвтектического превращения (равновесия) соответствует кристаллизации из жидкости эвтектики, состоящей из кристаллов А и Ц - ледебурита (Л)

В ледебурите всегда 4,3% углерода, и он образуется при постоянной температуре (1147⁰С). Превращение происходит во всех сплавах, содержащих 2,14 и < 6,67% С (чугунов).

Линии NH и NJ линии первого (высокотемпературного) полиморфного превращения в сплавах. В отличие от чистого железа полиморфные превращения в сплавах происходят в интервале температур.

Линия ES - линия ограниченной растворимости углерода в аустените. Ниже этой линии А пересыщен углеродом и из него выделяется высокоуглеродистая фаза - Ц (цифра II указывает, что Ц выделился из А).

Линия PSK - линия эвтектоидного превращения (равновесия). Это превращение протекает у всех сплавов, при этом аустенит состава S распадается на смесь двух фаз: феррита состава Р и цементита



Распад происходит при постоянной температуре (727⁰С) и в образующемся эвтектоиде - перлите (П), всегда содержится 0,8% углерода.

Линии GS и GP - линии второго полиморфного превращения . Ниже линии GP полиморфное превращение заканчивается и структура сплава ферритная (А □ Ф).

Линия PQ - линия ограниченной растворимости углерода в феррите. Ниже этой линии феррит пересыщен углеродом и из него выделяется И (цифра III указывает, что Ц выделился из феррита).

На всех горизонтальных линиях в равновесии находятся три фазы, система невариятна, т.е. С=0.

Перитектическое превращение наблюдается у сплавов, содержащих от 0,1 до 0,5% С, эвтектическое - от 2,14 до 6,67 С и эвтектоидное - у всех сплавов, содержащих $\geq 0,025$ С.

Сплавы, содержащие < 0,8 называются доэвтектоидными, > 0,8%С - заэвтектоидными и 0,8%С эвтектоидными сталями. В зависимости от концентрации углерода сплавы, содержащие < 0,3%С называются низкоуглеродистыми, с 0,3 - 0,6%С - среднеуглеродистым, с > 0,7%С - высокоуглеродистыми сталями.

Кристаллизация стали. Все превращения начинаются в жидкости при некотором переохлаждении, т.е. при температурах ниже равновесной, лежащей на соответствующей линии диаграммы.

Перекристаллизация стали (превращения в твердом состоянии). Основа этих превращений - полиморфное превращение ГЦК - ОЦК и изменение растворимости углерода в аустените и феррите при изменении температуры.

Влияние компонентов и примесей на свойства стали

Сталь - многокомпонентный сплав. Избавиться от примесей затруднительно и дорого. Любая сталь состоит из 2-х фаз - Ф и Ц. Количество цементита возрастает прямо пропорционально содержанию углерода. Частицы Ц служат препятствием движению дислокации, а следовательно повышают прочность, твердость и уменьшают пластичность. Повышение содержания углерода повышает температуру порога хладноломкости (0,1%С повышает температуру порога хладноломкости примерно на 20⁰С). При содержании в стали более 1 - 1,1% С возникает хрупкость в отожженном состоянии.

Кремний и марганец попадают в сталь при раскислении, содержание Si = 0,35 - 0,4 %, Mn = 0,5 - 0,8%. Кремний снижает способность стали к вытяжке, холодной высадке. Поэтому стали, предназначенные для холодной штамповки надо брать с пониженным кремнием.

Сера образует FeS, который в свою очередь образует с железом легкоплавкую эвтектику (T = 988⁰С). Располагаясь по границам зерен, она плавится при температурахковки и штамповки вследствие чего возникает краснеломкость. Марганец нейтрализует серу (MnS). Сернистые включения понижают механические свойства. Содержание серы не должно превышать 0,05 - 0,06%.

Фосфор, растворяясь в феррите, искажает кр. решетку (раствор внедрения), резко снижает пластические и вязкие свойства. Каждый 0,01% фосфора повышают порог хладноломкости на 20 - 25⁰С. Склонен к ликвации.

Азот, водород, кислород образуют хрупкие неметаллические включения (оксиды, нитриды) по границам зерен, в результате возрастает хрупкость. Водород охрупчивает сталь.

Заказ работ 8 920 153 60 60

ЧУГУНЫ

Белые чугуны

В структуре высокоуглеродистых сплавов, кристаллизующихся по метастабильной системе, нет свободного углерода. Излом их светлый, поэтому такие чугуны называются **белыми**.

Белые чугуны используются главным образом как передельные чугуны.

Доэвтектический белый чугун, содержащий 2,2 - 2,9%С используется для получения ковкого чугуна, **эвтектический** белый чугун (легкоплавкий; жидкотекучий) - для получения чугунной дроби, **заэвтектический** - очень твердый и износостойкий - для отливки шаров, шаровых мельниц.

Серые чугуны

Структурным признаком серого чугуна является обязательное присутствие графита в структуре свободного углерода - графита; который придает излому серый цвет.

Образование из жидкости аустенита и графита и дальнейший распад аустенита на феррит и графит соответствует минимальному значению свободной энергии, т.е. наиболее стабильному равновесию. При медленном охлаждении, когда кристаллизация проходит в интервале температур 1152-1147⁰ термодинамически более выгодно образование графита. В этом случае кристаллизация происходит по стабильной диаграмме.

При медленном охлаждении выделяющийся графит имеет форму слабо разветвленных розеток с пластинчатыми лепестками (ведущая фаза). На нем кристаллизуется аустенит, возникает своеобразный бикристалл - аустенитно-графитная колония. Рост графитовых колоний продолжается до полного исчезновения жидкости.

В зависимости от разреза эвтектической колонии плоскостью шлифа графит иногда выглядит в виде хаотических изолированных пластинок (пластинчатый графит).

В результате первичной кристаллизации серого чугуна вне зависимости от содержания в нем углерода образуется структура А + Г. Окончательная структура чугуна формируется при перекристаллизации и не зависит от % С, а определяется условиями охлаждения.

Кристаллизация при различных условиях охлаждения в интервале температур от 1152 до 20⁰ С.

а) Очень медленное охлаждение до 20⁰ С (охлаждение средних отливок в литейной форме или очень крупных отливок на воздухе). Все превращения идут в соответствии со стабильной диаграммой. Выделяющийся углерод диффундирует к уже имеющимся графитным включениям или образует новые. При эвтектоидном превращении также из аустенита выделяется углерод и конечная структура чугуна Ф + Г - серый чугун на ферритной основе. Свойства низкие.

б) До $750-740^{\circ}\text{C}$ чугун охлаждается медленно (среднее и мелкое литье в литейной форме); а затем быстро (выбивка из формы и охлаждение на воздухе). В этом случае эвтектоидное превращение происходит по метастабильной диаграмме ($\text{As} \rightarrow \text{П}$) и образуется структура $\text{П} + \text{Г}$ -серый чугун на перлитной основе. Прочностные свойства удовлетворительные.

в) При тех условиях (случай б) по различным причинам эвтектоидное превращение идет по стабильной и метастабильной диаграммам. В этом случае образуется структура $\text{Ф} + \text{П} + \text{Г}$ - серый чугун на феррито-перлитной основе (графитные включения окружены ферритной оболочкой). Таким образом формируются различные типы чугунов.

Серый чугун обладает низким комплексом механических свойств: низкие прочностные свойства и практически нулевые пластические (главным образом из-за формы графитных включений). Однако этот чугун дешев, обладает высокой жидкотекучестью, малой усадкой, хорошо гасит колебания (высокие демпфирующие свойства).

Высокопрочный чугун (ВЧ).

Получают его путем модифицирования серого чугуна редкоземельными металлами (Mg , Ce) или их лигатурами. Под действием модификатора происходит сфероидизация графитных включений, что приводит к повышению прочности до 1000 МПа и появлению пластичности до $5-10\%$.

Модификатор обеспечивает глубокую десульфурацию и раскисление, а также выравнивание скорости роста графитных зародышей в различных направлениях.

Шаровидная форма графита меньше ослабляет металлическую основу по сравнению с графитом в виде пластин, влияющих как острые надрезы.

Высокопрочный чугун также может быть на ферритно-перлитной и перлитной основе.

Ковкий чугун является старым машиностроительным материалом. Его получают из доэвтектоидного белого чугуна ($2,2 - 3,0\% \text{C}$ - рис.40) путем термической обработки. Отливки из белого чугуна подвергают графитизирующему отжигу.

При высоких температурах цементит метастабилен. После первой стадии графитизации получаем структуру $\text{А} + \text{Г}$. В зависимости от условий охлаждения можно получить структуру $\text{П} + \text{Г}$ - перлитный ковкий чугун (повышенная прочность) до 450 МПа и пониженная пластичность, или $\text{Ф} + \text{Г}$ - ферритный ковкий чугун (прочность $300 - 400\text{ МПа}$, удлинение $6-12\%$).

Образующийся графит более компактный, чем в сером чугуне, его называют хлопьевидным графитом или углеродом отжига.

Серый чугун широко используется в станкостроении (станины, коробки, колонны и т.д.), т.к. хорошо работает на сжатие. Высокопрочный чугун - в автостроении, дизелестроении для ряда ответственных изделий (колен, валы, распределительные валики, опоры подшипников и т.д.).

Маркировка: СЧ-21 (предел прочности на растяжение в кг/мм). ВЧ - 60 - 5, 120 - 2 ($\delta\%$) КЧ 30 - 6; КЧ37-12 ($\delta\%$).

Влияние примесей. Чугуны как и стали многокомпонентные системы. Примеси могут оказывать существенное влияние на структурообразование чугунов, особенно такие как Si, Mn, S, P.

Кремний. Очень сильный графитизатор, т.е. в сильной степени способствует выделению углерода как из жидкой фазы так и из аустенита и разложению цементита. В литейных чугунах кремния 0,8 - 4,0%. Влияние кремния и углерода на структуру чугуна хорошо иллюстрирует структурная диаграмма (рис.42).

Марганец. Карбидообразующий элемент (Mn), препятствует выделению свободного углерода, т.е. способствует получению белого чугуна. Нейтрализует влияние серы, выводя ее из твердого раствора (MnS). Обычное содержание в С Ч - 0.5 - 0.8%.

Сера - придает чугуну, как и стали, **красноломкость**. - Содержание серы в сером чугуне не должно превышать 0,08%, в высокопрочном - <0.03%.

Фосфор - в чугуне иногда до 1%. Увеличивает жидкотекучесть, способствует хорошему заполнению формы.

Заказ работ 8 920 753-60-60 vk.com/valgus191

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

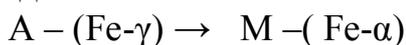
Термообработка может использоваться как промежуточная операция для улучшения технологических свойств (обрабатываемость режущим инструментом, повышение пластичности перед обработкой давлением и др.) и как окончательная операция для придания обрабатываемому материалу комплекса физико-механических и других свойств, обеспечивающих необходимые эксплуатационные характеристики изделия.

В углеродистой стали в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения возможны следующие основные 4 вида превращений.

1. При нагреве выше температуры A_{c1} феррито-цементная смесь – перлит превращается в аустенит $\tilde{P} \rightarrow A$

2. При медленном охлаждении ниже температуры A_{c1} однородный твердый раствор углерода в δ -аустенит диффузионным путем распадается на смесь двух фаз - $(\Phi + \Psi)$ – $P, \tilde{A} \rightarrow P$

3. При быстром охлаждении аустенит превращается в мартенсит - упорядоченный перенасыщенный твердый раствор углерода в $Fe-\alpha$. Из-за большой скорости охлаждения при превращении не происходит диффузия углерода.



Мартенсит структура неустойчивая, неравновесная.

4. При нагреве ниже температуры A_{c1} пересыщенный твердый раствор углерода в $Fe - \alpha$ - мартенсит распадается с образованием феррито-цементной смеси - перлита $\tilde{M} \rightarrow (\Phi + \Psi) - P$

Классификация видов термической обработки

Первую классификацию различных видов термической обработки предложил академик А. А. Бочвар была разработана классификация видов и разновидностей термической обработки сталей и цветных металлов, а также соответствующая технология (рис. 45)

Термическая обработка включает в себя 6 основных видов, которые в свою очередь имеют различные разновидности.

1. Отжиг первого рода.

При литье, обработке давлением, сварке и других технологических процессах в структуре металлов и сплавов могут возникать отклонения от равновесного состояния. Отжиг 1 рода частично или полностью устраняет эти отклонения. Основные параметры - температура нагрева и время выдержки. Скорость нагрева и охлаждения имеют подчиненное значение. Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии, т. е. для железоуглеродистых сплавов нагрев производится до температур лежащих ниже A_{c1}).

Для Fe-C сплавов в зависимости от назначения дорекристаллизационный и рекристаллизационный отжиг и отжиг для снижения внутренних (остаточных) напряжений. Этот вид обработки применим к любым металлам и сплавам.

2. Отжиг второго рода.

Используется при необходимости изменить структуру и свойства металла или сплава. После термической обработки получают структуру близкую к равновесной. Основные параметры: температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Нагрев производится выше температуры A_{c3} , время выдержки должно обеспечить необходимые структурные изменения, а скорость охлаждения достаточно мала, и обеспечить обратные фазовые превращения, в основе которых лежат диффузионные процессы. В зависимости от назначения для Fe -сплавов различают: неполный отжиг-нагрев выше температуры A_{c1} , но ниже A_{c3} , охлаждение с печью; полный отжиг - нагрев до $A_{c3} + 30 - 40^\circ$, охлаждение с печью; нормализацию -нагрев до температуры $A_{c3} + 30 - 40^\circ$, охлаждение на воздухе.

3. Закалка.

Как и отжиг второго рода используется для изменения структуры и свойств металлов и сплавов. После термообработки получают неравновесную структуру со свойствами существенно отличными от свойств в равновесном состоянии. Основные параметры: температура нагрева и скорость охлаждения. Нагрев производится выше температуры начала фазовых превращений. Время выдержки должно быть достаточно для необходимых структурных превращений, а скорость охлаждения достаточно велика, чтобы обратные превращения, связанные с диффузионными процессами, не успели произойти.

Существуют два резко различных вида закалок: **закалка без полиморфного превращения и закалка с полиморфным превращением.**

Закалка без полиморфного превращения применима к любым сплавам, в которых при нагреве одна фаза полностью или частично растворяется в другой. После закалки образуется пересыщенный твердый раствор компонента А в компонент В. Такой вид закалки характерен при обработке цветных сплавов.

Закалка с полиморфным превращением возможна для любых металлов и сплавов, у которых при охлаждении изменяется кристаллическая решетка. При этом образуется новая фаза, называемая мартенситом.

Такая закалка характерна для железоуглеродистых сплавов, у которых различают две разновидности: неполная закалка с нагревом до температур $A_{c1} + 20 - 40$, полная закалка с нагревом до температур $A_{c3} + 20 - 40$.

4. Старение и отпуск.

После закалки сплав находится в метастабильном состоянии (пересыщенный твердый раствор) и обладает повышенной свободной энергией. Свойства его неудовлетворительные. Для ускорения процесса распада твердого раствора его нагревают, подвергают отпуску или старению.

Обычно термин отпуск применяют к сплавам подвергнутым закалке с полиморфным превращением прежде всего к железоуглеродистым сплавам - сталям и чугунам. Для цветных сплавов чаще используется термин 'Старение'.

Превращение $\Phi + \Psi \rightarrow A$

В результате нагрева выше точки A_{c1} на границе Ψ - Φ возникает слой аустенита и дальнейший его рост при изотермической выдержки идет за счет перемещения межфазовой границы в сторону феррита и цементита. Скорость роста аустенитного зерна в сторону феррита на много больше, чем в сторону цементита, поэтому ферритные пластины растворяются быстрее. После окончания растворения цементита аустенит неоднороден по углероду и для гомогенизации (выравнивания состава) **применяется выдержка**. Если в исходной структуре находился свободный феррит (доэвтектоидная сталь) или свободный цементит (заэвтектоидная сталь), то для их исчезновения необходим нагрев до более высоких температур и более длительная выдержка.

При непрерывном нагреве температуры окончания образования аустенита и его гомогенизации повышаются с ростом скорости нагревания.

С увеличением дисперсности исходной структуры время окончания всех этапов аустенизации уменьшается, главным образом за счет сокращения путей диффузии углерода.

После окончания аустенизации зерно способно к росту (собирающей рекристаллизации). **Размер аустенитного зерна** зависит от температуры, выдержки при нагреве и состава стали. Почти все легирующие элементы, кроме марганца тормозят рост аустенитного зерна за счет образования трудно растворимых карбидов и окислов.

Склонность к росту определяется не только химическим составом по основным компонентам, но и технологией металлургического производства.

Различают **наследственно крупнозернистые и наследственно мелкозернистые стали**. В наследственно крупнозернистых сталях аустенитное зерно интенсивно растет при относительно небольших превышения температуры над точкой A_{c3} до $+950-1100^{\circ}\text{C}$. Нагрев выше этой температуры также ведет к перегреву, т. е. интенсивному укрупнению зерна и связанному с этим падению вязкости стали после охлаждения. С наследственно мелкозернистой сталью работать легче, т. к. она не боится перегрева в широком интервале температур.

Действительное зерно - это то зерно, которое получают после той или иной операции термообработки, он определяет конечные свойства стали.

Превращение аустенита при охлаждении (перлитное превращение)

Основное превращение при медленном охлаждении стали с температурой выше A_{c1} это эвтектоидный распад аустенита на феррито-цементитную смесь-перлит. Процесс диффузионный, связанный с распадом твердого раствора A на две резко различные по химическому составу фазы - Ψ - 6, 67%С и Φ -0, 02%С. Процесс идет при переохлаждении сплава.

Контролирует процесс диффузия углерода. Однако чем ниже температура превращения ($>\Delta T$), тем меньше скорость диффузии углерода. При очень больших (ΔT) диффузия углерода практически равна нулю и диффузионный распад аустенита невозможен..

Распад начинается обычно на стыке аустенитных зерен образованием зародыша цементита. При утолщении цементитной пластины вблизи нее аустенит объединяется и создаются условия для образования роста ферритной пластины. При утолщении ферритной пластины углерод оттесняется в аустенит, в результате создаются условия для появления новых цементитных пластин.

Межпластиночное расстояние Δ (суммарная толщина пластин Φ и Ψ) постоянны для данной степени переохлаждения аустенита. Это важная структурная характеристика, чем оно меньше, тем дисперсией структура, выше прочностные свойства стали. В зависимости от температур распада аустенита образуются следующие структуры:

при $650^\circ - 220^\circ \text{C}$ межпластиночное расстояние $\Delta = 0,5 - 1 \text{ мкм}$, HB 170-220 – перлит;

при $650 - 570^\circ \text{C}$ межпластиночное расстояние $\Delta - 0,4 - 0,2 \text{ мкм}$ HB - 230 - 330-сорбит;

при $570^\circ - 500^\circ$ межпластиночное расстояние $\Delta = \sim 0,1 \text{ мкм}$, HB 330 - 460 троостит.

Промежуточное превращение – бейнитное

В углеродистых сталях в интервале $500-250^\circ \text{C}$ происходит бейнитное или промежуточное превращение - промежуточное между перлитным и мартенситным. При превращении образуется также феррито-цементитная смесь, но карбидные частицы не имеют пластинчатого строения и очень дисперсны (видны только в электронном микроскопе). Различают “верхний” и “нижний” бейнит, образующийся соответственно в верхней ($\sim 550-400^\circ$) и нижней ($-400-250^\circ$) части промежуточного интервала температур.

В отличие от перлитного, бейнитное превращения является сдвиговым диффузионным, т. е. перестройка кристаллической решетки происходит за счет кооперированного перемещения атомов железа на расстояния меньше межатомных при диффузионном перемещении атомов углерода. Верхний и нижний бейнит отличаются друг от друга строением и прочностными характеристиками. Первый имеет перистое строение, сравнительно низкую прочность и пластичность; второй игольчатое строение (близкое к мартенситу), высокую прочность и пластичность.

Мартенситное превращение

Аустенит при быстром охлаждении превращается в новую метастабильную фазу мартенсит упорядоченный пересыщенный твердый раствор углерода в Fe α . При перестройке решетки ГЦК в ОЦК в последней сохраняется концентрация углерода такая же, как и в исходном аустените. Максимально возможная концентрация углерода в мартенсите 2,14%.

Атомы углерода искажают решетку ОЦК и превращают ее из кубической в тетрагональную, у которой отношение $c/a > 1$. Чем больше углерода в стали,

тем больше тетрагональность решетки мартенсита. Атомы углерода занимают определенное место в решетке (октаэдрические поры), поэтому раствор является упорядоченным.

Для мартенсита характерна особая микроструктура. Его кристаллы представляют собой тонкие пластины, утоненные к концам (на микрошлифе они имеют форму игл, отсюда термин “ игольчатая структура”), расположенные параллельно или пересекающиеся друг с другом под углом 60° и 120° . Ориентировка пластин мартенсита связана с тем, что они могут образовываться в аустените только по определенным кристаллографическим плоскостям и направлениям наиболее густо усеянным атомами (меньше работа образования кристаллов новой фазы мартенсита).

Тонкая структура мартенситных кристаллов характеризуется высокой плотностью дислокации (10^{11} - 10^{12} см⁻²) и небольшими размерами фрагментов (менее 1 мкм и ячеек (100-200 Å)). С увеличением содержания углерода растет плотность дислокации уменьшаются размеры фрагментов.

Особенности мартенситного превращения в сталях.

1. Превращение бездиффузионное, оно не сопровождается диффузионным перераспределением атомов углерода или других легирующих элементов. Превращение является сдвиговым, т. е. осуществляется путем кооперативного смещения атомов железа при перестройке решетки ГЦК в ОЦК, при этом атомы железа не обмениваются местами, а смещаются относительно друг от друга на расстояния меньше межатомных.

2. Мартенситное превращение нельзя подавить быстрым охлаждением, как это возможно делать для любого диффузионного превращения. Превращение для каждой марки стали начинается с определенной температуры M_n и заканчивается при температуре M_k , которые практически не зависят от скорости охлаждения.

3. Для развития мартенситного превращения необходимо непрерывное охлаждение стали в мартенситном интервале M_n - M_k . Однако в отличие от перлитного превращения, оно даже при достижении температуры M_k , не идет до конца и в структуре сохраняется некоторое количество остаточного аустенита. Если приостановить охлаждение внутри мартенситного материала, то образование мартенсита прекращается, т. е. превращение не идет при изотермических выдержках.

4. Температурное положение точек M_n и M_k , зависит от химического состава стали и прежде всего от содержания углерода. Это связано прежде всего с тем, что углерод и большинство легирующих элементов повышают устойчивость переохлажденного аустенита, изменяют его упругопластические свойства. Повышение их содержания в стали снижает положение точек M_n и M_k .

5. Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали имеет наибольший удельный объем. Увеличение удельного объема при мартенситном превращении приводит к росту упругой энергии, внутренним напряжениям, которые приводят к пластической деформации, короблению и даже трещинам.

6. Мартенситные кристаллы растут с колоссальной скоростью - 10^6 мм/сек

Свойства мартенсита. Характерной особенностью мартенсита является его высокая прочность и твердость. Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода. В стали с содержанием 0,6-0,7% С твердость мартенсита HRC 65. Это в 6 раз больше твердости феррита. Предел прочности низкоуглеродистого мартенсита (0,015% С) ~ кг/мм², а при 0,6-0,2% С - 260-270 кг/мм². Однако с повышением содержания углерода растет хрупкость. Так уже при содержании > 0,35-0,40% С пластичность мартенсита очень низкая и точно определить прочностные характеристики затруднительно.

Упрочнение при закалке на мартенсит является результатом действия нескольких механизмов торможения движения дислокации, плотность которых очень велика. Важнейшая роль принадлежит углероду. Атомы углерода, искажая решетку α - железа, затрудняют движение дислокации. В процессе закалки или после нее атомы углерода образуют атмосферы на дислокациях, закрепляя их. Упрочняющее влияние углерода на мартенсит очень велико и можно считать, что твердость закаленной стали не зависит от содержания легирующих элементов, образующих твердые растворы замещения и определяется только содержанием углерода.

Основная причина резкого охрупчивания при закалке углеродистых сталей низкая подвижность дислокации в мартенсите, содержащем углерод. В результате снижается резко сопротивление распространению трещин и сталь хрупко разрушается.

Влияние отпуска на механические свойства. Распад мартенсита при отпуске оказывает существенные влияния на свойства. При низких температурах отпуска до 200-250° уменьшается склонность стали к хрупкому разрушению при этом сохраняется высокая твердость. Прочность и вязкость могут несколько возрастать из-за уменьшения микро- и макронапряжений.

Повышение температуры отпуска от 200-250° до 500-650° заметно снижает твердость, пределы прочности, текучести и повышает относительное удлинение и сужение.

С ростом температуры отпуска разупрочнение возрастает из-за следующих причин:

- 1) уменьшается нарушение когерентности на границе карбид твердый раствор и снятия упругих концентрация в твердом растворе;
- 2) микронапряжений;
- 3) коагуляция карбидов и увеличение межпластиночного расстояния;
- 4) развитие возврата и рекристаллизации. В разных температурных интервалах преобладает действие разных факторов.

В высокоуглеродистых сталях, содержащих значительное количество остаточного аустенита, распад его с выделением карбидов задерживает падение твердости, а в интервале 200-250 ° даже несколько увеличивает ее (рис. 69 б).

Технология термической обработки стали

Отжиг 1 рода

Рекристаллизационный отжиг - нагрев холоднодеформированного металла выше температуры рекристаллизации, выдержка и медленное охлаждение для снятия наклепа. Используется, как предварительная обработка перед холодной пластической деформацией, как промежуточная операция между операциями холодной деформации или как конечная операция после обработки давлением. Температура отжига зависит от состава стали и для достижения рекристаллизации по всему объему превышает температурный порог рекристаллизации. Для стали, содержащей 0, 08-0, 20% С, чаще подогреваемой холодной пластической деформации, температура отжига 680-700°. Продолжительность нагрева 0, 5-1, 5 часа, время выдержки должно быть достаточным для завершения рекристаллизационных процессов.

Отжиг для снятия внутренних напряжений.

Применяется для снятия остаточных напряжений, возникших в процессе предшествующих технологических операций (литье, сварка, обработка резаньем и т. д.). Температура отжига обычно 550-680°. Время выдержки устанавливается экспериментально, охлаждение медленное до 200-300°. В результате термической обработки повышаются допустимые внешние нагрузки, сопротивляемость усталости и ударным нагрузкам, снижается склонность к хрупкому разрушению, стабилизируются размеры и предотвращается коробление и поводка изделий.

Отжиг 2 рода

Отжиг 2 рода различаются главным образом способами охлаждения и степенью переохлаждения аустенита, а также положением температур нагрева относительно критических точек. Основные разновидности отжига 2 рода: полный, изотермический, нормализационный, патентирование. Эти виды отжига характерны для доэвтектоидных сталей. Заэвтектоидные стали подвергаются сфероидизирующему отжигу и нормализации (нормализационный отжиг).

Полный отжиг - нагрев на 30-50° выше точки A_{c1} , выдержка и охлаждение вместе с печью (график 2 на рис. 46) до 200-400°, дальнейшее охлаждение на воздухе (ускоряется технологический процесс). Чрезмерное повышение температуры недопустимо т. к. вызывает рост аустенитного зерна и ухудшает свойства. Легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, следует охлаждать медленнее (10-100 град/час), чем углеродистые (150-200 град/ час). Структура после отжига доэвтектоидной стали $\Phi + \Pi$, зерно обычно измельчается.

Неполный отжиг - нагрев на 20-50° выше A_{c1} , выдержка и медленное охлаждение, для доэвтектоидных сталей применяют с целью улучшения обрабатываемости, при этом происходит только перекристаллизация перлита,

для заэвтектоидных сталей применяют только неполный отжиг, который обеспечивает сфероидизацию цементита и высокие свойства, поэтому этот отжиг называют сфероидизирующим. Полный отжиг (с нагревом выше $A_{с1}$) для заэвтектоидных сталей не используется, т. к. при медленном охлаждении образуется грубая сетка вторичного цементита, ухудшающая механические свойства.

Изотермический отжиг - нагрев производится также как и для полного отжига, затем быстро охлаждают (переносят в другую печь) до температур лежащих на $100-150^{\circ}$, ниже A_1 и делают изотермическую выдержку до полного распада аустенита после чего охлаждают на воздухе (график 5 на рис. 46). Преимущество уменьшение длительности процесса, особенно для легированных сталей, получение более однородной структуры.

Используется для заготовок и др. Изделий небольших размеров, т. к. при больших массах металла невозможно обеспечить равномерное охлаждение до температуры изотермической выдержки.

Нормализационный отжиг (нормализация) - нагрев на $30-50$ выше температуры линии GSE, выдержка и охлаждение на воздухе. Ускоренное охлаждение на воздухе приводит к распаду аустенита при более низких температурах, что повышает дисперсность феррито-цементитной структуры. Это повышает на $10-15\%$ прочность и твердость средне- и высокоуглеродистой стали по сравнению с отожженной. Нормализацию широко применяют для улучшения свойств стальных отливок взамен закалки и отпуска. Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо полного отжига (быстрее, а свойства близкие). Для отливок из среднеуглеродистой стали нормализация может быть конечной термической операцией. Для заэвтектоидных сталей нормализация применяется для устранения цементитной сетки, если она разорвалась при предшествующей обработке.

Патентирование - для получения канатной, пружинной и рояльной проволоки применяют изотермическую обработку, называемую патентированием. Проволоку из углеродистых сталей, содержащих от $0,45$ до $0,85\%$ С нагревают в проходной печи до температуры на $150-200^{\circ}$ выше $A_{с3}$, пропускают через свинцовую или соляную ванну с температурой $450-550^{\circ}$ и наматывают на приводной барабан. Распад аустенита происходит около изгиба С образных кривых. Структура феррито-цементитная, с очень малым межпластинчатым расстоянием - троостит патентирования. Избыточных фаз нет. После такой термической обработки проволоку подвергают многократному холодному волочению. В результате она имеет предел прочности до 200 кг/мм^2 (возможно получить до 500 кг/мм^2).

Закалка стали

Температура закалки определяется положением критических точек A_1 и A_3 , - доэвтектоидные стали нагревают под закалку до температуры $A_{с3} + 30-50^{\circ}$ (структура после закалки $M + A_{ост}$ (при $C > 0,5\%$), заэвтектоидные до $A_{с1} + 20-30^{\circ}$, (структура после закалки $M + Ц_2 + A_{ост}$). При закалке

дозвтектоидных сталей с температур, соответствующих интервалу $A_{c1} - A_{c3}$, в структуре закаленной стали сохраняется феррит, снижающий прочность и твердость. Перегрев заэвтектоидной стали приводит к росту зерна, что вызывает снижения прочности и сопротивления хрупкому разрушению закаленной стали. Легирующие элементы как правило повышают температуру нагрева и выдержки должны обеспечивать завершение фазовых превращений и не вызывать роста аустенитного зерна и обезуглероживания (рассчитывается по нормативным данным). Нагрев желательно производить в защитной газовой среде, предохраняющий металл окисления и обезуглероживания.

Закалочные среды. Охлаждающие (закалочные) среды должны обеспечить высокую однородность охлаждения $> V_{кр}$ при температурах наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита ($650-950^\circ$), чтобы не произошел его распад на феррито- цементную) смесь. Однако целесообразно замедленное охлаждение в области температур мартенситного превращения (ниже $200-300^\circ$), чтобы предотвратить образование повышенных внутренних напряжений, приводящих к трещинам.

Критическая скорость охлаждения (критическая скорость закалки) это минимальная скорость, при которой аустенит еще не распадается на феррито-цементную смесь .

При закалке конструкционных углеродистых и низколегированных сталей применяют воду и растворы солей в воде, которые обеспечивают скорость охлаждения в критическом интервале $650-550 > V_{кр}$.

Однако вода создает высокую скорость охлаждения в интервале мартенситного превращения $M_{к-20^\circ}$, поэтому там, где это возможно ее заменяют менее резкими охладителями. Для закалки **высокоуглеродистых (инструментальных) и легированных сталей**, переохлажденный аустенит который более устойчив (с- кривые сдвинуты вправо рис. 60), в качестве охлаждающих сред часто используют минеральное масло.

Оно охлаждает более медленно и равномерно во всем интервале температур, что уменьшает внутреннее напряжение. Высоколегированные стали могут закаливаться на спокойном или увлажненном воздухе.

Закаливаемость - способность стали повышать твердость при закалке, зависит от содержания углерода в стали, чем его больше, тем выше твердость. Легирующие элементы оказывают слабое влияние на закаливаемость.

Прокаливаемость - глубина проникновения закаленной зоны, (толщина закаленного слоя) в данном охладителе. Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения (закалки), чем она меньше, тем выше прокаливаемость. Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет превышать $V_{к}$, то сталь получит мартенситную структуру, по всему сечению (сквозная закаливаемость), если $< V_{к}$, то изделие прокалится только на некоторую глубину. За глубину закаленного слоя обычно принимают расстояние от поверхности до полу мартенситной зоны ($50\% M + 50\% T$).

Способы закалки

Закалка в двух средах. Используются для уменьшения скорости охлаждения в мартенситном интервале. Вначале вода, затем масло (через воду в масло). Необходимо нормировать выдержку в воде. Широко используется при т/о режущего инструмента

Ступенчатая закалка. Используется также для уменьшения скорости охлаждения в мартенситном интервале. Сталь охлаждают в среде, имеющей температуру выше температуры начала мартенситных превращений M_n (180-250°), дают короткую выдержку, а затем охлаждают на воздухе или в горячем масле. Время выдержки должно быть меньше максимального времени устойчивости переохлажденного аустенита при этой температуре (выбирается по С - диаграмме). Так как скорость охлаждения в горячей среде не велика, то из углеродистой стали подвергать ступенчатой закалке можно изделия только небольшого сечения (8- 10 мм).

Изотермическая закалка. Возможно не троостит или бейнит (рис73-3) производится в тех же горячих средах, что и ступенчатая закалка, только время выдержки применяют такое, чтобы успел произойти распад аустенита на троостит и бейнит. Стали 'закаленные на бейнит" обладают высокой вязкостью и твердостью близкой к мартенситу, т. е., имеют повышенную конструктивную прочность.

Обработка стали холодом. Как уже указывалось в сталях, содержащих более 0, 4 - 0, 5% С, после закалки сохраняется значительное количество остаточного аустенита. для уменьшения Аост сталь охлаждают до -70-80°, т. е., до температур, лежащих ниже или близко к M_c . У углеродистых сталей после обработки холодом твердость увеличивается на 1-3 HRC. Обработку надо проводить сразу после закалки для предотвращения стабилизации аустенита.

Поверхностная закалка. Местная закалка, при которой нагревается и закаливается только поверхностный слой изделия. Нагрев может производиться газовым пламенем (для очень крупных изделий), с последующим охлаждением со скоростью больше V_k , или индукционным нагревом токами высокой частоты (ТВЧ). Как известно плотность индуктированного переменного тока по сечению проводника (изделия) неодинакова. Способ очень рациональный, возможна полная автоматизация процесса термообработки.

Отпуск стали

Отпуск закаленной стали позволяет получить изделие с заданными свойствами. Основные влияния на свойства оказывает температура отпуска. По температуре нагрев отличают низкий, средний и высокий отпуск.

Низкий отпуск. Отпущенный мартенсит (120-150°) широко используется для обработки режущего инструмента, изделий после химико-термической обработки (цементации, нитроцементации) и поверхностной закалки. Основная цель - уменьшить закалочные напряжения. Выдержка 1-3 часа. Разновидность - стабилизация отпуска - длительная выдержка для стабилизации (до 150 часов).

Средний отпуск. (350-450°). Используется при необходимости получить высокую прочность (высокий предел упругости) и удовлетворительную вязкость. Охлаждают обычно в воде для образования на поверхности сжимающих напряжений (повышают предел выносливости). Такой термической обработке подвергают пружины и рессоры.

Высокий отпуск на сорбит (500-680°). Создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали. Выдержку подбирают опытным путем для получения заданного комплекса свойств. Термическую обработку состоящую из закалки и высокого отпуска называют улучшением. Улучшению обычно подвергают конструкционные стали с 0,3 - 0,5% С, такая обработка повышает конструктивную прочность, уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений, снижает температуру верхнего и нижнего порога хладноломкости. Для высоких результатов необходимо обеспечить сквозную закалку во всех течениях изделия.

Заказ работ 8 920 753-60-60 vk.com/tele201

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ

Многие детали машин (валы, шестерни, кулачки и другие) выходят из строя из-за изнашивания их поверхности или из-за разрушения вследствие циклического действия нагрузки, которое также начинается в поверхностных слоях деталей. Поэтому для повышения долговечности и конструктивной прочности таких деталей необходимо повышать прочность поверхности при сохранении более вязкой сердцевины.

Одним из методов поверхностного упрочнения стальных деталей является химико-термическая обработка. **Химико-термическая обработка** представляет собой сочетание теплового воздействия на стальные детали с химическим. Она **состоит в нагреве деталей до заданной температуры** в активной, насыщенной среде: жидкой, твердой и газообразной, в результате чего изменяется состав и структура поверхностного слоя. **Во время выдержки поверхность насыщается каким-либо элементом из внешней среды или обедняется им.** В зависимости от того, каким элементом насыщают поверхностный слой изделия различают: цементацию (насыщение углеродом), азотирование (насыщение азотом), диффузную металлизацию (насыщение хромом, алюминием или другими элементами).

Цели химико-термической обработки: повышение износостойкости и усталостной прочности, повышение сопротивлению коррозии и др. Для осуществления химико-термической обработки необходимо выполнение следующих условий: наличие во внешней среде насыщающего элемента активном, атомарном состоянии; растворимость насыщающего элемента в основном металле; достаточно высокая температура процесса, чтобы обеспечить большую диффузионную подвижность атомов. Любой процесс химико-термической обработки состоит из трех элементарных процессов:

1. Получение диффундированного элемента в активном, атомарном состоянии благодаря реакциям диссоциации, протекающим во внешней среде:



2. Контактное взаимодействие атомов диффундирующего элемента в основном металле с поверхностью стального изделия (адсорбция) и проникновение (растворение) их в решетку основного металла, железа (абсорбция);

3. Диффузия атомов насыщающего элемента в глубь основного металла.

Наиболее широкое практическое применение нашли процессы химико-термической обработки; цементация, азотирование, планирование.

Цементация сталей

Насыщение поверхности стали углеродом называется цементацией. Целью цементации является получение твердой, износостойкой поверхности за счет обогащения поверхностного слоя углеродом до концентрации 0,8-1,0 % C и последующей закалки и низкого отпуска. Различают два основных вида

цементации: в твердых и газовых средах. Детали после механической обработки поступают на цементацию с припуском на шлифование 0.05-0.10мм. Если отдельные участки детали не подлежат упрочнению, то их защищают от цементации тонким слоем меди 0,02- 0,04мм или специальными обмазками (огнеупорная глина, асбест, песок, замешанные на жидком стекле и др.).

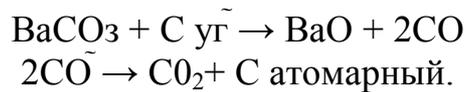
В результате цементации в поверхностном слое стали образуются железоуглеродистые фазы, соответствующие диаграмме состояния Fe - Fe₃ C.

Атомарный углерод, адсорбируется поверхностью стали и диффундирует в глубь металла. Цементацию проводят при $t > A_3$ (900-950°C), в аустенитном состоянии, когда скорость диффузии и растворимость углерода в γ -фазе железа достаточно велика. При температуре цементации структура поверхности состоит из углеродистого аустенита при медленном охлаждении происходит фазовое превращение и структура поверхностного слоя при $t = 20^\circ\text{C}$ состоит из 3-х зон: заэвтектоидной ($\text{П} + \text{Ц}_2$), эвтектоидной (П) и доэвтектоидной ($\text{Ф} + \text{П}$) (рис.78). За толщину цементованного слоя обычно принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины доэвтектоидной (переходной) зон. Оптимальные характеристики прочности цементованной стали получают при насыщении поверхности углеродом до 0,75-1,1% С.

Цементации подвергают в основном низкоуглеродистые стали 0,1-0,30% С, которые в сердцевине изделия, не подвергающиеся цементации, сохраняют высокую вязкость после закалки (08 КП, 12ХНЗА, 18ХГТ, 20Х, 20ХНМА и др.). Чем выше концентрация углерода, тем быстрее идет процесс цементации. Легирующие элементы, находящиеся в стали, изменяют растворимость углерода в аустените и влияют на коэффициент диффузии углерода при температуре цементации. Карбидообразующие элементы Cr, W, Mn и др. Понижают коэффициент диффузии углерода в аустените, но увеличивают концентрацию углерода на поверхности, несколько увеличивают толщину цементованного слоя. Никель, медь и другие карбидообразующие элементы увеличивают коэффициент диффузии углерода в аустените, но уменьшают концентрацию углерода на поверхности и поэтому уменьшают толщину слоя.

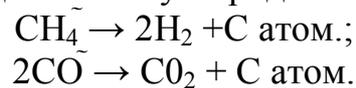
Цементация в твердом карбюризаторе. Насыщающей средой является твердый карбюризатор (древесный уголь в зернах и 20-40% активизаторы: углекислый барий BaCO₃ и кальцированная вода Na₂CO₃). Детали помещают в ящики с твердым карбюризатором, ящики закрывают крышками, кромки которой обмазывают огнеупорной глиной. После этого ящики загружают в печь. При температуре цементации кислород воздуха взаимодействует с древесным углеродистым углем, образуя оксид углерода: $\text{C}_{\text{уг}} + \text{O}_2 = 2\text{CO}$. В присутствии железа окись углерода диссоциирует по уравнению $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$ атомарный

Атомарный активный углерод диффундирует в аустенит CO₂ снова взаимодействует с древесным углем . BaCO₃ и Na₂CO₃ вводятся для ускорения процесса цементации, т.к. эти соли активизируют карбюризатор, обогащая атмосферу окисью углерода:



Основной недостаток цементации в твердом карбюризаторе: большая длительность процесса, которая объясняется малой скоростью прогрева ящика с деталями.

Газовая цементация осуществляется в среде углеродосодержащих газов CO, CH₄, C₃H₈ и др. Используются природные газы и газы, полученные при газификации керосина, бензина, синтина и др. Основной процесс получения атомарного углерода-диссоциации окиси углерода и метана:



Цементирующий газ, приготовленный в газогенераторах, поступает в цементационную реторту с загруженными в нее деталями. Газовую цементацию часто проводят в безмуфельных и муфельных печах. **Газовая цементация имеет ряд преимуществ** по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе:

1.) Сокращается длительность процесса, т.к. нет необходимости в прогреве ящиков с карбюризатором;

2.) значительно упрощается последующая термическая обработка, т.к. можно производить закалку непосредственно из печи;

3.) обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процессов. Газовая цементация широко применяется при массовом производстве. Для ускорения процесса цементации повышают температуру до 1000-1050° С для наследственно-мелкозернистых сталей. Однако цементация является промежуточной операцией, которая приводит к обогащению поверхностного слоя углеродом. В следствии высокой температуры цементации и значительной длительности этого процесса в стали вырастает большое аустенитное зерно, которое приводит к получению крупнозернистой структуры и снижению ударной вязкости сердцевины деталей. Для устранения перегрева стали и получения высокой твердости и прочности цементованного слоя необходима последующая термическая обработка. В зависимости от условий работы детали и выбранной марки стали режим термической обработки может быть различен.

Для тяжело нагруженных трущихся деталей машин, испытывающих в условиях работы динамическое нагружение, когда от детали требуется не только высокая твердость поверхности, но и высокая прочность и высокая ударная вязкость **применяют двойную закалку:** одна для улучшения структуры сердцевины из малоуглеродистой стали; другая -для получения свойств цементованного, высокоуглеродистого слоя .

Нагрев до $t_1 > A_{c3}$ вызывает перекристаллизацию малоуглеродистой стали в сердцевине детали и приводит к измельчению зерна, в поверхностном же слое в аустените растворяется избыточный цементит, а последующее ускоренное охлаждение предотвращает повторное его выделение.

Вторая закалка проводится с $t_2 = A_{c1} + (30 - 50 \text{ } ^\circ\text{C})$. Мартенсит, полученный в результате первой закалки, отпускается при нагреве, образуются

глобулярные карбиды, которые в определенном количестве сохраняются после неполной второй закалки в поверхностном слое. В результате поверхность приобретает структуру мелкоигльчатого мартенсита с включениями глобулярных карбидов немного аустенита остаточного. Структура сердцевины детали мелкозернистая и зависит от степени легирования стали. Окончательная операция термической обработки низкий отпуск, уменьшающий остаточные напряжения. В результате двойной закалки получают оптимальные свойства сердцевины и поверхности. Недостатки такой термической обработки: сложность и дороговизна технологического процесса, повышенное коробление при многократной закалке, возможности окисления и обезуглероживания. **Детали менее ответственного назначения после цементации подвергают одной закалке и низкому отпуску.**

В большинстве случаев, особенно при обработке наследственных мелкозернистых сталей применяют закалку с $t = A_{c1} + (30-50^\circ\text{C})$. После газовой цементации часто закалку проводят непосредственно из цементационной печи после подстуживания изделий до $t_1 = A_{c1} + (30-50^\circ\text{C})$. Подстуживание уменьшает количество аустенита остаточного в структуре закаленного слоя, уменьшает деформацию. Зерно сердцевины при такой обработке не измельчается, поэтому ее применяют для наследственно мелкозернистой стали.

Цементация и последующая термическая обработка повышает предел выносливости стальных деталей вследствие образования в поверхностном слое значительных остаточных напряжений сжатия. Дополнительно предел выносливости может быть повышен дробеструйным наклепом. Дробеструйный наклон ускоряет превращение остаточного аустенита в мартенсит, растут сжимающие напряжения на поверхности и, как следствие, повышает предел выносливости.

Азотирование стали

Насыщение стали азотом называется азотированием. Азотирование также, как и цементация является методом поверхностного упрочнения стали. Однако **по сравнению с цементацией азотирование имеет ряд преимуществ:**

1. более высокая поверхностная твердость, которая сохраняется при нагреве до высоких температур ($600-650^\circ\text{C}$), тогда как твердость цементованного слоя с мартенситной структурой сохраняется только до $200-250^\circ\text{C}$;
2. большая устойчивость против износа, действия знакопеременных нагрузок;
3. сопротивление коррозии в атмосфере, в воде, паре;
4. меньшая деформация и коробление;
5. не требует последующей термической обработки;

Недостатком азотирования является значительно большая продолжительность процесса, т.к. оно проводится в основном для легированных сталей и при более низких температурах по сравнению с цементацией. Азотирование широко применяется для шестерен, цилиндров

мощных двигателей, многих деталей станков, втулок насосов и др. Азотирование чаще всего проводят в атмосфере аммиака NH_3 , который при повышенных температурах диссоциирует



с образованием активных атомов азота. Атомы азота адсорбируются поверхностью стали диффундируют в глубь, образуя железистоазотистые фазы.

В системе Fe - N возможно образование следующих фаз:

→- азотистый феррит 0,42 %N при 590° и 0.01%N при 20° ;

→- азотистый аустенит существует при $t > 590^\circ$;

→ - нитрид Fe_4N , содержащий 5,7%N;

→ - нитрид Fe_2N , содержащий от 8,1 до 11,1% N.

Если проводить азотирование при $t_1 < 590^\circ \text{C}$, то в поверхностном слое будут образовываться фазы, соответствующие диаграмме Fe-N.

Основные цели азотирования:

1. повышение твердости, износостойкости поверхности;

2. повышение усталостной прочности;

3. повышение сопротивления коррозии.

От цели азотирования зависит выбор режима процесса, а от последнего глубина и состав азотированного слоя. Различают упрочняющее азотирование и антикоррозионное.

Упрочняющее азотирование.

При насыщении железа азотом не наблюдается повышение твердости; поэтому чистое железо не подвергают азотированию. При насыщении азотом стали на поверхности образуются карбонитридные фазы $\text{Fe}_4(\text{N,C})$, $\text{Fe}_3(\text{N,C})$ и $\text{Fe}_2(\text{N,C})$. Азот образует нитриды со многими легирующими элементами (Mn, Cr, Ti, Al, V, Mo, Zr и др.) Дисперсные твердые нитриды легирующих элементов (VN , Cr_2N и др.) препятствуют движению дислокации и тем самым повышают твердость и прочность азотированного слоя (рис.81).

При низких температурах азотирования в твердом растворе образуется сегрегация азота, при более высокой температуре дисперсные нитриды. Наиболее сильно упрочняют при азотировании нитриды Al, Cr, Mo, V (рис.81а). Упрочняющему азотированию подвергают сталь со средним содержанием углерода 0,25-0,4% C. Наибольшее упрочнение вызывает азотирование сталей, легированных Cr, Al, Ti, Mo, и др.

Если от азотированного слоя требуется высокая твердость и износостойкость, то применяют сталь типа нитралоя, легированные молибденом и алюминием.

Технологический процесс изготовления детали из стали типа нитралой предусматривает:

1. Предварительную термическую обработку (улучшение) для повышения прочности и вязкости сердцевины деталей: $t_{\text{зак.}} = 900-950^\circ\text{C}$ охлаждение в масле, высокий отпуск при $t = 600-675^\circ\text{C}$, превышающий температуру азотирования;

2. Механическую обработку деталей, вплоть до шлифования;

3. Защиту от азотирования отдельных частей детали, не подлежащих азотированию, оловом (0,01 - 0,015 мм) или жидким стеклом;

4. Азотирование при $t = 500-520^{\circ}\text{C}$, время выдержки для получения $\delta = 0,3-0,6$ мм от 24 до 90 часов;

5. Окончательное шлифование.

Чем выше температура азотирования, тем ниже твердость азотированного слоя, что вызвано коагуляцией нитридов легирующих элементов.

Для ускорения процесса азотирования проводят ступенчатое азотирование: 1-я стадия при $t = 500-520^{\circ}\text{C}$, 2-я стадия при $540-600^{\circ}\text{C}$. Повышение температуры азотирования вызывает увеличение деформации, без существенного понижения твердости, значительно (в 2-3 раза) сокращается общее время при азотировании в тлеющем разряде (ионное азотирование), увеличивается в 1,5 раза скорость азотирования под влиянием ультразвука.

Антикоррозийное азотирование

Для повышения сопротивления коррозии стальных деталей на поверхности необходимо получить беспористый, не травящийся, антикоррозийный слой фазы (0,01-0,03 мм), который стоек в атмосфере, бензине, слабых щелочных растворах. Азотирование в этом случае проводят при $t = 600-700^{\circ}\text{C}$, продолжительность процесса 0,5-1,5 часа. Оно тоже повышает твердость, предел прочности и выносливости. Однако при этом не предъявляются высокие требования к механическим свойствам, поэтому антикоррозийное азотирование проводится при более высокой температуре и на любых сталях, даже обычных углеродистых. В зависимости от условий протекания процесса различают газовое и жидкостное азотирование. Азотирование в жидких средах называют тенифер-процесс и проводится в расплавах 40% KCN + 60% NaCN, $t = 550-570^{\circ}\text{C}$, $t = 0,5-0,3$ часа. При продувании сухого воздуха на поверхности образуется 7-15 мкм слой карбонитридов $\text{Fe}_3(\text{CN})$ с высоким сопротивлением износу. Преимущество метода незначительное изменение размеров, а недостаток: токсичность и высокая стоимость цианистых солей. Контроль качества азотирования осуществляется по твердости, по глубине слоя на образцах-свидетелях, внешним осмотром поверхности азотирования.

Нитроцементация и цианирование стали

Насыщение поверхности стали одновременно с углеродом и азотом называется цианированием. Цианирование применяют для повышения поверхностной твердости, износостойкости и установочной прочности стальных деталей. Цианирование можно производить в твердой, жидкой и газовой средах, поэтому различают жидкое и твердое цианирование, газовое цианирование называют нитроцементацией. Азот, проникая в сталь одновременно с углеродом, понижает критическую A_{c3} , способствует интенсивному науглероживанию стали при более низкой температуре, чем при

цементации. Кроме того, азот ускоряет диффузию углерода в аустените. Поэтому **цианирование имеет следующие преимущества:**

1. Производительность процесса планирования несколько более высокая, чем цементация за счет большей скорости процесса;

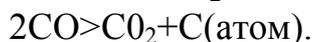
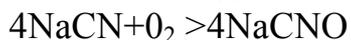
2. Более низкая температура цианирования 840-860° С способствует уменьшению деформации деталей, увеличению долговечности печного оборудования, делает возможным закалку непосредственно после цианирования;

3. Диффузионный слой, полученный в результате цианирования или нитроцементации, имеет особые свойства, отличные от свойств только цементованного или азотированного слоев.

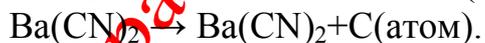
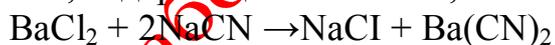
Для планирования чаще применяют стали содержащие 0,2-0,4% С, углеродистые или низколегированные, инструментальные, высоколегированные стали, которые подвергают планированию для повышения износостойкости. Наиболее часто встречается жидкостное планирование и нитроцементация.

Жидкостное цианирование проводится в расплавленных солях:

цианистых (NaCN, KCN, K₄[Fe(CN)₆] и нейтральных (NaCl, BaCl, NaCO₃, KCl и другие). В последнее время более широко применяют ванну, состоящую из 20-25% NaCN, 25-50% Na₂CO₃. Кислород, растворенный в жидкой ванне, вступает во взаимодействие с NaCN



Атомарные N и C диффундируют в железо, а в результате реакций остается Na₂CO₃. Цианирование ведут при t = 820-870°С, а затем детали подвергают закалке с температуры цианирования и низкому отпуску (180-200 °С) (рис. 82). Микроструктура состоит из тонкого слоя карбонитридов Fe₂ (N,C); Fe₃ (C,N) и азотистого мартенсита. Для получения слоя большей глубины повышают температуру цианирования (глубокое цианирование) до t = 900-950 °С в ванне, содержащей 8% NaCN, 82% BaCl, 10% NaCl



После высокотемпературного цианирования детали охлаждают на воздухе, а затем для измельчения зерна снова нагревают под закалку.

Чем выше температура цианирования, тем ближе этот процесс к цементации. Глубокое цианирование применяют вместо цементации, т.к. оно требует меньше времени для получения слоя заданной толщины, значительно меньше деформация деталей и более высокое сопротивление износу и коррозии.

Инструменты из быстрорежущих и высокохромистых сталей подвергают низкотемпературному цианированию при t = 550-600° с насыщением поверхности стали азотом. Недостатком жидкостного цианирования является ядовитость и высокая стоимость цианистых солей.

Нитроцементация осуществляется в газовой среде, состоящей из науглероживающего газа и диссоциированного аммиака при $t=850-860^{\circ}\text{C}$. В зависимости от аммиака и температуры процесса концентрации азота и углерода в поверхностном слое стали разная. Так, при $t= 850-870^{\circ}\text{C}$ в атмосфере с минимальным количеством NH_3 (3%), легированные стали насыщаются углеродом значительно интенсивнее, чем азотом. Такой процесс предложено называть карбонитрированием. Углеродистые и низколегированные стали при $850-870^{\circ}\text{C}$ и повышенном содержании NH_3 подвергают нитроцементации. Различают высоко- и низкотемпературную нитроцементацию. После высокотемпературной нитроцементации при $t = 840-860^{\circ}\text{C}$ проводят непосредственно закалку или с температуры нитроцементации или, после подстуживания до $800-820^{\circ}\text{C}$ и низкий отпуск. Контроль качества термической обработки осуществляется на образцах-свидетелях из той же марки стали, что и обрабатываемые детали, прошедших химико-термическую обработку вместе с деталями. Металлографически определяется толщина слоя и его структура. После закалки и отпуска на поверхности деталей измеряют твердость, которая должна быть в пределах HRC 58-64. Структура поверхностного слоя после нитроцементации и закалки состоит из мелкокристаллического мартенсита, 25-30% карбонитридов и остаточного аустенита. Причем количество остаточного аустенита в нитроцементированном слое больше, чем в цементованном вследствие легирования первого азотом. Повышенное количество остаточного аустенита в нитроцементированном слое объясняет повышенную пластичность, вязкость и хорошую прирабатываемость деталей после нитроцементации.

Нитроцементация более дешевый процесс, чем жидкостное цианирование, безопасный, позволяет более точно регулировать толщину и состав диффузионного слоя.

По сравнению с газовой цементацией нитроцементация проводится при более низкой температуре, но с той же скоростью, не выделяется сажа на поверхности деталей, диффузионный слой обладает более высокой износостойкостью, пределом выносливости, при нитроцементации меньше деформация деталей, меньше стоимость процесса. Поэтому нитроцементация быстро внедряется в промышленность вместо газовой цементации. Для нитроцементации в шахтных печах применяют жидкий цианизатор-триэтанолламин $(\text{C}_2\text{H}_4\text{OH})_3\text{N}$, который вводится в рабочее пространство в виде капель. При температурах $550-950^{\circ}\text{C}$ он разлагается по реакции:



CH_4 , HCN и CO обеспечивают получение атомарных C и N . В последние годы начали применять низкотемпературную нитроцементацию) при $t= 570-600^{\circ}\text{C}$ в атмосфере углеродосодержащих газов и аммиака, которая может заменить жидкое азотирование в расплавленных ядовитых цианистых солях.

Термохимическая обработка

Термохимическая обработка сочетает пластическую деформацию стали в аустенитном состоянии и последующую закалку. Пластическая

деформация в этом случае оказывает непосредственное влияние на формирование структуры при фазовом превращении. Такое сочетание обработок позволяет повысить плотность и изменить характер распределения несовершенств кристаллического строения и обеспечить оптимальную структуру и свойства обрабатываемого сплава.

В промышленности используются различные схемы ТМО для стали. Наибольшее распространение получили два способа термомеханической обработки.

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО). Сталь деформируют в аустенитном состоянии при температурах выше точки $A_{с3}$. Степень деформации составляет 20-30%. После деформации- немедленно закалка (чтобы не произошла рекристаллизация аустенита), и последующий низкий отпуск. Главная цель- повышение механических свойств. При ВТМО мартенсит наследует сформировавшуюся при горячей деформации субструктуру перекристаллизованного аустенита. При ВТМО машиностроительных углеродистых, низко и среднелегированных сталей достигается следующий уровень механических свойств:

$$\sigma_b=220-260 \text{ кг/мм}^2, \sigma_{0,2}=190-220 \text{ кг/мм}^2, \sigma=7-8\%, \delta=26-40\%.$$

Таким образом при высокой прочности сохраняются хорошие пластические свойства. Степень горячей деформации не должна быть слишком большой, иначе развивается рекристаллизация аустенита, снижающая упрочнением. Для каждой марки стали необходимо подбирать оптимальное сочетание температур, степени и скорости деформации, чтобы получить оптимальные свойства.

Низкотемпературная термомеханическая обработка. При НТМО сталь деформируют в температурной зоне переохлажденного аустенита в области его относительной устойчивости (400-600°C). Температура деформации должна быть выше точки M_n , но ниже температуры рекристаллизации (рис. 83). Степень деформации обычно 75-95%. Закалку осуществляют сразу после деформации, с последующим отпуском (100-300°C). Предел прочности повышается до 280-330 кг/мм² при $\delta=5-7\%$ и в этом случае причина упрочнения- наследование мартенситом дислокационной структуры деформированного аустенита. Деформация аустенита происходит ниже температуры рекристаллизации возможны очень большие обжатия (при ВТМО это невозможно). Мартенсит наследует субструктуру деформированного аустенита, возникает очень высокая плотность дислокаций (до 10^{13} см^{-2}), закрепленных атомами углерода и карбидными частицами, что обуславливает максимальные значения прочности НТМО практически применимо только к легированным сталям, обладающим значительной устойчивостью переохлажденного аустенита. Внедрение НТМО в производство существенно затрудняется необходимостью использования очень мощного оборудования для обработки давлением (при низких температурах сопротивление деформированию очень высоко). Кроме того после НТМО низко сопротивление распространению трещины (сопротивление хрупкому разрушению), которое является важнейшей характеристикой конструкционного материала.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Требуемые свойства в стальном изделии получают добавлением легирующих элементов в сталь при ее выплавке или их введением в поверхностный слой изделия при химико-термической обработке и соответствующей термической обработкой.

Классификация примесей

Все примеси, содержащиеся в стали, можно разделить на 4 группы:

1. Постоянные или обыкновенные примеси.

Это не вредные примеси: марганец 0,3-0,7% вес, кремний 0,2-0,4% (их введение необходимо при производстве стали для раскисления жидкого металла, причем в кипящей стали кремния мало <0,07%).

К этой же группе относят вредные примеси: серу 0,01-0,04% (попадает самопроизвольно из руды и топлива) и фосфор 0,02-0,05% (из руды). Полностью очистить сталь от вредных примесей трудно.

2. Скрытые примеси. Это водород, кислород и азот, присутствующие в любой стали в малых количествах. В обычных технических условиях на сталь не указывают ограничений на содержание этих газов, по скольку методы их химического анализа в стали очень сложны.

3. Случайные примеси попадают в сталь самопроизвольно из шихтовых материалов. Например, уральские железные руды содержат медь, керченские-мышьяк, переплавляемый металлический лом(скрап) может содержать луженые, оцинкованные никелированные отходы и отслужившие изделия из легированной стали. Содержание хрома в нелегированной стали может достигать 0,1-0,3% и никеля 0,2-0,3%.

Легирующие добавки - элементы, специально вводимые в сталь в определенных концентрациях с целью изменения ее строения и свойств. **Стали с легирующими элементами называют легированными, а иногда специальными.**

Если в сталь ввели 0,1% титана или 0,005% бора специально с целью получения требуемых свойств, то сталь считают легированной, а при добавке марганца сталь будет легированной только в случае заметного превышения его технологически необходимой концентрации (0,7%), например до 1,0% и более.

Классификация сталей

Сталями называют сплавы, в которых железа содержится более 50вес%. При содержании железа менее 50%, но больше чем любого другого элемента – это сплав на основе железа.

По степени легированности стали делят на:

а.) нелегированные (углеродистые), содержащие только технологические, открытые и случайные примеси (эти стали составляют 2/3 всего тоннажа стали, выплавляемой в стране)

б.) низколегированные стали (малолегированные), содержащие в сумме до 2,5% легирующих элементов,

в.) среднелегированные стали содержат в сумме 2,5-10% легирующих добавок,

г.) высоколегированные стали содержат в сумме более 10% легирующих элементов. Сталь называют хромистой, кремнистой, хромоникелевой и т.д. в соответствии с введенными в нее легирующими добавками.

Часто применяют комплексное(сложное) легирование, т.е. вводят в сталь одновременно 5-6 легирующих элементов.

Существуют и **другие способы классификации сталей**, например, по структуре после отжига (доэвтектоидная, эвтектоидная, заэвтектоидная), по структуре после нормализации (перлитного, мартенситного, аустенитного, ледебуритного класса), по назначению (конструкционная, инструментальная, сталь особого назначения).

Обозначение марок легированной сталей. В большинстве случаев **обозначение марки легированной стали начинается с двухзначного (или трехзначного) числа**, обозначающего содержание углерода в сотых долях процента, например, сталь 15Г содержит 0,15% углерода. Если марка начинается с однозначного числа, то концентрация углерода выражена в десятых долях процентам например, сталь 5ХНМ содержит 0,5% углерода, нелегированная сталь У8-0,8% углерода.

При концентрации углерода в стали более 1,0% его цифровое обозначение может отсутствовать, например, сталь XI 2 содержит до 2% углерода. Если углерода меньше 0,1%, то марка стали может начинаться с нуля(ОХ18Н9Т).

Затем в марке следуют **буквальные обозначения легирующих элементов**, которые зашифрованы буквами русского алфавита; часто это начальная буква русского или латинского названия элемента или другая характерная буква русского названия или химического символа элемента): Х- хром, Н- никель, Т- титан, К- кобальт, М- молибден, В-вольфрам, Ф-ванадий, С- кремний, Ц,- цирконий, Г- марганец, Д- медь, Ю- алюминий, В- ниобий, Р- бор, А- азот(ставится не в конце марки) ,Ч-редкоземельные элементы, Е-селен, П- фосфор.

Цифры после каждой буквы указывают содержание обозначаемого этой буквой элемента в целых процентах, причем, если концентрация элемента менее или около 1%, то число после буквы не ставят, а если элемента содержится около 1,5%, то ставят единицу: 70Г, Х42Ф 1 .

КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ ПО НАЗНАЧЕНИЮ

В зависимости от назначения стали можно объединить в следующие группы.

Конструкционная сталь, идущая на изготовление деталей машин. Конструкционная (машиноподелочная) сталь, как правило, у потребителя подвергается термической обработке. Поэтому конструкционные стали подразделяют на цементуемые (подвергаемые цементации) и улучшаемые (подвергаемые закалке и отпуску, практически не обязательно высокому).

Близкие по составу к конструкционным сталям, но не предназначенные для термической обработки у потребителя, объединяются в группу так называемых строительных сталей (они в основном применяются в строительстве). Часто их называют низколегированными.

Инструментальная сталь, идущая на изготовление режущего, измерительного, штампового и прочего инструмента. Инструментальные стали условно подразделяют на следующие четыре категории: углеродистые, легированные, штамповые и быстрорежущие.

Стали и сплавы с особыми свойствами. К ним относятся стали, обладающие каким-нибудь резко выраженным свойством: нержавеющие, жаропрочные и теплоустойчивые, износостойчивые, с особенностями теплового расширения, с особыми магнитными и электрическими свойствами и т. д. В ряде случаев эти стали содержат такое большое количество легирующих элементов, что их нужно причислять не к сплавам железа, т.е. не к сталям, а к сложным многокомпонентным сплавам.

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Сталь, применяемая для изготовления деталей машин, строительных конструкций и других сооружений, должна обладать высокими механическими свойствами. При этом сталь должна обладать высоким комплексом механических свойств, а не высоким значением какого-либо одного свойства. **Материал**, идущий на изготовление деталей, подвергающихся 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.

В 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. Это значит, что детали должны быть долговечными. Таким образом, **детали машин должны быть изготовлены из прочного, надежного и долговечного материала.**

Механические свойства стали зависят от ее структуры и состава. Совместное воздействие термической обработки и легирования является эффективным способом повышения механических характеристик стали. **Возможными способами улучшения (повышения) механических характеристик стали являются:** увеличение содержания углерода; легирование; диспергирование структурных составляющих (путем понижения температуры превращения аустенита в сочетании с отпуском); измельчение зерна; наклеп. Однако всякое упрочнение, проведенное указанными способами (кроме измельчения зерна и легирования никелем), снижает вязкость (повышает порог хладноломкости и уменьшает работу распространения трещины).

Поэтому при разработке составов конструкционных сталей и режимов их термической обработки нужно рассматривать такие способы, при которых пластические и вязкие свойства уменьшаются в минимальной степени.

Простое увеличение углерода при феррито-перлитной структуре (нормализованное состояние) приводит к повышению прочности и порога хладноломкости. Максимальная прочность при такой структуре соответствует содержанию углерода примерно 1% С и достигает всего лишь 100 кгс/мм^2 , тогда как порог хладноломкости лежит ниже 0°C лишь при содержании углерода не более 0,4%.

Таким образом, предельное содержание углерода в термически не упрочненной стали с феррито-перлитной структурой составляет 0,4%. При этом сталь будет иметь $\sigma_{\text{в}} = 60 \text{ кгс/мм}^2$.

Если предъявить требования свариваемости, то содержание углерода должно быть снижено во избежание образования трещин в сварном шве и его охрупчивания; прочность при этом снизится до 35 кгс/мм^2 .

Получение дисперсных структур в результате переохлаждения аустенита ведет к непрерывному повышению твердости и прочности: максимальную твердость (прочность) имеет мартенситная структура. При 0,4% С мартенситная структура имеет твердость около HRC 60 (HB 650), что соответствует прочности порядка $20\text{-}40 \text{ кгс/мм}^2$. Однако вязкость в этом случае недопустимо низкая, и должна быть повышена отпуском, правда, за счет снижения прочности.

Двойная обработка, при которой окончательная структура формируется не из аустенита, а из мартенсита, т.е. **применение заковки с последующим отпуском** позволяет широко изменять прочностные свойства от максимальных, соответствующих закаленному состоянию до минимальных, соответствующих отожженному, и важно, что при этом пластические и вязкие свойства оказываются более высокими, чем при одинарной обработке (продукты распада аустенита).

Такое повышение качества стали в результате двойной термической обработки - заковки и высокого отпуска - называется **термическим улучшением**).

Оптимальные механические свойства достигаются в результате улучшения (или изотермической заковки), для чего аустенит должен быть

при закалке переохлажден до температур образования мартенсита. В углеродистых сталях при применяемых на практике интенсивных закалочных средах (вода) сквозную закалку удается получить в сечениях до 10-15 мм.

Увеличить прокаливаемость термическими средствами (интенсификация охлаждения, выращивания зерна) нецелесообразно, так как возникает опасность получения закалочных дефектов и ухудшения вязких свойств.

Практически **остается один способ углубления прокаливаемости - легирование**. Было показано, что **введение легирующих элементов** приведет вначале к улучшению механических свойств (например, порога, хладноломкости) пока при данных условиях (размер деталей, условия охлаждения) не будет достигнута сквозная прокаливаемость, после чего дальнейшее увеличение содержания легирующего элемента приводит уже к ухудшению свойств. **Режим термической обработки конструкционных сталей определяется главным образом содержанием углерода.**

Рассмотрим применяемые на практике типичные режимы термической обработки для **низкоуглеродистой (0,10-0,25% С) и среднеуглеродистой (0,30-0,45% С) сталей**. **Конструкционные стали** подвергают двойной упрочняющей термической обработке - закалке + отпуску, причем среднеуглеродистые -обычно высокому отпуску (улучшению), низкоуглеродистые – низкому.

Режим закалки определяется положением критических точек и способностью аустенита к переохлаждению.

Нагрев под закалку проводят, как правило, до температур, незначительно превышающей (на 30-50°C) точку A_{c3} . У большинства марок конструкционных низкоуглеродистых сталей эта температура находится около 900°C и у среднеуглеродистых - около 850°C. Низколегированные стали, как и углеродистые, следует закалывать в воде (и лишь при малых размерах - в масле), так как малая устойчивость переохлажденного аустенита в районе перлитного распада (около 600°C) делает необходимым быстрое охлаждение при закалке.

Увеличение содержания легирующих элементов приводит к увеличению устойчивости переохлажденного аустенита. В конструкционных сталях обычного состава содержание легирующих элементов таково, что становится возможной закалка в масле. В некоторых сталях с несколькими легирующими элементами (например, в хромовольфрамовых или хромоникельмолибденовых, сталях) перлитное превращение аустенита настолько задерживается, что охлаждением деталей больших размеров на спокойном воздухе достигается переохлаждение аустенита до температур мартенситного превращения. Рассматривая условия, которые необходимо создать для охлаждения при закалке легированных конструкционных сталей, мы должны вспомнить еще об одной особенности кинетики распада аустенита сталей, легированных карбидообразующими элементами. В этих сталях (низкоуглеродистых) скорость бейнитного превращения при 300 - 400°C оказывается существенно более высокой, чем скорость перлитного распада 500-

600°C). Поэтому при закалке следует ускорять охлаждение в нижнем районе температур (при 300-400°C), чтобы избежать бейнитного превращения.

В виде общего вывода важно заметить, что у легированных сталей мартенситная структура может быть достигнута более медленным охлаждением, чем у углеродистых; более медленное охлаждение создает меньшие внутренние напряжения, что является фактором, повышающим конструктивную прочность.

Закалка стали на мартенсит - это первый этап термической обработки конструкционной стали. Низкая пластичность, значительные внутренние напряжения не допускают применения конструкционной стали только в закаленном состоянии. Необходим отпуск, повышающий пластичность и вязкость и уменьшающий внутренние напряжения. Отпуск - завершающая операция термической обработки конструкционной стали, окончательно формирующая ее свойства.

В низкоуглеродистой стали после закалки получается достаточно пластичный мартенсит.

Отпуск при 150°C снимает (конечно, только частично) внутренние напряжения и несколько повышает пластичность. В лучших сортах низкоуглеродистых легированных сталей при такой термической обработке (закалка + отпуск при 150°C) достигается высокий комплекс механических свойств (до 130-140 кгс/мм² при $\delta=50-60\%$). Структура после такой обработки состоит из отпущенного малоуглеродистого мартенсита.

Для среднеуглеродистых конструкционных сталей, у которых после закалки получается мартенсит с большим содержанием углерода, такой отпуск недостаточен, если стремиться получить высокую вязкость.

При низком отпуске прочность будет повышенной ($\sigma_v=160-170$ кгс/мм²), а пластичность и вязкость - низкими. Поэтому для этих сталей необходим более высокий отпуск, который обычно проводят при 550-600°C. При этой температуре происходит полный распад мартенсита с образованием зернистой высокодисперсной феррито-карбидной смеси - сорбита. Механические свойства при этом будут примерно такими же, как и при низкотемпературном отпуске малоуглеродистых сталей т.е. $\sigma_v=120-130$ кгс/мм², $\delta=50-60$.

Типичным режимом термической обработки для получения лучшего комплекса механических свойств являются: для малоуглеродистых легированных сталей - закалка с 900°C в масле с отпуском при 150°C (структура отпущенного мартенсита); для среднеуглеродистых легированных сталей - закалка с 850°C в масле с отпуском при 550-650°C (структура сорбита). В обоих случаях механические свойства, получаются почти одинаковые. Наиболее высокую прочность получают путем ТМО. Технологическое осуществление ТМО, однако, достаточно сложно.

Влияние температуры отпуска и скорости охлаждения после отпуска на ударную вязкость легированной конструкционной стали. Для случая медленного охлаждения после отпуска кривая ударной вязкости имеет два минимума - для отпуска, при 300°C и при 550°C. **Охрупчивание стали** при некоторых условиях отпуска, называется отпускной хрупкостью. Понижение

вязкости при этом вызвано повышением температуры перехода в хладноломкое состояние. Различаются **два рода отпускной хрупкости**.

Отпускная хрупкость 1 рода проявляется при отпуске около 300°C у всех сталей, независимо от их состава и скорости охлаждения после отпуска.

Отпускная хрупкости II рода обнаруживается после отпуска, выше 500°C. Характерная особенность хрупкости этого вида заключается в том, что она проявляется в результате медленного охлаждения после отпуска: при быстром охлаждении вязкость не уменьшается, а монотонно возрастает с повышением температуры отпуска. Однако отпускная хрупкость II рода снова может быть вызвана новым высоким отпуском с последующим замедленным охлаждением.

Цементуемые (низкоуглеродистые) стали. Рассмотрим некоторые наиболее распространенные низкоуглеродистые стали, применяемые для изготовления цементуемых деталей. Как уже указывалось, для этой цели применяют стали с низким содержанием углерода (0,1-0,25%) с тем, чтобы после цементации, закалки и низкого отпуска получить твердый поверхностный слой и вязкую сердцевину. Твердость поверхности после такой обработки будет около HRC 60, а сердцевины - порядка HRC 15-30.

В деталях из углеродистой стали вследствие ее слабой прокаливаемости высокую твердость получает лишь поверхностный цементованный слой, а сердцевина не упрочняется.

В легированных же сталях упрочнение сердцевины при термической обработке (закалка + низкий отпуск) будет тем более значительным; чем больше углерода и легирующих элементов они содержат.

Цементуемые стали следует разделять на три группы:
углеродистые стали с не упрочняемой сердцевиной,
низколегированные стали со слабо упрочняемой сердцевиной,
относительно высоколегированные стали с сердцевиной, сильно упрочняемой при термической обработке.

Стали последней группы называют иногда высокопрочными цементуемыми сталями. К ним следует также отнести и стали со сравнительно невысоким содержанием легирующих элементов, но с повышенным содержанием углерода (0,25-0,30%).

Улучшаемые (среднеуглеродистые) стали. Улучшаемые стали содержат 0,3-0,4% С 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). Обычная термическая обработка таких сталей закалка, в масле и высокий отпуск (660-650°). Чем больше в стали легирующих элементов, тем больше ее прокаливаемость. Поскольку механические свойства стали разных марок после указанной термической обработки в случае сквозной прокаливаемости близки, то не механические свойства, а прокаливаемость определяет выбор стали для той или иной детали.

Чем больше сечение детали, тем более легированную сталь следует выбирать. Во избежание развития отпускной хрупкости, что особенно опасно

для крупных деталей, которые невозможны быстро охладить при отпуске, следует использовать стали, содержащие молибден (0,15-0,30%).

Сложные по конфигурации детали, особенно если они подвергаются ударным воздействиям, желательно изготавливать из сталей, содержащих никель. Интенсивность падения свойств при увеличении диаметра термически обрабатываемой заготовки тем меньше, чем более легирована сталь.

Строительная сталь. Строительная сталь предназначена для изготовления строительных конструкций- мостов, газо- и нефтепроводов, ферм, котлов и т.д.. Все строительные стали как правило, являются сварными, и свариваемость- одно из основных свойств строительной стали. Поэтому строительная сталь-это низкоуглеродистая сталь, с $C < 0,22-0,25$ %. Повышение прочности достигается легированием обычно дешевыми элементами марганцем и кремнием. В этом случае и при низком содержании углерода предел текучести возрастает до 40-45 кгс/ мм² (предел прочности до 50-60 кгс/ мм²), а при использовании термической обработки и выше. Простые углеродистые строительные стали-Ст1, Ст2 и Ст3. Сталь 18Г2АФ имеет феррито-перлитную структуру, но с сильно измельченным зерном благодаря присутствию нитридов ванадия. Измельчение зерна обеспечивает повышение предела текучести примерно на 10кгс/ мм². Сталь Фортивелл имеет состав: 0.2% С; 0,5% Мо; 0,003% В. Легирование молибденом и бором, замедляющими распад аустенита, приводит к получению бейнитной структуры при охлаждении на воздухе. При содержании 0,2% С бейнитная структура имеет предел текучести 45 кгс/ мм² при хорошей пластичности.

Арматурная сталь. Для армирования железобетонных конструкций применяют прутки (гладкие и периодического профиля) и проволоку.

В предварительно напряженной железобетонной конструкции металл испытывает значительные напряжения, и поэтому в таких конструкциях применяют высокопрочные стальные стержни или высокопрочную проволоку.

В не напряженных конструкциях применяют стали обыкновенного качества, так как сталь не испытывает больших напряжений (Ст3, Ст5), а в предварительно напряженных конструкциях-среднеуглеродистые и высокоуглеродистые стали в горячекатанном состоянии, а также упрочненные термической обработкой. **Арматурная сталь делится на классы по прочности.** Арматурная сталь классов А-I, А-II и А-III применяют для ненапряженных конструкций, а арматурную сталь -более высоких классов- для предварительно напряженных конструкций. Свойства, соответствующие классу А-IV, могут быть получены в горячекатанном состоянии в легированных сталях марок 20ХГЦ или 80С или в простой углеродистой стали марки Ст5 после упрочняющей термической обработки (закалка в воде, отпуск при 400°С). Сталь 23Х2Г2Т после горячей прокатки и низкотемпературного отпуска (300°С), применяемого главным образом для удаления из металла водорода, получает свойства класса А-V. Арматуру. более высоких классов (А-VI- А-VIII) изготавливают только с применением упрочняющей термической обработки.

Для работы при низких температурах лучше применять стали с более низким содержанием углерода или стали после термической обработки.

Пружинная сталь. Работа пружин, рессор и тому подобных деталей характеризуется тем, что в них используют только упругие свойства стали. Большая суммарная величина упругой деформации пружины (рессоры и т.д.) определяется ее конструкцией- числом и диаметром витков, длиной пружины. Главное требование состоит в том, чтобы сталь имела высокий предел упругости (текучести). Это достигается закалкой с последующим отпуском при температуре в районе 300-400°C. При такой температуре отпуска предел упругости (текучести) получает наиболее высокое значение, а то, что эта температура лежит в интервале развития отпускной хрупкости I рода, в силу содержания углерода как правило, все же более низким, чем у инструментальных. Сталь 23Х2Г2Т после горячей прокатки и низкотемпературного отпуска 300°C (применяемого главным образом для удаления из металла водорода сталей) имеет приблизительно 0,5-0,7%С, часто с добавками марганца и кремния. Для особо ответственных пружин применяют сталь 50ХФ, содержащую хром и ванадий и обладающую наиболее высокими упругими свойствами.

Термическая обработка пружин и рессор из легированных сталей заключается в закалке от 800-850° (в зависимости от марки стали) в масле или в воде с последующим отпуском в районе 400-500°C на твердость HRC 35-45. Это соответствует $\sigma_b=130-160$ кгс/мм².

Шарикоподшипниковая сталь. Шарикоподшипниковая сталь прежде всего должна обладать высокой твердостью, поэтому применяют высокоуглеродистые стали типа инструментальной (иногда низкоуглеродистые в цементованном состоянии). Чтобы шарикоподшипниковая сталь легко принимала закалку (т.е. имела низкую критическую скорость закалки) и в качестве закалочной среды для нее можно было бы применять масло, сталь легируют (обычно хромом). Обозначение марки .например ШХ 15 надо расшифровывать так: шарикоподшипниковая хромистая; цифра показывает примерное содержание хрома в десятых долях процента. Хром, как указывалось, вводят для обеспечения необходимой прокаливаемости. Следовательно, чем меньше размер закаливаемой детали подшипника, тем меньше может быть содержание хрома в стали.

Рекомендуется шарики и ролики диаметром до 13,5 и 10 мм изготавливать из стали ШХ9, шарики диаметром 13,5 и 22,5 мм и ролики диаметром 10-15 мм- из стали ШХ12 и, наконец, шарики диаметром 22,5 мм и ролики диаметром 15-30 мм- из стали ШХ15. Из этой же стали следует изготавливать кольца всех размеров за исключением очень крупных; ролики диаметром свыше 30 мм и кольца с толщенной стенки свыше 15 мм- из стали марки ШХ15СГ, в которую, кроме хрома, вводят легирующие элементы- кремний и марганец, увеличивающие прокаливаемость.

Термическая обработка деталей шарикоподшипника (шарики, ролики, кольца) состоит из двух основных операций закалки и отпуска. Закалку проводят в масле, температура нагрева 830-840°C с последующим отпуском при 150-160°C в течении 1-2 ч, что обеспечивает получение твердости не ниже HRC 62. Структура должна представлять собой отпущенный очень мелко

игольчатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами.

Дефекты легированных сталей. Высокие механические свойства легированных сталей обеспечили им преимущественное применение по сравнению с углеродистыми во многих отраслях специального машиностроения (авиации, автомобилестроении и т.д.). Вместе с тем в легированных сталях чаще появляются различные дефекты, встречающихся, но реже в углеродистых сталях. Часто при самом строгом соблюдении правильно установленных технологических режимов эти дефекты не поддаются полному устранению. Важнейшие из них: отпускная хрупкость, дендритная ликвация и флокены (явление отпускной хрупкости).

Дендритная ликвация. Появление дендритной ликвации обусловлено неравновесной кристаллизацией сплавов. После прокатки иликовки получаются волокна, вытянутые вдоль направления деформации.

Для уменьшения дендритной ликвации прибегают к диффузионному отжигу слитков перед прокаткой, который состоит в длительном нагреве стали при весьма высоких температурах (1000-1200°C).

Флокены. Флокены представляют собой в изломе пятна (хлопья), а в поперечном микрошлифе - трещины. Естественно, что наличие трещин вызывает снижение механических свойств. Трещины - флокены тем более опасны, чем более высокую прочность имеет сталь. Флокены можно устранить последующей ковкой (прокаткой) на меньший размер, так как при этом трещины (флокены) завариваются. Флокены редко обнаруживаются в малых сечениях (диаметром менее 25-30 мм).

Заказ работ 8 920 753 60 60

ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Основным требованием, предъявляемым к стали для режущего инструмента, **является сохранение режущей кромки** в течение длительного времени. В работе режущее лезвие инструмента тупится, изнашивается. В отличие от изнашивающихся частей деталей машин (валы, кулачки и т. д.) у режущего инструмента работает на износ очень тонкая полоска металла при значительных давлениях на нее. Чтобы эта **полоска металла** была устойчивой против истирания, она **должна иметь высокую твердость**, как правило, **выше HRC 60**.

Условия работы измерительного инструмента в известной мере приближаются к условиям работы режущего инструмента при легких режимах резания, различие составляют лишь значительно меньшие удельные давления на рабочие поверхности.

Сталь в штампах испытывает значительные тепловые и ударные нагрузки, распределенные по сравнительно большой поверхности. Здесь большую роль играет вязкость. Наилучшей сталью является та, у которой при температурах, соответствующих условиям работы штампа, имеется наилучшее сочетание твердости и вязкости.

Инструментальные стали делятся на четыре категории:

- 1) пониженной прокаливаемости (преимущественно углеродистые);
- 2) повышенной прокаливаемости (легированные);
- 3) штамповые; 4) быстрорежущие.

В особую группу инструментальных материалов входят так называемые твердые сплавы, применяемые для инструмента, работающего на особо высоких скоростях резания. Углеродистые и легированные стали применяются для режущего инструмента при легких условиях работы и для измерительного инструмента. Быстрорежущие стали используют для изготовления режущего инструмента, работающего при повышенных режимах.

Инструментальные стали пониженной прокаливаемости

В эту группу **входят все углеродистые инструментальные стали**, а также **стали с небольшим содержанием легирующих элементов** и поэтому не сильно отличающиеся от углеродистых по прокаливаемости. Важнейшее технологическое свойство слабая прокаливаемость - объединяет эти стали в одну группу.

Все стали указанной группы должны закаливаться в воде, и **инструмент из этих сталей имеет, как правило, незакаленную сердцевину**. Это следует учесть при выборе стали на инструмент, при его конструировании, проведении термической обработки и эксплуатации. **Углеродистые инструментальные стали подразделяются на марки У 7, У 8, У 9, У10, У11, У12, У 13**. Буква У показывает, что это сталь углеродистая, цифра - среднее содержание углерода в десятых долях процента (значит, сталь У7 содержит

около 0, 7% С; У8- около 0, 8% С и т. д.). Приведены легированные стали, отличающиеся некоторым повышением содержания марганца и введением около 0, 5% Сг (стали марок Х06, Х05, 85ХФ).

Инструментальные стали повышенной прокаливаемости (легированные инструментальные стали)

В эту классификационную группу **входят стали, содержащие легирующие элементы в количестве 1-3%** и поэтому обладающие повышенной прокаливаемостью. Инструмент из этих сталей закаливается в масле (при ступенчатой закалке- в соли) и прокаливается, как правило, насквозь.

Меньшая скорость охлаждения при закалке уменьшает опасность образования трещин, деформации и коробления, к чему склонны углеродистые инструментальные стали. Это важно для многих видов инструментов, имеющих сложную конфигурацию. В I группу входят обычные легированные инструментальные стали, в которых присадка 1, 0-1, 5%Сг обеспечивает повышение прокаливаемости. Добавка кремния дает некоторое дополнительное увеличение прокаливаемости, а также повышает устойчивость против отпуска, что обеспечивает лучшую работоспособность инструмента. Группа II легированных сталей характеризуется повышенным содержанием марганца (при нормальном содержании кремния). Это приводит при закалке к увеличению количества остаточного аустенита и уменьшению деформации; поэтому эти стали можно назвать малодеформирующимися инструментальными.

В группу III входят высокотвердые стали, легированные вольфрамом, из которых сталь ХВ5 называется алмазной. Из-за худшей прокаливаемости по сравнению со сталями групп I и II эти стали можно отнести и к категории сталей пониженной прокаливаемости.

Быстрорежущие стали

Под быстрорежущими понимаются стали, предназначенные для изготовления режущего инструмента, работающего при высоких скоростях резания. **Быстрорежущая сталь должна в первую очередь обладать высокой горячей твердостью и красно стойкостью.** Температура разогрева инструмента зависит от условий резания. Чем производительнее работает инструмент, тем больше стружки он снимает в единицу времени; чем выше сопротивление материала отделению стружки, тем сильнее разогревается его режущая часть. **В наиболее нагретой части резца температура достигает 600-700°С.** Если под действием этой температуры сталь инструмента не размягчается, инструмент долгое время сохраняет износостойкость и режущие свойства.

Следует отметить, что твердость в холодном состоянии не определяет режущей способности стали. Твердость углеродистой стали выше, чем

быстрорежущей, но ее режущие свойства намного ниже. Высокая твердость инструментальной стали необходима во всех случаях, но для быстрорежущего инструмента требуется высокая твердость не только в холодном состоянии, но и при повышенных температурах. Иначе говоря, **быстрорежущая сталь должна устойчиво сохранять твердость в нагретом состоянии, это называется красностойкостью.**

Чтобы сталь устойчиво сохраняла твердость при нагреве, нужно ее легировать такими элементами, которые затрудняли бы этот процесс коагуляции карбидов. Если ввести в сталь какой-нибудь карбидообразующий элемент в таком количестве, что он образует специальный карбид, то тот, что специальный карбид выделяется из мартенсита и коагулирует при более высоких температурах, чем карбид железа, так как для этого углерода, но и диффузия легирующих элементов.

Таким образом, **красностойкость создается легированием стали карбидообразующими элементами (вольфрамом, молибденом, хромом, ванадием) в таком количестве, при котором они связывают почти весь углерод в специальные карбиды.** Наиболее распространенной быстрорежущей сталью является сталь P18(0, 7%С; 18%W; 4%Cr и 1%V), а также сталь P6M5 (0, 9%С; 6%W; 5%Mo; 4%Cr; 2%V). Все **быстрорежущие стали обозначают буквой Р** (скорость), **цифры после этой буквы показывают содержание основного легирующего элемента-вольфрама**, а для вольфрамомолибденовых сталей **и содержание молибдена**. При высоком содержании ванадия среднее содержание его также отмечается в марочном обозначении цифрой после буквы Ф, а содержание кобальта буквой К и соответствующими цифрами. **Хрома во всех сталях содержится около 4%**, а углерода- в соответствии с содержанием ванадия (чем больше ванадия, тем больше углерода).

Сталь P18 - наиболее распространенная, универсальная марка быстрорежущей стали. Аналогична по назначению и близка по режущим свойствам сталь P9. Сталь P9 труднее, подвергается термической обработке, так как требует более точного соблюдения режима закалки, и плохо шлифуется, сталь P18 дороже и обладает хорошими механическими свойствами.

Температура закалки должна быть возможно выше, однако не выше температуры начала интенсивного роста зерна или оплавления. Для стали P18 оптимальная температура закалки 1260-1280°C, для стали P9 -1220-1240°C.

Из-за малой теплопроводности стали нельзя помещать инструмент сразу в печь для окончательного нагрева во избежание появления трещин. Рекомендуется применять специальный подогрев. Наиболее распространен двойной подогрев: первый при 500-600°C, второй при 830-860°C.

Выдержка при температуре закалки, способствуя переводу карбидов в раствор, действует аналогично повышению температуры закалки.

Охлаждение при закалке быстрорежущей стали следует проводить в масле. В результате медленного охлаждения с высоких температур (например, на воздухе) могут выделиться карбиды, что ухудшит режущие свойства.

Весьма хорошие результаты (в смысле уменьшения закалочной деформации) дает ступенчатое охлаждение. Отпуск стали можно проводить по двум различным режимам.

Первый режим состоит в том, что инструмент подвергают трехкратному отпуску при 560°C с выдержкой при температуре отпуска каждый раз 1 час. После первого отпуска остается около 15% остаточного аустенита, после второго 3-5% и после третьего 1-2%. Твердость после такой обработки поднимается до HRC 64-65. Образование мартенсита при отпуске происходит, как указывалось выше, при охлаждении от 150 до 20°C.

Другой режим состоит в том, что после закалки инструмент обрабатывается холодом при -80°C. При охлаждении от комнатной температуры до -80°C образуется дополнительно около 15-20% мартенсита (от общего объема стали) и после обработки холодом сохраняется 10-15% остаточного аустенита. Этот аустенит превращается в мартенсит после однократного отпуска при 560°C.

Штамповые стали

Для обработки металлов давлением применяют инструменты штампы, пуансоны, ролики, валики и т. д., деформирующие металл. Стали, применяемые для изготовления инструмента такого рода, называют штамповыми сталями (по виду наиболее распространенного инструмента).

Штамповые стали делятся на две группы: деформирующие металл в холодном состоянии и деформирующие металл в горячем состоянии. Условия работы стали при различных видах штамповки сильно различаются между собой.

Для штамповки в холодном состоянии сталь, из которой изготавливают штампы, обычно должна обладать **высокой твердостью, обеспечивающей устойчивость стали против истирания**, хотя и вязкость, особенно для пуансонов, имеет также первостепенное значение. Сталь для **"горячих штампов"** должна иметь как можно меньшую чувствительность к местным нагревам. В недостаточно вязкой (пластичной) стали, например в плохо отпущенной, местный нагрев может привести к образованию трещин.

Из углеродистой стали марок **У10, У11, У12** изготавливают штампы небольших размеров и простой конфигурации; ввиду неглубокой прокаливаемости их следует применять для относительно легких условий работы (малая степень деформации, невысокая твердость штампуемого материала).

Для более сложных конфигураций штампов и более тяжелых условий работы применяют легированные закаливаемые в масле (глубоко прокаливающиеся) стали - чаще всего сталь X (ШХ15).

При относительно легких условиях работы (легкие удары, малая деформация металла, например ручные клейма, ручные зубила) применяют углеродистую сталь У7, У8, У9. **Необходимая твердость (HRC 58)** получается путем закалки и отпуска при 250-350°C. Необходимую высокую твердость

стали типа Х12 можно получить, закаливая ее от высоких температур (1150°С) в масле и получая, следовательно, большое количество остаточного аустенита, а затем путем обработки холодом и отпуска добиваться разложения остаточного аустенита и получать высокую твердость HRC 60). Переходим теперь к рассмотрению сталей, применяемых для изготовления горячих штампов, деформирующих металл в горячем состоянии. **Металл, применяемый для горячих штампов, должен иметь определенный комплекс свойств:**

ЖАРОПРОЧНОСТЬ. Металл горячих штампов должен обладать высоким пределом текучести и высоким сопротивлением износу при высоких температурах, чтобы замедлить процессы истирания и деформирования элементов фигуры штампа, разогревающихся от соприкосновения с горячим металлом.

КРАСНОСТОЙКОСТЬ. Высокие жаропрочные свойства не должны снижаться под длительным воздействием температуры, металл горячих штампов должен устойчиво сопротивляться отпуску.

ТЕРМОСТОЙКОСТЬ. Циклический нагрев и охлаждение поверхности штампа во время работы и, следовательно, чередующееся расширение и сжатие поверхностных слоев приводят к появлению так называемых разгарных трещин. Материал штампа должен обладать высокой разгаростойкостью или, как чаще называют, термостойкостью или высоким сопротивлением термической усталости.

ВЯЗКОСТЬ. Деформирование металла при штамповке сопровождается ударными воздействиями этого металла на штампы, поэтому металл штампов должен обладать известной вязкостью- особенно при штамповке на молотах, когда приходится достигать нужного повышения вязкости даже за счет некоторого снижения жаропрочности.

ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ. Многие штампы имеют весьма большие размеры (например, кубики ковочных штампов имеют размеры 500x500x1000 мм и т. п.). Для получения хороших свойств по всему сечению, в частности достаточной вязкости, сталь штампов должна глубоко прокаливаться.

ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ. Сталь должна быть минимально чувствительной к этому пороку.

СЛИПАЕМОСТЬ. При значительном давлении горячий металл может как бы прилипать к металлу штампа (явление адгезии), и когда штампуемое изделие отдирается от штампа, то оно всякий раз частично разрушает его поверхность. Это явление разрушения будет тем сильнее выражено, чем сильнее адгезионное взаимодействие штампуемого металла и металла штампа. Поэтому подобное взаимодействие штамповой стали с металлом изделия должно быть минимальным.

Для штампов, работающих в легких условиях, применяют углеродистые стали с содержанием углерода от 0,6 до 1,0%, т.е. стали марок У7, У8, У9. Наибольшее применение при изготовлении штампов имеет сталь У7.

В современных условиях углеродистая сталь мало применима для штампов, так как штамповку проводят с большой интенсивностью, и штампы из углеродистой стали не будут обладать достаточной стойкостью в работе.

Для более тяжелых условий работы применяют легированные стали. Типичной наиболее распространенной и, пожалуй, наилучшей из указанных является сталь 5ХНМ. Остальные представляют собой стализаменители, в которых никель (или молибден) заменен другими элементами, что несколько ухудшает качество.

ЖАРОСТОЙКИЕ И ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Ниже 300°С наибольшую прочность имеют простые конструкционные стали, обработанные на высокую прочность. Явления ползучести при температурах ниже 350-300°С не наблюдается, так что при рабочих температурах ниже 300°С нет необходимости в применении каких-либо специальных жаропрочных сталей и сплавов.

Для работ в интервале 350-500°С оптимальными по свойствам являются сравнительно слаболегированные стали перлитного и ферритного классов.

С повышением температуры до 500-650°С прочность сталей этого типа резко падает, уступая сталям аустенитного класса, а при 650-900°С стали аустенитного класса уступают первое место высоколегированным кобальтовым и никелевым сплавам.

При температурах выше 900°С на первом месте сплавы тугоплавких металлов (молибдена, хрома и т. д.). Перлитные и мартенситные жаропрочные стали

Стали, применяемые главным образом в котлостроении для изготовления паропроводов, пароперегревателей, крепежных и других деталей, подвергаемых длительным механическим воздействиям при умеренно высоких температурах не выше 500-600°С. Это стали перлитного, а также мартенситного (бейнитного) и ферритного классов. Общим для всех сталей является, то что их основой является твердый раствор, а избыточной фазой - карбиды разной структуры и происхождения.

Аустенитные жаропрочные стали применяют для изготовления клапанов двигателей, лопаток газовых турбин, и других "горячих" деталей реактивных двигателей - в основном для работы при 600-700°С.

Все аустенитные жаропрочные стали содержат большое количество хрома и никеля, а также добавки других элементов.

Аустенитные жаропрочные стали обладают рядом общих свойств высокой жаропрочностью и окалиностойкостью, большой пластичностью, хорошей свариваемостью, большим коэффициентом линейного расширения. Тем не менее по сравнению с перлитными и мартенситными сталями они не менее технологичны: обработка давлением и резанием этих сплавов затруднена; сварной шов обладает повышенной хрупкостью; полученное вследствие перегрева крупнозернистое строение не может быть исправлено термической обработкой, так как в этих сталях отсутствует фазовая перекристаллизация. В интервале 550-600°С эти стали часто охрупчиваются из-за выделения по границам зерна различных фаз.

ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

К группе широко применяемых цветных металлов относятся алюминий, титан, магний, медь, свинец, олово, цветные металлы обладают целым рядом весьма ценных свойств, например, высокой теплопроводностью (алюминий и медь), очень малой плотностью (алюминий и магний), очень низкой температурой плавления (свинец и олово), высокой коррозионной стойкостью (титан и алюминий.), Основные физические свойства некоторых цветных металлов приведены ниже:

	Mg	Al	Ti	Cu
Атомный номер	12	13	22	29
Атомная масса.....	24,3	27,0	47,0	63,5
Плотность при 20 ⁰ С, г/см ³	1,74	2,7	4,5	8,9
Температура, плавления, ⁰ С	651	660	1668	1083
Атомный диаметр, Нм	0,32	0,28	0,289	0,256
Удельная теплопроводность при 20 ⁰ С Вт/(мК)...	1391	225	18,85	387

АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Алюминий - металл серебристо-белого цвета; находится в III группе Периодической системы Д.И.Менделеева.

Алюминий легкий (плотность 2,7 г/см³) и легкоплавкий (температура плавления 660⁰ С) металл, **он не имеет полиморфных превращений, кристаллизуется в гранецентрированной кубической решетке с параметром a=0,404 нм и поэтому обладает высокой пластичностью.**

Алюминий имеет высокую теплопроводность, а электропроводность его составляет **65% от электропроводности меди.**

Алюминий - коррозионно-стойкий металл. Образующаяся на его поверхности плотная пленка оксида Al металлом, малопроницаема для всех газов и предохраняет алюминий от дальнейшего окисления и коррозии в атмосферных условиях, воде и других средах.

Алюминий стоек к концентрированной азотной кислоте и некоторым органическим кислотам (лимонной, уксусной и др.). **Минеральные кислоты (соляная, плавиковая) и щелочи разрушают оксидную пленку.**

Постоянные примеси (Fe, Si, Ti, Mn, Cu, Zn,) понижают физико-химические характеристики и пластичность алюминия.

В зависимости от содержания примесей различают марки первичного алюминия Д999, А995, А99, А97, А95 .

Железо и кремний являются основными неизбежными примесями, попадающими в алюминий при его производстве. Их присутствие отрицательно сказывается на свойствах алюминия.

Чистейший алюминий имеет крупнозернистую структуру с тонкими прямолинейными границами.

Железо практически не растворимо в алюминии, поэтому даже при самом малом его содержании образуется хрупкое химическое соединение $FeAl_3$. Кристаллизуясь в виде игол, служащих надрезами в металле, оно **снижает пластические свойства алюминия**. Железо уменьшает коррозионную стойкость алюминия вследствие большой разницы электрохимических потенциалов фаз Al и $FeAl_3$ этих фаз и развития межкристаллитной коррозии.

Кремний не образует с алюминием химических соединений и присутствует в сплавах алюминия в элементарном виде.

Кремний ухудшает литейные свойства технического алюминия. Кремний резко снижает температуру солидуса, увеличивает интервал кристаллизации.

Из-за низкой прочности технический алюминий применять как конструкционный материал нецелесообразно. Его широко **используют для изготовления ненагруженных деталей** и элементов конструкций, когда основную роль играют его малая плотность, высокая пластичность, коррозионная стойкость, хорошая свариваемость. Высокая электропроводность алюминия, сочетающаяся с малой плотностью, позволили широко использовать его в электротехнике в качестве проводникового материала.

Классификация алюминиевых сплавов

По технологии изготовления полуфабрикатов и изделий все применяемые в промышленности **алюминиевые сплавы делят на три группы: деформируемые, литейные и спеченные**.

Деформируемые сплавы должны иметь высокую технологическую пластичность, так как используются для изготовления деталей различными способами пластической деформации (прокаткой, ковкой, прессованием и т. д.). Поэтому **деформируемые сплавы должны иметь однородную структуру твердого раствора на основе алюминия**. Для повышения прочности при условии сохранения технологической пластичности в деформируемых сплавах допускается небольшое количество кристаллов эвтектики. **Литейные сплавы**, предназначенные для изготовления деталей методами фасонного литья (в земляные или металлические формы, под давлением и пр.) должны иметь хорошие **литейные свойства - высокую жидкотекучесть, малую склонность к образованию горячих трещин, которые зависят от интервала кристаллизации**.

Деформируемые алюминиевые сплавы можно разделить на две подгруппы: деформируемые, неупрочняемые термической обработкой, деформируемые, упрочняемые термической обработкой. Получить требуемый комплекс механических, и технологических свойств алюминиевых сплавов можно путем термической обработки: отжига, закалки, старения.

МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

Медь - тяжелый металл (плотность 8,94 г/см³) красно-розового цвета: находится в 1 группе Периодической системы, **полиморфных превращений не имеет: кристаллизуется в гранцентрированной кубической решетке с параметром $a=0,36094$ нм.** Физические свойства меди приведены выше.

На поверхности меди образуется плотная оксидная пленка, поэтому **медь имеет высокую коррозионную стойкость в пресной и морской воде, в атмосферных условиях и различных химических средах: органических кислотах, едких щелочах, сухих газах.** Однако медь не противостоит действию азотной и соляной кислот, горячей концентрированной серной кислоты, аммиака.

Механические свойства меди существенно зависят от присутствующих в ней примесей.

Марка меди	М00	М0	М1	М2	М3	М4
Cu%	99,99	99,95	99,9	99,7	99,5	99,0
Примеси, %	0,01	0,05	0,1	0,3	0,5	1,0

В технически чистой меди примесями являются Bi, Sb, As, Fe, Ni, Pb, Sn, S, O. Эти примеси попадают в медь при производстве ее из медных руд и резко снижают тепло и электропроводность.

Наиболее **чистую медь, марок М00, М0, М1, содержащую не более 0,1% примесей, применяют для проводников тока.**

Медь остальных марок, более загрязненная примесями, пригодна только для производства сплавов различного состава и качества (М3, М4).

Висмут и свинец даже в тысячных долях процента, резко ухудшают способность меди обрабатываться путем прокатки или волочения. С этими элементами медь образует легкоплавкие эвтектики, которые, располагаясь по границам зерен, при нагреве расплавляются и вызывают **горячеломкость меди**, т.е. приводят к разрушению металла при горячей деформации.

Классификация медных сплавов

Для повышения прочностных свойств **медь легируют цинком, оловом, алюминием, марганцем, железом, кремнием, никелем.**

Наиболее распространена **классификация медных сплавов по химическому составу.**

Латунями называют сплавы меди с цинком, а иногда с добавками небольшого количества, некоторых других элементов. Из цветных сплавов латуни являются самыми распространенными.

Латуни **обозначают буквой Л**, справа от которой пишут буквенные обозначения специально вводимых (кроме Zn) элементов, цифру, указывающую процент меди, и затем проценты специальных элементов в той же последовательности, в какой записаны сами элементы. Элементы обозначают русскими буквами: О - олово; Ц - цинк; С - свинец; Ж - железо; М - марганец; Н - никель; К - кремний; А - алюминий т.д..

Например, **Л90** означает, что **латунь содержит 90% Cu**, остальное (10%) Zn, **ЛАЖМц 66-6-3-2** означает латунь, содержащую 66% Cu, 6% Al, 3% Fe, 2% Mn, остальное (23 %)Zn.

Бронзами называют сплавы меди с оловом (бронзы оловянные) алюминием, кремнием, бериллием, свинцом (бронзы безоловянные). Кроме основных указанных элементов бронзы дополнительно легируют (фосфором, цинком, марганцем, железом, никелем, титаном).

Бронзы маркируют буквами Бр, справа пишут элементы, входящие в бронзу: О - олово; Ц - цинк; С - свинец; Ф - фосфор; Н - никель;

К - кремний и т.д., в том же порядке пишут содержание элементов в процентах,

Например, **БрОЦ4-3** означает, что в бронзе в среднем 4% Sn, 3% цинка, остальное медь; бронза БрАЖМц 10-3-1,5 содержит в среднем 10% Al, 3% Fe, 1,5% марганца, а остальное медь.

По способу производства полуфабрикатов и изделий медные сплавы (латуни и бронзы) подразделяют на деформируемые и литейные, а по способности к термическому упрочнению - на термически упрочняемые и термически не упрочняемые.

Антифрикционные сплавы

Применяют для изготовления деталей трущихся поверхностей механизмов и машин. **Подшипниковый материал** должен представлять собой **сочетание достаточно прочной, относительно пластичной и вязкой основы**, в которой должны быть **твердые опорные включения**. При этих условиях изнашивается пластичная основа, вал в основном лежит на твердых опорных включениях и, следовательно, трение будет идти не по всей поверхности подшипника, смазка будет удерживаться в изнашивающихся местах пластичной основы.

Основа сплава не должна быть слишком мягкой, иначе из-за, давления на подшипник, материал вкладыша будет просто выдавливаться, наволакиваться на вал и т. д., твердые включения не будут удерживаться основной массой, и такой материал не будет пригоден для работы. **Количество твердых включений** также не должно быть слишком велико, иначе подшипник, будет плохо прирабатываться.

Для подшипников применимы не однофазные, а многофазные сплавы. **Такими сплавами являются** сплавы на основе олова и свинца, (так называемые баббиты), меди, алюминия, цинка, а также антифрикционные чугуны и металлокерамические подшипниковые материалы.

Баббиты

Баббиты **обозначают буквой Б**, справа от которой ставится цифра показывающая процент олова, или буква, характеризующая специальный элемент, входящий в сплав. Например, **Б83**, Б 16, Б6 означает, что в эти баббиты входят соответственно 83, 16 и 6% олова. БН означает, что в сплав вводится никель, ВТ - теллур, т. е. обозначение носит условный характер, не показывая полностью состав сплава.

Подшипниковые сплавы на медной основе

Для изготовления вкладышей подшипников, работающих при повышенном удельном давлении и больших скоростях, **применяют свинцовую бронзу БрСЗО** с содержанием 27-33% РЬ, остальное медь.

Свинец практически не растворяется в меди в жидком состоянии, поэтому при затвердевании такой механической смеси жидких фаз получается также механическая смесь твердых фаз свинца и меди.

Подшипниковые сплавы на основе алюминия

Антифрикционными сплавами на основе алюминия являются сплавы, такие как алькусин (7,5- 9,6 медь, 1,5-2,5% кремний).

В этих сплавах **мягкая основа - твердые растворы алюминия** с элементами, входящими в данный сплав, **а твердые включения** - химические соединения, находящиеся в эвтектике с твердым раствором. Микроструктура сплава АН2.5 состоит из:



Антифрикционные алюминиевые сплавы имеют высокую теплопроводность, что ценно для подшипников. **Твердость алюминиевых сплавов выше, чем баббитов**, поэтому их можно применять только в паре с твердыми валами (азотирированные шейки валов, поверхностно закаленные шейки валов и т.д.).

Подшипниковые сплавы на основе цинка

Цинковые подшипниковые сплавы содержат 8-12% Al, 1-5,5% Cu, 0,03-0,06% Mg, остальное цинк (**ЦАМ 10-5, ЦАМ 9-1,5**). По свойствам -эти сплавы равноценны свинцовым баббитам, и их применяют в подшипниках металлорежущих станков, прессов и т.д.