Структуры железоуглеродистых сплавов

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны – важнейшие металлические сплавы современной техники. Производство чугуна и стали по объему превосходит производство всех других металлов вместе взятых более чем в десять раз.

Диаграмма состояния железо – углерод дает основное представление о строении железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов.

Начало изучению диаграммы железо – углерод положил Чернов Д.К. в 1868 году. Чернов впервые указал на существование в стали критических точек и на зависимость их положения от содержания углерода.

Диаграмма железо – углерод должна распространяться от железа до углерода. Железо образует с углеродом химическое соединение: цементит – . Каждое устойчивое химическое соединение можно рассматривать как компонент, а диаграмму – по частям. Так как на практике применяют металлические сплавы с содержанием углерода до , то рассматриваем часть диаграммы состояния от железа до химического соединения цементита, содержащего углерода.



Диаграмма состояния железо – цементит представлена на рис. 9.1.

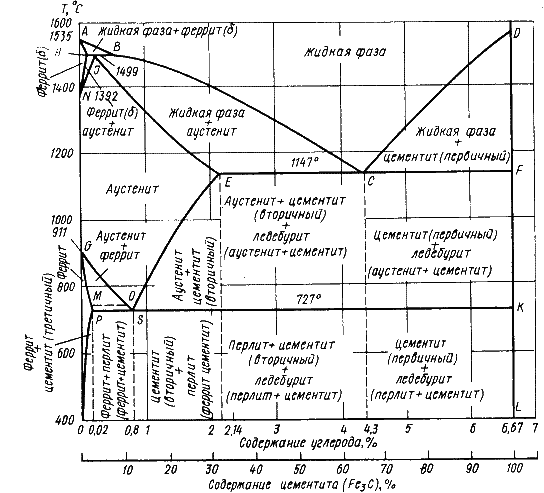


Рис. 9.1. Диаграмма состояния железо - цементит

Компоненты и фазы железоуглеродистых сплавов

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо, углерод и цементит.

*1. Железо* – переходный металл серебристо-светлого цвета. Имеет высокую температуру плавления – 1539o *С* 5o *С*.



В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях. Полиморфные превращения происходят при температурах 911o *С* и 1392o *С*. При температуре ниже 911o *С* существует с объемно-центрированной кубической решеткой. В интервале температур 911…1392o *С* устойчивым является с гранецентрированной кубической решеткой. Выше 1392o *С* железо имеет объемно-центрированную кубическую решетку и называется или высокотемпературное . Высокотемпературная модификация не представляет собой новой аллотропической формы. Критическую температуру 911oС превращения обозначаютточкой , а температуру 1392o *С* превращения - точкой *А4*.



При температуре ниже 768o *С* железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точка Кюри железа 768o *С* обозначается *А2.*

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 НВ) и прочностью (предел прочности – , предел текучести – ) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение – , а относительное сужение – ). Свойства могут изменяться в некоторых пределах в зависимости от величины зерна.



Железо характеризуется высоким модулем упругости, наличие которого проявляется и в сплавах на его основе, обеспечивая высокую жесткость деталей из этих сплавов.

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения.

*2. Углерод* относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления – *3500* 0*С*, плотность – *2,5 г/см3*) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом равным четырем (температура плавления – *5000* 0*С*).

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического соединения – цементита (*Fe3C*), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах).

*3. Цементит (Fe3C) –* химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит *6,67 %* углерода.

Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу.

Температура плавления цементита точно не установлена (1250, 1550o *С*). При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около 217o *С*.

Цементит имеет высокую твердость (более *800 НВ*, легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Такие свойства являются следствием сложного строения кристаллической решетки.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов: азотом, кислородом; атомы железа – металлами: марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется *легированным цементитом.*

Цементит – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение при структурообразовании чугунов.

В системе железо – углерод существуют следующие фазы: жидкая фаза, феррит, аустенит, цементит.

1. Жидкая фаза. В жидком состоянии железо хорошо растворяет углерод в любых пропорциях с образованием однородной жидкой фазы.

*2. Феррит (Ф)* *(C) –* твердый раствор внедрения углерода в -железо.



Феррит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную – *0,006 %* при комнатной температуре (точка *Q*), максимальную – *0,02 %* при температуре 727o *С* ( точка *P*). Углерод располагается в дефектах решетки.

При температуре выше 1392o *С* существует высокотемпературный феррит () ( (C), с предельной растворимостью углерода *0,1 %* при температуре 1499o *С* (точка *J*)



Свойства феррита близки к свойствам железа. Он мягок (твердость – *130 НВ*, предел прочности –) и пластичен (относительное удлинение –), магнитен до 768o *С.*



3*. Аустенит (А)* *(С)* – твердый раствор внедрения углерода в -железо.



Углерод занимает место в центре гранецентрированной кубической ячейки.

Аустенит имеет переменную предельную растворимость углерода: минимальную – *0,8 %* при температуре 727o *С* (точка *S*), максимальную – *2,14 %* при температуре 1147o *С* (точка *Е*).

Аустенит имеет твердость *200…250 НВ*, пластичен (относительное удлинение – ), парамагнитен.



При растворении в аустените других элементов могут изменяться свойства и температурные границы существования.

*4. Цементит –* характеристика дана выше.

В железоуглеродистых сплавах присутствуют фазы: цементит первичный *(ЦI),* цементит вторичный *(ЦII),* цементит третичный (*ЦIII*). Химические и физические свойства этих фаз одинаковы. Влияние на механические свойства сплавов оказывает различие в размерах, количестве и расположении этих выделений. Цементит первичный выделяется из жидкой фазы в виде крупных пластинчатых кристаллов. Цементит вторичный выделяется из аустенита и располагается в виде сетки вокруг зерен аустенита (при охлаждении – вокруг зерен перлита). Цементит третичный выделяется из феррита и в виде мелких включений располагается у границ ферритных зерен.

Процессы при структурообразовании железоуглеродистых сплавов

Линия *АВСD* – ликвидус системы. На участке *АВ* начинается кристаллизация феррита (), на участке *ВС* начинается кристаллизация аустенита, на участке *СD* – кристаллизация цементита первичного.



Линия AHJECF – линия солидус. На участке АН заканчивается кристаллизация феррита (). На линии HJB при постоянной температуре 14990С идет перетектическое превращение, заключающееся в том, что жидкая фаза реагирует с ранее образовавшимися кристаллами феррита (), в результате чего образуется аустенит:



На участке JЕ заканчивается кристаллизация аустенита. На участке ECF при постоянной температуре 1147o С идет эвтектическое превращение, заключающееся в том, что жидкость, содержащая 4,3 % углерода превращается в эвтектическую смесь аустенита и цементита первичного:



Эвтектика системы железо – цементит называется ледебуритом (Л), по имени немецкого ученого Ледебура, содержит 4,3 % углерода.

При температуре ниже 727o С в состав ледебурита входят цементит первичный и перлит, его называют ледебурит превращенный (ЛП).

По линии HN начинается превращение феррита () в аустенит, обусловленное полиморфным превращением железа. По линии NJ превращение феррита () в аустенит заканчивается.



По линии GS превращение аустенита в феррит, обусловленное полиморфным превращением железа. По линии PG превращение аустенита в феррит заканчивается.

По линии ES начинается выделение цементита вторичного из аустенита, обусловленное снижением растворимости углерода в аустените при понижении температуры.

По линии МО при постоянной температуре 768o С имеют место магнитные превращения.

По линии PSK при постоянной температуре 727o С идет эвтектоидное превращение, заключающееся в том, что аустенит, содержащий 0,8 % углерода, превращается в эвтектоидную смесь феррита и цементита вторичного:



По механизму данное превращение похоже на эвтектическое, но протекает в твердом состоянии.

Эвтектоид системы железо – цементит называется перлитом (П), содержит 0,8 % углерода.

Название получил за то, что на полированном и протравленном шлифе наблюдается перламутровый блеск.

Перлит может существовать в зернистой и пластинчатой форме, в зависимости от условий образования.

По линии PQ начинается выделение цементита третичного из феррита, обусловленное снижением растворимости углерода в феррите при понижении температуры.

Температуры, при которых происходят фазовые и структурные превращения в сплавах системы железо – цементит, т.е. критические точки, имеют условные обозначения.

Обозначаются буквой А (от французского arret – остановка):

А1 – линия PSK (7270С) – превращение П А;



A2 – линия MO (7680С, т. Кюри) – магнитные превращения;

A3 – линия GOS ( переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – превращение Ф А;



A4 – линия NJ (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – превращение ;



Acm – линия SE (переменная температура, зависящая от содержания углерода в сплаве) – начало выделения цементита вторичного (иногда обозначается A3).

Так как при нагреве и охлаждении превращения совершаются при различных температурах, чтобы отличить эти процессы вводятся дополнительные обозначения. При нагреве добавляют букву с, т.е , при охлаждении – букву r, т.е. .



Структуры железоуглеродистых сплавов

Все сплавы системы железо – цементит по структурному признаку делят на две большие группы: стали и чугуны.

Особую группу составляют сплавы с содержанием углерода менее 0,02% (точка Р), их называют техническое железо. Микроструктуры сплавов представлены на рис.9.2. Структура таких сплавов после окончания кристаллизации состоит или из зерен феррита (рис.9.2 а), при содержании углерода менее 0,006 %, или из зерен феррита и кристаллов цементита третичного, расположенных по границам зерен феррита (рис.9.2.б), если содержание углерода от 0,006 до 0,02 %.

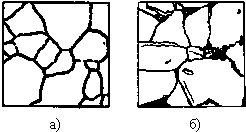


Рис.9.2. Микроструктуры технического железа: а – содержание углерода менее 0,006%; б – содержание углерода 0,006…0,02 %

Углеродистыми сталями называют сплавы железа с углеродом, содержащие 0,02…2,14 % углерода, заканчивающие кристаллизацию образованием аустенита.

Они обладают высокой пластичностью, особенно в аустенитном состоянии.

Структура сталей формируется в результате перекристаллизации аустенита. Микроструктуры сталей представлены на рис. 9.3.



Рис. 9.3. Микроструктуры сталей: а – доэвтектоидная сталь ; б – эвтектоидная сталь (пластинчатый перлит); в – эвтектоидная сталь (зернистый перлит); г – заэвтектоидная сталь .



По содержанию углерода и по структуре стали подразделяются на доэвтектоидные , структура феррит + перлит (рис.9.3 а); эвтектоидные , структура перлит (П), перлит может быть пластинчатый или зернистый (рис. 9.3 б и 9.3 в); заэвтектоидные, структура перлит + цементит вторичный (П + ЦII), цементитная сетка располагается вокруг зерен перлита.



По микроструктуре сплавов можно приблизительно определить количество углерода в составе сплава, учитывая следующее: количество углерода в перлите составляет 0,8 %, в цементите – 6,67 %. Ввиду малой ратворимости углерода в феррите, принимается, что в нем углерода нет.

Сплавы железа с углеродом, содержащие углерода более 2,14 % (до 6,67 %), заканчивающие кристаллизацию образованием эвтектики (ледебурита), называют чугунами.

Наличие легкоплавкого ледебурита в структуре чугунов повышает их литейные свойства.

Чугуны, кристаллизующиеся в соответствии с диаграммой состояния железо – цементит, отличаются высокой хрупкостью. Цвет их излома – серебристо-белый. Такие чугуны называются белыми чугунами.

Микроструктуры белых чугунов представлены на рис. 9.4.

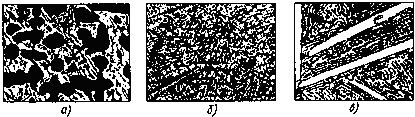


Рис. 9.4. Микроструктуры белых чугунов: а – доэвтектический белый чугун; б – эвтектический белый чугун (Л); в – заэвтектический белый чугун .



По количеству углерода и по структуре белые чугуны подразделяются на: доэвтектические , структура перлит + ледебурит + цементит вторичный ; эвтектические , структура ледебурит (Л) (рис. 9.4 б); заэвтектические , структура ледебурит + цементит первичный (рис. 9.4 в).



В структуре доэвтектических белых чугунов присутствует цементит вторичный, который образуется в результате изменения состава аустенита при охлаждении (по линии ES). В структуре цементит вторичный сливается с цементитом, входящим в состав ледебурита.

Фазовый состав сталей и чугунов при нормальных температурах один и тот же, они состоят из феррита и цементита. Однако свойства сталей и белых чугунов значительно различаются. Таким образом, основным фактором, определяющим свойства сплавов системы железо – цементит является их структура.

Стали являются наиболее распространенными материалами. Обладают хорошими технологическими свойствами. Изделия получают в результате обработки давлением и резанием.

Достоинством является возможность, получать нужный комплекс свойств, изменяя состав и вид обработки. Стали, подразделяют на углеродистые и легированные.

Влияние углерода и примесей на свойства сталей

Углеродистые стали являются основными. Их свойства определяются количеством углерода и содержанием примесей, которые взаимодействуют с железом и углеродом.

Влияние углерода.

Влияние углерода на свойства сталей показано на рис. 10.1

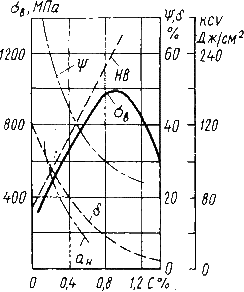


Рис.10.1. Влияние углерода на свойства сталей

С ростом содержания углерода в структуре стали увеличивается количество цементита, при одновременном снижении доли феррита. Изменение соотношения между составляющими приводит к уменьшению пластичности, а также к повышению прочности и твердости. Прочность повышается до содержания углерода около *1%,* а затем она уменьшается, так как образуется грубая сетка цементита вторичного.

Углерод влияет на вязкие свойства. Увеличение содержания углерода повышает порог хладоломкости и снижает ударную вязкость.

Повышаются электросопротивление и коэрцитивная сила, снижаются магнитная проницаемость и плотность магнитной индукции.

Углерод оказывает влияние и на технологические свойства. Повышение содержания углерода ухудшает литейные свойства стали (используются стали с содержанием углерода до 0,4 %), обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость. Следует учитывать, что стали с низким содержанием углерода также плохо обрабатываются резанием.

Влияние примесей.

В сталях всегда присутствуют примеси, которые делятся на четыре группы. 1.*Постоянные примеси*: кремний, марганец, сера, фосфор.

Марганец и кремний вводятся в процессе выплавки стали для раскисления, они являются технологическими примесями.

Содержание марганца не превышает *0,5…0,8 %.* Марганец повышает прочность, не снижая пластичности, и резко снижает красноломкость стали, вызванную влиянием серы. Он способствует уменьшению содержания сульфида железа *FeS*, так как образует с серой соединение сульфид марганца *MnS*. Частицы сульфида марганца располагаются в виде отдельных включений, которые деформируются и оказываются вытянутыми вдоль направления прокатки.

Содержание кремния не превышает *0,35…0,4 %.* Кремний, дегазируя металл, повышает плотность слитка. Кремний растворяется в феррите и повышает прочность стали, особенно повышается предел текучести, . Но наблюдается некоторое снижение пластичности, что снижает способность стали к вытяжке



Содержание фосфора в стали *0,025…0,045 %.* Фосфор, растворяясь в феррите, искажает кристаллическую решетку и увеличивает предел прочности и предел текучести , но снижает пластичность и вязкость.



Располагаясь вблизи зерен, увеличивает температуру перехода в хрупкое состояние, вызывает хладоломкость, уменьшает работу распространения трещин, Повышение содержания фосфора на каждую *0,01 %* повышает порог хладоломкости на *20…25oС.*

Фосфор обладает склонностью к ликвации, поэтому в центре слитка отдельные участки имеют резко пониженную вязкость.

Для некоторых сталей возможно увеличение содержания фосфора до *0,10…0,15 %,* для улучшения обрабатываемости резанием.

*S* – уменьшается пластичность, свариваемость и коррозионная стойкость. Р–искажает кристаллическую решетку.

Содержание серы в сталях составляет *0,025…0,06 %.* Сера – вредная примесь, попадает в сталь из чугуна. При взаимодействии с железом образует химическое соединение – сульфид серы *FeS*, которое, в свою очередь, образует с железом легкоплавкую эвтектику с температурой плавления *988oС.* При нагреве под прокатку или ковку эвтектика плавится, нарушаются связи между зернами. При деформации в местах расположения эвтектики возникают надрывы и трещины, заготовка разрушается – явление *красноломкости*.

*Красноломкость –* повышение хрупкости при высоких температурах

Сера снижает механические свойства, особенно ударную вязкость аи пластичность (и ), а так же предел выносливости. Она ухудшают свариваемость и коррозионную стойкость.



2. *Скрытые примеси* - газы (азот, кислород, водород) – попадают в сталь при выплавке.

Азот и кислород находятся в стали в виде хрупких неметаллических включений: окислов (*FeO, SiO2, Al2O3*)нитридов (*Fe 2N*), в виде твердого раствора или в свободном состоянии, располагаясь в дефектах (раковинах, трещинах).

Примеси внедрения (азот *N*, кислород *О*) повышают порог хладоломкости и снижают сопротивление хрупкому разрушению. Неметаллические включения (окислы, нитриды), являясь концентраторами напряжений, могут значительно понизить предел выносливости и вязкость.

Очень вредным является растворенный в стали водород, который значительно охрупчивает сталь. Он приводит к образованию в катанных заготовках и поковках *флокенов.*

*Флокены* – тонкие трещины овальной или округлой формы, имеющие в изломе вид пятен – хлопьев серебристого цвета.

Металл с флокенами нельзя использовать в промышленности, при сварке образуются холодные трещины в наплавленном и основном металле.

Если водород находится в поверхностном слое, то он удаляется в результате нагрева при *150…180*, лучше в вакууме мм рт. ст.



Для удаления скрытых примесей используют вакуумирование.

3. *Специальные примеси* – специально вводятся в сталь для получения заданных свойств. Примеси называются легирующими элементами, а стали - легированные сталями.

Назначение легирующих элементов.

Основным легирующим элементом является хром *(0,8…1,2)%.* Он повышает прокаливаемость, способствует получению высокой и равномерной твердости стали. Порог хладоломкости хромистых сталей - (0…-100)*o*С.

Дополнительные легирующие элементы.

Бор - 0.003%. Увеличивает прокаливаемость, а такхе повышает порог хладоломкости *(+20…-60 oС*.

Марганец – увеличивает прокаливаемость, однако содействует росту зерна, и повышает порог хладоломкости до *(+40…-60)oС.*

Титан *(~0,1%)* вводят для измельчения зерна в хромомарганцевой стали.

Введение молибдена *(0,15…0,46%)* в хромистые стали увеличивает прокаливаемость, снихает порог хладоломкости до *–20…-120oС*. Молибден увеличивает статическую, динамическую и усталостную прочность стали, устраняет склонность к внутреннему окислению. Кроме того, молибден снижает склонность к отпускной хрупкости сталей, содержащих никель.

Ванадий в количестве *(0.1…0.3) %* в хромистых сталях измельчает зерно и повышает прочность и вязкость.

Введение в хромистые стали никеля, значительно повышает прочность и прокаливаемость, понижает порог хладоломкости, но при этом повышает склонность к отпускной хрупкости (этот недостаток компенсируется введением в сталь молибдена). Хромоникелевые стали, обладают наилучшим комплексом свойств. Однако никель является дефицитным, и применение таких сталей ограничено.

Значительное количество никеля можно заменить медью, это не приводит к снижению вязкости.

При легировании хромомарганцевых сталей кремнием получают, стали – хромансиль *(20ХГС, 30ХГСА)*. Стали обладают хорошим сочетанием прочности и вязкости, хорошо свариваются, штампуются и обрабатываются резанием.Кремний повышает ударную вязкость и температурный запас вязкости.

Добавка свинца, кальция – улучшает обрабатываемость резанием. Применение упрочнения термической обработки улучшает комплекс механических свойств.

Распределение легирующих элементов в стали.

Легирующие элементы растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов ( феррит, аустенит, цементит), или образуют специальные карбиды.

Растворение легирующих элементов в происходит в результате замещения атомов железа атомами этих элементов. Эти амомы создают в решетке напряжения, которые вызывают изменение ее периода.



Изменение размеров решетки вызывает изменение свойств феррита – прочность повышается, пластичность уменьшается. Хром, молибден и вольфрам упрочняют меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден и вольфрам, а твкже кремний и марганец в определенных количествах, снижают вязкость.

В сталях карбиды образуются металлами, расположенными в таблице Менделеева левее железа (хром, ванадий, титан), которые имеют менее достроенную *d* – электронную полосу.

В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение *d* – электронной полосы атома металла, тогда как у металла валентные электроны образуют металлическую связь, обуславливающую металлические свойства карбидов.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла более *0,59* образуются типичные химические соединения: *Fe3C, Mn3C, Cr23C6, Cr7C3, Fe3W3C* – которые имеют сложную кристаллическую решетку и при нагреве растворяются в аустените.

При соотношении атомных радиусов углерода и металла менее *0,59* образуются фазы внедрения: *Mo2C, WC, VC, TiC, TaC, W2C* – которые имеют простую кристаллическую решетку и трудно растворяются в аустените.

Все карбиды обладают высокой твердостью и температурой плавления.

4. Случайные примеси.

Классификация и маркировка сталей

Классификация сталей

Стали классифицируются по множеству признаков.

1. По химическому: составу: углеродистые и легированные.
2. По содержанию углерода:
   * низкоуглеродистые, с содержанием углерода до *0,25 %;*
   * среднеуглеродистые, с содержанием углерода *0,3…0,6 %;*
   * высокоуглеродистые, с содержанием углерода выше *0,7 %*
3. По равновесной структуре: доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные.
4. По качеству. Количественным показателем качества является содержания вредных примесей: серы и фосфора:
   * , – углеродистые стали обыкновенного качества:



* + – качественные стали;



* + – высококачественные стали.



1. По способу выплавки:
   * в мартеновских печах;
   * в кислородных конверторах;
   * в электрических печах: электродуговых, индукционных и др.
2. По назначению:
   * конструкционные – применяются для изготовления деталей машин и механизмов;
   * инструментальные – применяются для изготовления различных инструментов;
   * специальные – стали с особыми свойствами: электротехнические, с особыми магнитными свойствами и др.

Маркировка сталей

Принято буквенно-цифровое обозначение сталей

Углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380).

Стали содержат повышенное количество серы и фосфора

Маркируются Ст.2кп., БСт.3кп, ВСт.3пс, ВСт.4сп.

Ст – индекс данной группы стали. Цифры от *0* до *6* - это условный номер марки стали. С увеличением номера марки возрастает прочность и снижается пластичность стали. По гарантиям при поставке существует три группы сталей: А, Б и В. Для сталей группы А при поставке гарантируются механические свойства, в обозначении индекс группы А не указывается. Для сталей группы Б гарантируется химический состав. Для сталей группы В при поставке гарантируются и механические свойства, и химический состав.

Индексы кп, пс, сп указывают степень раскисленности стали: кп - кипящая, пс - полуспокойная, сп - спокойная.

Качественные углеродистые стали

Качественные стали поставляют с гарантированными механическими свойствами и химическим составом (группа В). Степень раскисленности, в основном, спокойная.

*Конструкционные качественные углеродистые стали* Маркируются двухзначным числом, указывающим среднее содержание углерода в сотых долях процента. Указывается степень раскисленности, если она отличается от спокойной.

Сталь 08 кп, сталь 10 пс, сталь 45.

Содержание углерода, соответственно, *0,08 %, 0,10 %, 0.45 %.*

*Инструментальные качественные углеродистые стали* маркируются буквой У (углеродистая инструментальная сталь) и числом, указывающим содержание углерода в десятых долях процента.

Сталь У8, сталь У13.

Содержание углерода, соответственно, 0,8 % и 1,3 %

*Инструментальные высококачественные углеродистые стали.* Маркируются аналогично качественным инструментальным углеродистым сталям, только в конце марки ставят букву А, для обозначения высокого качества стали.

Сталь У10А.

Качественные и высококачественные легированные стали

Обозначение буквенно-цифровое. Легирующие элементы имеют условные обозначения, Обозначаются буквами русского алфавита.

Обозначения легирующих элементов:

Х – хром, Н – никель, М – молибден, В – вольфрам,

К – кобальт, Т – титан, А – азот ( указывается в середине марки),

Г – марганец, Д – медь, Ф – ванадий, С – кремний,

П – фосфор, Р – бор, Б – ниобий, Ц – цирконий,

Ю – алюминий

Легированные конструкционные стали

Сталь 15Х25Н19ВС2

В начале марки указывается двухзначное число, показывающее содержание углерода в сотых долях процента. Далее перечисляются легирующие элементы. Число, следующее за условным обозначение элемента, показывает его содержание в процентах,

Если число не стоит, то содержание элемента не превышает *1,5 %.*

В указанной марке стали содержится *0,15 %* углерода, *35%* хрома, *19 %* никеля, до *1,5%* вольфрама, до *2 %* кремния.

Для обозначения высококачественных легированных сталей в конце марки указывается символ А.

Легированные инструментальные стали

Сталь 9ХС, сталь ХВГ.

В начале марки указывается однозначное число, показывающее содержание углерода в десятых долях процента. При содержании углерода более 1 %, число не указывается,

Далее перечисляются легирующие элементы, с указанием их содержания.

Некоторые стали имеют нестандартные обозначения.

Быстрорежущие инструментальные стали

Сталь Р18

Р – индекс данной группы сталей (от rapid – скорость). Содержание углерода более 1%. Число показывает содержание основного легирующего элемента – вольфрама.

В указанной стали содержание вольфрама – *18 %.*

Если стали содержат легирующие элемент, то их содержание указывается после обозначения соответствующего элемента.

Шарикоподшипниковые стали

Сталь ШХ6, сталь ШХ15ГС

Ш – индекс данной группы сталей. Х – указывает на наличие в стали хрома. Последующее число показывает содержание хрома в десятых долях процента, в указанных сталях, соответственно, *0,6 %* и *1,5 %.* Также указываются входящие с состав стали легирующие элементы. Содержание углерода более *1 %.*

Классификация чугунов

Чугун отличается от стали: по составу – более высокое содержание углерода и примесей; по технологическим свойствам – более высокие литейные свойства, малая способность к пластической деформации, почти не используется в сварных конструкциях.

В зависимости от состояния углерода в чугуне различают:

* белый чугун – углерод в связанном состоянии в виде цементита, в изломе имеет белый цвет и металлический блеск;
* серый чугун – весь углерод или большая часть находится в свободном состоянии в виде графита, а в связанном состоянии находится не более *0,8 %* углерода. Из-за большого количества графита его излом имеет серый цвет;
* половинчатый – часть углерода находится в свободном состоянии в форме графита, но не менее *2 %* углерода находится в форме цементита. Мало используется в технике.

Диаграмма состояния железо – графит.

В результате превращения углерод может не только химически взаимодействовать с железом, но и выделяться в элементарном состоянии в форме графита. Жидкая фаза, аустенит и феррит могут находиться в равновесии и с графитом.

Диаграмма состояния железо – графит показана штриховыми линиями на рис. 11.1. Линии диаграммы находятся выше линий диаграммы железо – цементит. Температуры эвтектического и эвтектоидного преврашений,соответственно, *1153oС* и 738*o*С. Точки *C*, *E, S* – сдвинуты влево, и находятся при концентрации углерода *4,24, 2,11* и *0,7 %,* соответственно.

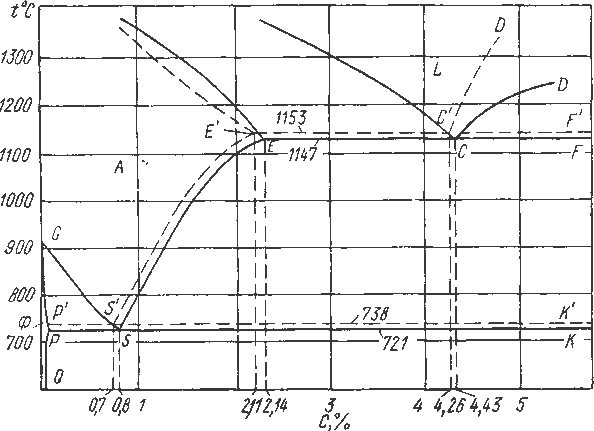


Рис.11.1. Диаграмма состояния железо – углерод: сплошные линии – цементитная система; пунктирные – графитная

При высоких температурах цементит разлагается с выделением графита, поэтому диаграмма состояния железо – цементит является метастабильной, а диаграмма железо – графит – стабильной. Процесс образования графита в сплавах железа с углеродом называется *графитизацией.*

Процесс графитизации.

Графит – это полиморфная модификация углерода. Так как графит содержит *100%* углерода, а цементит – *6,67 %*, то жидкая фаза и аустенит по составу более близки к цементиту, чем к графиту. Следовательно, образование цементита из жидкой фазы и аустенита должно протекать легче, чем графита.

С другой стороны, при нагреве цементит разлагается на железо и углерод. Следовательно, графит является более стабильной фазой, чем цементит.

Возможны два пути образования графита в чугуне.

1. При благоприятных условиях (наличие в жидкой фазе готовых центров кристаллизации графита и очень медленное охлаждение) происходит непосредственное образование графита из жидкой фазы.
2. При разложении ранее образовавшегося цементита. При температурах выше *738oС* цементит разлагается на смесь аустенита и графита по схеме

.



При температурах ниже *738oС* разложение цементита осуществляется по схеме:

.



При малых скоростях охлаждение степень разложения цементита больше.

Графитизацию из жидкой фазы, а также от распада цементита первичного и цементита, входящего в состав эвтектики, называют *первичной стадией графитизации*.

Выделение вторичного графита из аустенита называют *промежуточной стадией* *графитизации.*

Образование эвтектоидного графита, а также графита, образовавшегося в результате цементита, входящего в состав перлита, называют *вторичной стадией* *графитизации.*

Структура чугунов зависит от степени графитизации, т.е. от того, сколько углерода находится в связанном состоянии.

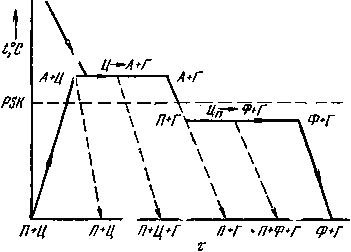


Рис. 11.2. Схема образования структур при графитизации

Выдержка при температуре больше *738oС* приводит к графитизации избыточного нерастворившегося цементита. Если процесс завершить полностью, то при высокой температуре структура будет состоять из аустенита и графита, а после охлаждения – из перлита и графита.

При незавершенности процесса первичной графитизации, выше температуры *738oС* структура состоит из аустенита, графита и цементита, а ниже этой температуры – из перлита, графита и цементита.

При переходе через критическую точку превращения аустенита в перлит, и выдержке при температуре ниже критической приведет к распаду цементита, входящего в состав перлита (вторичная графитизация). Если процесс завершен полностью то структура состоит из феррита и графита, при незавершенности процесса – из перлита, феррита и графита.

Строение, свойства, классификация и маркировка серых чугунов

Из рассмотрения структур чугунов можно заключить, что их металлическая основа похожа на структуру эвтектоидной или доэвтектоидной стали или технического железа. Отличаются от стали только наличием графитовых включений, определяющих специальные свойства чугунов.

В зависимости от формы графита и условий его образования различают следующие группы чугунов: *серый –* с пластинчатым графитом; *высокопрочный –* с шаровидным графитом; *ковкий* – с хлопьевидным графитом.

Схемы микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений представлены на рис. 11.3

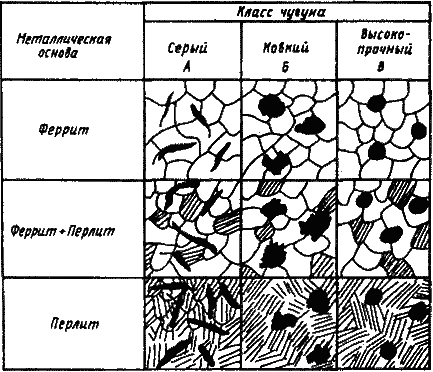


Рис. 11.3. Схемы микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений

Наиболее широкое распространение получили чугуны с содержанием углерода *2,4…3,8%*. Чем выше содержание углерода, тем больше образуется графита и тем ниже его механические свойства, следовательно, количество углерода не должно превышать *3,8 %*. В то же время для обеспечения высоких литейных свойств (хорошей жидкотекучести) углерода должно быть не менее *2,4 %*.

Влияние состава чугуна на процесс графитизации.

Углерод и кремний способствуют графитизации, марганец затрудняет графитизацию и способствует отбеливанию чугуна. Сера способствует отбеливанию чугуна и ухудшает литейные свойства, ее содержание ограничено – *0,08…0,12 %*. Фосфор на процесс графитизации не влияет, но улучшает жидкотекучесть, Фосфор является в чугунах полезной примесью, его содержание – *0,3…0,8 %.*

Влияние графита на механические свойства отливок.

Графитовые включения можно рассматривать как соответствующей формы пустоты в структуре чугуна. Около таких дефектов при нагружении концентрируются напряжения, значение которых тем больше, чем острее дефект. Отсюда следует, что графитовые включения пластинчатой формы в максимальной мере разупрочняют металл. Более благоприятна хлопьевидная форма, а оптимальной является шаровидная форма графита. Пластичность зависит от формы таким же образом. Относительное удлинение () дпя серых чугунов составляет *0,5 %*, для ковких – до *10 %*, для высокопрочных – до *15%*.



Наличие графита наиболее резко снижает сопротивление при жестких способах нагружения: удар; разрыв. Сопротивление сжатию снижается мало.

Положительные стороны наличия графита.

* графит улучшает обрабатываемость резанием, так как образуется ломкая стружка;
* чугун имеет лучшие антифрикционные свойства, по сравнению со сталью, так как наличие графита обеспечивает дополнительную смазку поверхностей трения;
* из-за микропустот, заполненных графитом, чугун хорошо гасит вибрации и имеет повышенную циклическую вязкость;
* детали из чугуна не чувствительны к внешним концентраторам напряжений (выточки, отверстия, переходы в сечениях);
* чугун значительно дешевле стали;
* производство изделий из чугуна литьем дешевле изготовления изделий из стальных заготовок обработкой резанием, а также литьем и обработкой давлением с последующей механической обработкой.

Серый чугун.

Структура не оказывает влияние на пластичность, она остается чрезвычайно низкой. Но оказывает влияние на твердость. Механическая прочность в основном определяется количеством, формой и размерами включений графита. Мелкие, завихренной формы чешуйки графита меньше снижают прочность. Такая форма достигается путем модифицирования. В качестве модификаторов применяют алюминий, силикокальций, ферросилиций.

Серый чугун широко применяется в машиностроении, так как легко обрабатывается и обладает хорошими свойствами.

В зависимости от прочности серый чугун подразделяют на *10* марок (ГОСТ 1412).

Серые чугуны при малом сопротивлении растяжению имеют достаточно высокое сопротивление сжатию.

Серые чугуны содержат углерода – *3,2…3,5 %*; кремния – *1,9…2,5 %*; марганца –*0,5…0,8 %*; фосфора – *0,1…0,3 %*; серы – *< 0,12 %*.

Структура металлической основы зависит от количества углерода и кремния. С увеличением содержания углерода и кремния увеличивается степень графитизации и склонность к образованию ферритвой структуры металлической основы. Это ведет к разупрочнению чугуна без повышения пластичности. Лучшими прочностными свойствами и износостойкостью обладают перлитные серые чугуны.

Учитывая малое сопротивление отливок из серого чугуна растягивающим и ударным нагрузкам, следует использовать этот материал для деталей, которые подвергаются сжимающим или изгибающим нагрузкам. В станкостроении это – базовые, корпусные детали, кронштейны, зубчатые колеса, направляющие; в автостроении - блоки цилиндров, поршневые кольца, распределительные валы, диски сцепления. Отливки из серого чугуна также используются в электромашиностроении, для изготовления товаров народного потребления.

Обозначаются индексом СЧ (серый чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности, умноженное на СЧ 15.



Высокопрочный чугун с шаровидным графитом.

Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293) могут иметь ферритную (ВЧ 35), феррито-перлитную (ВЧ45) и перлитную (ВЧ 80) металлическую основу. Получают эти чугуны из серых, в результате модифицирования магнием или церием (добавляется *0,03…0,07%* от массы отливки). По сравнению с серыми чугунами, механические свойства повышаются, это вызвано отсутствием неравномерности в распределении напряжений из-за шаровидной формы графита.

Чугуны с перлитной металлической основой имеют высокие показатели прочности при меньшем значении пластичности. Соотношение пластичности и прочности ферритных чугунов - обратное.

Высокопрочные чугуны обладают высоким пределом текучести,

,



что выше предела текучести стальных отливок. Также характерна достаточно высокая ударная вязкость и усталостная прочность,

,



при перлитной основе.

Высокопрочные чугуны содержат: углерода – *3,2…3,8 %,* кремния – *1,9…2,6 %*, марганца – *0,6…0,8 %*, фосфора – до *0,12 %*, серы – до *0,3 %*.

Эти чугуны обладают высокой жидкотекучестью, линейная усадка – около 1%. Литейные напряжения в отливках несколько выше, чем для серого чугуна. Из-за высокого модуля упругости достаточно высокая обрабатываемость резанием. Обладают удовлетворительной свариваемостью.

Из высокопрочного чугуна изготовляют тонкостенные отливки (поршневые кольца), шаботы ковочных молотов, станины и рамы прессов и прокатных станов, изложницы, резцедержатели, планшайбы.

Отливки коленчатых валов массой до *2..3* т, взамен кованых валов из стали, обладают более высокой циклической вязкостью, малочувствительны к внешним концентраторам напряжения, обладают лучшими антифрикционными свойствами и значительно дешевле.

Обозначаются индексом ВЧ (высокопрочный чугун) и числом, которое показывает значение предела прочности, умноженное на ВЧ 100.



Ковкий чугун

Получают отжигом белого доэвтектического чугуна.

Хорошие свойства у отливок обеспечиваются, если в процессе кристаллизации и охлаждения отливок в форме не происходит процесс графитизации. Чтобы предотвратить графитизацию, чугуны должны иметь пониженное содержание углерода и кремния.

Ковкие чугуны содержат: углерода – *2,4…3,0 %*, кремния – *0,8…1,4 %*, марганца – *0,3…1,0 %*, фосфора – до *0,2 %*, серы – до *0,1 %*.

Формирование окончательной структуры и свойств отливок происходит в процессе отжига, схема которого представлена на рис. 11.4.

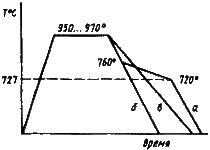


Рис. 11.4. Отжиг ковкого чугуна.

Отливки выдерживаются в печи при температуре *950…1000С* в течении *15…20* часов. Происходит разложение цементита: **.**



Структура после выдержки состоит из аустенита и графита (углерод отжига).При медленном охлаждении в интервале *760…720oС*, происходит разложение цементита, входящего в состав перлита, и структура после отжига состоит из феррита и углерода отжига (получается ферритный ковкий чугун).

При относительно быстром охлаждении (режим б, рис. 11.3) вторая стадия полностью устраняется, и получается перлитный ковкий чугун.

Структура чугуна, отожженного по режиму *в,* состоит из перлита, феррита и графита отжига (получается феррито-перлитный ковкий чугун)

Отжиг является длительной *70…80* часов и дорогостоящей операцией. В последнее время, в результате усовершенствований, длительность сократилась до 40 часов.

Различают 7 марок ковкого чугуна: три с ферритной (КЧ 30 – 6) и четыре с перлитной (КЧ 65 – 3) основой (ГОСТ 1215).

По механическим и технологическим свойствам ковкий чугун занимает промежуточное положение между серым чугуном и сталью. Недостатком ковкого чугуна по сравнению с высокопрочным является ограничение толщины стенок для отливки и необходимость отжига.

Отливки из ковкого чугуна применяют для деталей, работающих при ударных и вибрационных нагрузках.

Из ферритных чугунов изготавливают картеры редукторов, ступицы, крюки, скобы, хомутики, муфты, фланцы.

Из перлитных чугунов, характеризующихся высокой прочностью, достаточной пластичностью, изготавливают вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, тормозные колодки.

Обозначаются индексом КЧ (высокопрочный чугун) и двумя числми, первое из которых показывает значение предела прочности, умноженное на , а второе – относительное удлинение - КЧ 30 - 6.



Отбеленные и другие чугуны

Отбеленные – отливки, поверхность которых состоит из белого чугуна, а внутри серый или высокопрочный чугун.

В составе чугуна *2,8…3,6 %* углерода, и пониженное содержание кремния *–0,5…0,8 %*.

Имеют высокую поверхностную твердость *(950…1000* НВ) и очень высокую износостойкость. Используются для изготовления прокатных валов, вагонных колес с отбеленным ободом, шаров для шаровых мельниц.

Для изготовления деталей, работающих в условиях абразивного износа, используются белые чугуны, легированные хромом, хромом и марганцем, хромом и никелем. Отливки из такого чугуна отличаются высокой твердостью и износостойкостью.

Для деталей, работающих в условиях износа при высоких температурах, используют высокохромистые и хромоникелевые чугуны. Жаростойкость достигается легированием чугунов кремнием (*5…6 %)* и алюминием (*1…2 %).* Коррозионная стойкость увеличивается легированием хромом, никелем, кремнием.

Для чугунов можно применять термическую обработку.

Виды термической обработки металлов.

Свойства сплава зависят от его структуры. Основным способом, позволяющим изменять структуру, а, следовательно, и свойства является термическая обработка.

Основы термической обработки разработал Чернов Д.К.. В дальнейшем они развивались в работах Бочвара А.А., Курдюмова Г.В., Гуляева А.П.

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, выполняемых в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств (представляется в виде графика в осях температура – время, см. рис. 12.1 ).

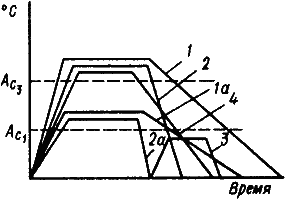


Рис.12.1. Графики различных видов термообработки: отжига (1, 1а), закалки (2, 2а), отпуска (3), нормализации (4)

Различают следующие виды термической обработки:

1. Отжиг 1 рода – возможен для любых металлов и сплавов.

Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии.

Нагрев, при отжиге первого рода, повышая подвижность атомов, частично или полностью устраняет химическую неоднородность, уменьшает внутреннее напряжения.

Основное значение имеет температура нагрева и время выдержки. Характерным является медленное охлаждение

Разновидностями отжига первого рода являются:

* диффузионный;
* рекристаллизационный;
* отжиг для снятия напряжения после ковки, сварки, литья.

2. *Отжиг II рода* – отжиг металлов и сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении.

Проводится для сплавов, в которых имеются полиморфные или эвтектоидные превращения, а также переменная растворимость компонентов в твердом состоянии.

Проводят отжиг второго рода с целью получения более равновесной структуры и подготовки ее к дальнейшей обработке. В результате отжига измельчается зерно, повышаются пластичность и вязкость, снижаются прочность и твердость, улучшается обрабатываемость резанием.

Характеризуется нагревом до температур выше критических и очень медленным охлаждением, как правило, вместе с печью (рис. 12.1 (1, 1а)).

3. *Закалка* – проводится для сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении, с целью повышение твердости и прочности путем образования неравновесных структур (сорбит, троостит, мартенсит).

Характеризуется нагревом до температур выше критических и высокими скоростями охлаждения (рис. 12.1 (2, 2а)).

4. *Отпуск* – проводится с целью снятия внутренних напряжений, снижения твердости и увеличения пластичности и вязкости закаленных сталей.

Характеризуется нагревом до температуры ниже критической А (рис. 12.1 (3)). Скорость охлаждения роли не играет. Происходят превращения, уменьшающие степень неравновесности структуры закаленной стали.



Термическую обработку подразделяют на *предварительную* и *окончательную*.

*Предварительная* – применяется для подготовки структуры и свойств материала для последующих технологических операций (для обработки давлением, улучшения обрабатываемости резанием).

*Окончательная* – формирует свойство готового изделия.

Превращения, протекающие в структуре стали при нагреве и охлаждении

Любая разновидность термической обработки состоит из комбинации четырех основных превращений, в основе которых лежат стремления системы к минимуму свободной энергии (рис 12.2).

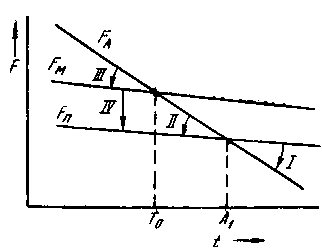


Рис. 12.2. Зависимость свободной энергии структурных составляющих сталей от температуры: аустенита (FA), мартенсита (FM), перлита (FП)

1. Превращение перлита в аустенит , происходит при нагреве выше критической температуры А1, минимальной свободной энергией обладает аустенит.



2. Превращение аустенита в перлит, происходит при охлаждении ниже А1, минимальной свободной энергией обладает перлит:



3. Превращение аустенита в мартенсит, происходит при быстром охлаждении ниже температуры нестабильного равновесия



4. Превращение мартенсита в перлит ; – происходит при любых температурах, т.к. свободная энергия мартенсита больше, чем свободная энергия перлита.



Механизм основных превращений

1. Превращение перлита в аустетит

Превращение основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением , а так же растворением цементита в аустените.



Для исследования процессов строят диаграммы изотермического образования аустенита (рис.12.3). Для этого образцы нагревают до температуры выше и выдерживают, фиксируя начало и конец превращения.

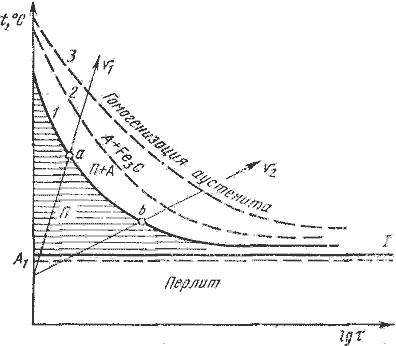


Рис. 12.3. Диаграмма изотермического образования аустенита: 1 - начало образования аустенита; 2 - конец преобразования перлита в аустенит; 3 - полное растворение цементита.

С увеличением перегрева и скорости нагрева продолжительность превращения сокращается.

Механизм превращения представлен на рис.12.4.



Рис. 12.4. Механизм превращения перлита в аустенит.

Превращение начинаются с зарождения центров аустенитных зерен на поверхности раздела феррит – цементит, кристаллическая решетка перестраивается в решетку .



Время превращения зависит от температуры, так как с увеличением степени перегрева уменьшается размер критического зародыша аустенита, увеличиваются скорость возникновения зародышей и скорость их роста

Образующиеся зерна аустенита имеют вначале такую же концентрацию углерода, как и феррит. Затем в аустените начинает растворяться вторая фаза перлита – цементит, следовательно, концентрация углерода увеличивается. Превращение в идет быстрее. После того, как весь цементит растворится, аустенит неоднороден по химическому составу: там, где находились пластинки цементита концентрация углерода более высокая. Для завершения процесса перераспределения углерода в аустените требуется дополнительный нагрев или выдержка.



Величина образовавшегося зерна аустенита оказывает влмяние на свойства стали.

*Рост зерна аустенита*. Образующиеся зерна аустенита получаются мелкими (начальное зерно). При повышении температуры или выдержке происходит рост зерна аустенита. Движущей силой роста является разность свободных энергий мелкозернистой (большая энергия) и крупнозернистой (малая энергия) структуры аустенита.

Стали различают по склонности к росту зерна аустенита. Если зерно аустенита начинает быстро расти даже при незначительном нагреве выше температуры, то сталь наследственно крупнозернистая. Если зерно растет только при большом перегреве, то сталь наследственно мелкозернистая.



Склонность к росту аустенитного зерна является плавочной характеристикой. Стали одной марки, но разных плавок могут различаться, так как содержат неодинаковое количество неметаллических включений, которые затрудняют рост аустенитного зерна.

Ванадий, титан, молибден, вольфрам, алюминий – уменьшают склонность к росту зерна аустенита, а марганец и фосфор – увеличивают ее.

Заэвтектоидные стали менее склонны к росту зерна.

При последующем охлаждении зерна аустенита не измельчаются. Это следует учитывать при назначении режимов термической обработки, так как от размера зерна зависят механические свойства. Крупное зерно снижает сопротивление отрыву, ударную вязкость, повышает порог хладоломкости.

Различают величину *зерна наследственного* и *действительного*.

Для определения величины наследственного зерна, образцы нагревают до *930o* С и затем определяют размер зерна.

Действительная величина зерна – размер зерна при обычных температурах. полученный после той или иной термической обработки.

Неправильный режим нагрева может привести либо к *перегреву*, либо к *пережогу* стали.

*Перегрев*. Нагрев доэвтектоидной стали значительно выше температуры приводит к интенсивному росту зерна аустенита. При охлаждении феррит выделяется в виде пластинчатых или игольчатых кристаллов. Такая структура называется видманштеттовая структура и характеризуется пониженными механическими свойствами. Перегрев можно исправить повторным нагревом до оптимальных температур с последующим медленным охлаждением.



*Пережог* имеет место, когда температура нагрева приближается к температуре плавления. При этом наблюдается окисление границ зерен, что резко снижает прочность стали. Излом такой стали камневидный. Пережог – неисправимый брак.

2. Превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении.



Превращение связано с диффузией углерода, сопровождается полиморфным превращением , выделением углерода из аустенита в виде цементита, разрастанием образовавшегося цементита.



В зависимости от степени переохлаждения различают три области превращения. Вначале, с увеличением переохлаждения скорость превращения возрастает, а затем убывает. При температуре *727 oС* и ниже *200o С* скорость равна нулю. При температуре *200o* С равна нулю скорость диффузии углерода.

Закономерности превращения.

Образцы нагревают до температуры, при которой структура состоит из однородного аустенита *(7700 С*). Затем переносят в термостаты с заданной температурой (интервал *25 – 500 С*). Превращение аустенита можно легко обнаружить с помощью наблюдений за изменением магнитных характеристик, так как аустенит парамагнитен, а феррит и цементит обладают магнитными свойствами.

Получают серию кинетических кривых (рис. 12.5 а), которые показывают количество образовавшегося перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения.

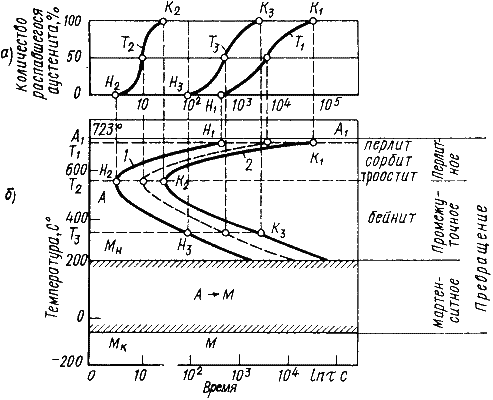


Рис. 12.5. Кинетические кривые превращения аустенита при охлаждении (*а*); диаграмма изотермического превращения аустенита (*б)*

В начале наблюдается инкубационный подготовительный период, время, в течение которого сохраняется переохлажденный аустенит. Превращение протекает с различной скоростью и достигает максимума при образовании *50 %* продуктов распада.

Затем скорость начинает уменьшаться и постепенно затухает. С увеличением степени переохлаждения устойчивость аустенита уменьшается, а затем увеличивается.

Горизонтальная линия *Мн* показывает температуру начала бездиффузного мартенситного превращения. Такие диаграммы называются *диаграммами изотермического превращения аустенита* (рис. 12.5 б).

При малых степенях переохлаждения, в области температур *727…550o* С, сущность превращения заключается в том, что в результате превращения аустенита образуется механическая смесь феррита и цементита, состав которой отличается от состава исходного аустенита. Аустенит содержит *0,8 %* углерода, а образующиеся фазы: феррит *–0,02 %,* цементит *– 6,67 %* углерола.

Время устойчивости аустенита и скорость его превращения зависят от степени переохлаждения.

Максимальная скорость превращения соответствует переохлаждению ниже температуры на *150…200o С*, то есть соответствует минимальной устойчивости аустенита.



Механизм превращения представлен на рис. 12.6.



Рис. 12.6. Механизм превращения аустенита в перлит

При образовании перлита из аустенита ведущей фазой является цементит. Зарождение центров кристаллизации цементита облегчено на границе аустенитных зерен. Образовавшаяся пластинка цементита растет, удлиняется и обедняет соседние области углеродом. Рядом с ней образуются пластинки феррита. Эти пластинки растут как по толщине, так и по длине. Рост образовавшихся колоний перлита продолжается до столкновения с кристаллами перлита, растущими из других центров.

Свойства и строение продуктов превращения аустенита зависят от температуры, при которой происходит процесс его распада.

Толщина соседних пластинок феррита и цементита определяет дисперсность структуры и обозначается . Она зависит от температуры превращения. В зависимости от дисперсности продукты распада имеют различное название.



мм – перлит.



Образуется при переохлаждении до температуры *Т = 650…700 oС*, или при скорости охлаждения *Vохл = 30…60 oС/ч*. Твердость составляет *180…250* НВ.

мм – сорбит



Образуется при переохлаждении до температуры *Т = 600…650 oС,* или при скорости охлаждения *Vохл = 60 oС/с*. Твердость составляет *250…350* НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, достаточной вязкостью и прочностью.

мм – троостит



Образуется при переохлаждении до температуры *Т = 550…600 oС*, или при скорости охлаждения *Vохл = 150 oС/с*. Твердость составляет *350…450* НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, малой вязкостью и лпастичностью.

Твердость ферритно-цементитной смеси прямопропорциональна площади поверхности раздела между ферритом и цементитом..

Если температура нагрева незначительно превышала теипературу А и полученый аустенит неоднороден по составу, то при малой степени переохлаждения образуется зернистый леплит.



Промежуточное превращение

При температуре ниже *550* oС самодиффузия атомов железа практически не происходит, а атомы углерода обладают достаточной подвижностью.

Механизм превращения состоит в том, что внутри аустенита происходит перераспределение атомов углерода и участки аустенита, обогащенные углеродом превращаются в цементит.

Превращение обедненного углеродом аустенита в феррит происходит по сдвиговому механизму, путем возникновения и роста зародышей феррита. Образующиеся при этом кристаллы имеют игольчатую форму.

Такая структура, состоящая из цементита и феррита, называется *бейнитом*. Особенностью является повышенное содержание углерода в феррите (*0.1…0.2 %).*

Дисперсность кристаллов феррита и цементита зависят от температуры превращения.

При температуре мм – *верхний бейнит.* Структура характеризуется недостаточной прочностью, при низких относительном удлинении () и ударной вязкости ().



При температуре *300oС* – – *нижний бейнит.* Структура характеризуется высокой прочностью в сочетании с пластичностью и вязкостью.



3. Превращение аустенита в мартенсит при высоких скоростях охлаждения

Данное превращение имеет место при высоких скоростях охлаждения, когда диффузионные процессы подавляются. Солровождается полиморфным превращением в



При охлаждении стали со скоростью, большей критической (*V > Vк*), превращение начинается при температуре начала мартенситного превращения *(Мн*) и заканчивается при температуре окончания мартенситного превращения (*Мк*). В результате такого превращения аустенита образуется продукт закалки – *мартенсит*.

Минимальная скорость охлаждения *Vк,* при которой весь аустенит переохлаждается до температуры т*.Мн* и превращается, называется *критической скоростью закалки*.

Так как процесс диффузии не происходит, то весь углерод аустенита остается в решетке и располагается либо в ценрах тетраэдров, либо в середине длинных ребер (рис. 13.1).



*Мартенсит* – пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в.



При образовании мартенсита кубическая решетка сильно искажается, превращаясь в тетрагональную (рис. 13.1 *а*). Искажение решетки характеризуется *степенью тетрагональности*: с/а > 1. Степень тетрагональности прямопролорциональна содержанию углерода в стали (рис. 13.1 *б*).

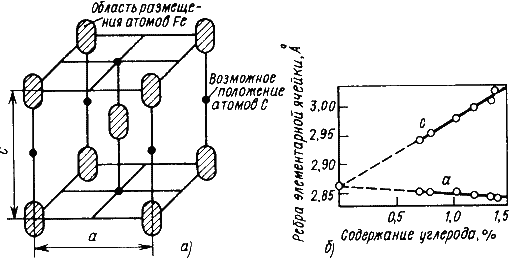


Рис. 13 1. Кристаллическая решетка мартенсита (*а*); влияние содержания углерода на параметры *а* и *с* решетки мартенсита (*б*)

Механизм мартенситного превращения имеет ряд особенностей.

1. Бездиффузионный характер.

Превращение осуществляется по сдвиговому механизму. В начале превращения имеется непрерывный переход от решетки аустенита к решетке мартенсита (когерентная связь). При превращении гранецентрированной кубической решетки в объемно-центрированную кубическую атомы смещаются на расстояния меньше межатомных, т.е. нет необходимости в самодиффузии атомов железа.

2. Ориентированность кристаллов мартенсита.

Кристаллы имеют форму пластин, сужающихся к концу, под микроскопом такая структура выглядит как игольчатая. Образуясь мгновенно пластины растут либо до границы зерна аустенита, либо до дефекта. Следующие пластины расположены к первым под углами *60 o* или *120 o*, их размеры ограничены участками между первыми пластинами (рис. 13.2).

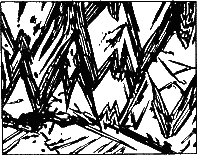


Рис. 13.2. Ориентированность кристаллов мартенсита

Ориентированный (когерентный) рост кристаллов мартенсита обеспечивает минимальную поверхностную энергию. При когерентном росте, из-за различия объемов аустенита и мартенсита, возникают большие напряжения. При достижении определенной величины кристаллов мартенсита, эти напряжения становятся равными пределу текучести аустенита. В результате этого нарушается когерентность и происходит отрыв решетки мартенсита от решетки аустенита. Рост кристаллов прекращается.

3. Очень высокая скорость роста кристалла, до *1000 м/с*.

4. Мартенситное превращение происходит только при непрерывном охлаждении. Для каждой стали начинается и заканчивается при определенной температуре, независимо от скорости охлаждения. Температуру начала мартенситного превращения называют мартенситной точкой *МН,* а температуру окончания превращения *– МК*. Температуры *МН*и *МК* зависят от содержания углерода и не зависят от скорости охлаждения Для сталей с содержанием углерода выше *0,6 % МК* уходит в область отрицательных температур (рис.13.3)

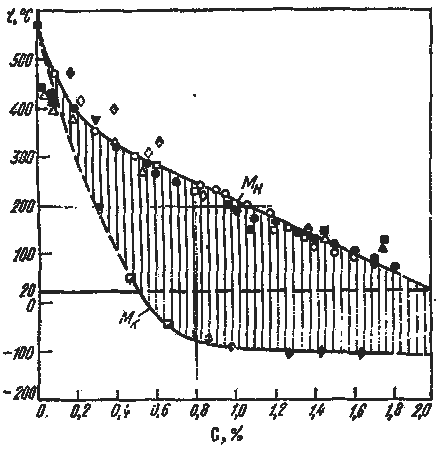


Рис. 13.3. Зависимость температур начала (*МН*) и конца (*МК*)мартенситного превращения от содержания углерода в стали

Мартенситное превращение чувствительно к напряжениям, и деформация аустенита может вызвать превращение даже при температурах выше *МН*.

В сталях с *МК* ниже *20oС* присутствует аустенит остаточный, его количество тем больше, чем ниже *МН* и *МК*.(при содержании углерода *0,6…1,0 %* количество аустенита остаточного – *10 %,* при содержании углерода *1,5 %* - до *50 %).* В микроструктуре наблюдается в виде светлых полей между иглами мартенсита.

5. Превращение необратимое. Получить аустенит из мартенсита невозможно.

Свойства мартенсита обусловлены особенностями его образования. Он характеризуется высокой твердостью и низкой пластичностью, что обуславливает хрупкость.

Твердость составляет до *65* HRC. Высокая твердость вызвана влиянием внедренных атомов углерода в решетку -фазы, что вызывает ее искажение и возникновение напряжений. С повышением содержания углерода в стали возрастает склонность к хрупкому разрушению.



4. Превращение мартенсита в перлит.

Имеет место при нагреве закаленных сталей. Превращение связано с диффузией углерода.

Мартенсит закалки неравновесная структура, сохраняющаяся при низких температурах. Для получения равновесной структуры изделия подвергают отпуску.

При нагреве закаленной стали происходят следующие процессы.

При нагреве до *200oС* происходит перераспределение углерода в мартенсите. Образуются пластинки – карбидов толщиной несколько атомных диаметров. На образование карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода на этих участках резко падает, тогда как удаленные участки сохраняют концентрацию углерода. В стали присутсвуют карбиды и два -твердых раствора мартенсита (с высокой и низкой концентрацией углерода. Такой тип распада мартенсита называется прерывистым. Скорость диффузии мала, карбиды не увеличиваются, распад мартенсита сопровождается зарождением новых карбидных частиц. Таким образом имеем структуру с неравномерным распределением углерода – *это мартенсит отпуска***.** При этом несколько снижается тетрагональность решетки.



При нагреве до *300oС* идет рост образовавшихся карбидов. Карбиды выделяются из мартенсита и он обедняется углеродом. Диффузия углерода увеличивается и карбиды растут в результате притока углерода из областей твердого раствора с высокой его концентрацией. Кристаллическая решетка карбидов когерентно связана с решеткой мартенсита.

В высокоуглеродистых сталях аустенит остаточный превращается в мартенсит отпуска. Наблюдается снижение тетрагональности решетки и внутренних напряжений. Структура – *мартенсит отпуска*:

При нагреве до *400oС* весь избыточный углерод выделяется из . Карбидные частицы полностью обособляются, приобретают строение цементита, и начинают расти. Форма карбидных частиц приближается к сферической.



Высокодисперсная смесь феррита и цементита называется *троостит отпуска*;

При нагреве выше *400oС* изменение фазового состава не происходит, изменяется только микроструктура. Имеет место рост и сфероидизация цементита. Наблюдается растворение мелких и рост крупных карбидных частиц.

При температуре *550…600oС* имеем *сорбит отпуска*. Карбиды имеют зернистое строение. Улучшаются свойства стали.

При температуре *650…700oС* получают более грубую ферритно- цементитную смесь – *перлит отпуска (зернистый перлит).*

Технологические возможности и особенности отжига, нормализации, закалки и отпуска

При разработке технологии необходимо установить:

* режим нагрева деталей (температуру и время нагрева);
* характер среды, где осуществляется нагрев и ее влияние на материал стали;
* условия охлаждения.

Режимы термической обработки назначают в соответствии с диаграммами состояния и диаграммой изотермического распада аустенита.

*Нагрев* может осуществляться в нагревательных печах, топливных или электрических, в соляных ваннах или в ваннах с расплавленным металлом, пропусканием через изделие электрического тока или в результате индукционного нагрева.

С точки зрения производительности, нагрев с максимальной скоростью уменьшает окалинообразование, обезуглероживание и рост аустенитного зерна. Однако необходимо учитывать перепад температур по сечению, что ведет к возникновению термических напряжений. Если растягивающие напряжения превысят предел прочности или предел текучести, то возможно коробление или образование трещин.

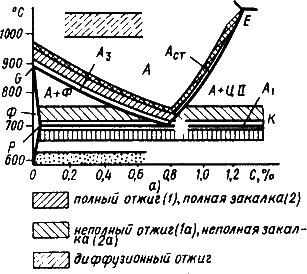


Рис. 13. 4. Левый угол диаграммы состояния железо – цементит и температурные области нагрева при термической обработке сталей

Скорость нагрева тем выше,чем менее легирована сталь, однороднее ее структура, проще конфигурация.

Скорость нагрева принимается *0,8…1* мин на *1* мм сечения. Время выдержки принимается около *20 %* от времени нагрева.

*Среда нагрева* при нагреве в печи с газовой средой.

Составляющие могут оказывать на сталь различное действие:

* окисляющее *(О2, СО2, Н2О*);
* восстанавливающее (*СО, СН4*);
* обезуглероживающее *(О2, Н2)*;
* науглероживающее (*СО, СН4*);
* нейтральное *(N2*, инертные газы).

Окисление с образованием окалины , препятствует получению высокой и равномерной твердости при закалке, приводит к изменению размеров, требует увеличения припусков на механическую обработку.



Обезуглероживание (выгорание углерода в поверхностном слое металла) способствует появлению мягких пятен при закалке и возникновению растягивающих напряжений в поверхностном слое, снижающих усталостную прочность.

На рис. 13.4 показаны температурные области нагрева при термической обработке сталей.

Отжиг и нормализация. Назначение и режимы

*Отжиг,* снижая твердость и повышая пластичность и вязкость за счет получения равновесной мелкозернистой структуры, позволяет:

* улучшить обрабатываемость заготовок давлением и резанием;
* исправить структуру сварных швов, перегретой при обработке давлением и литье стали;
* подготовить структуру к последующей термической обработке.

Характерно медленное охлаждение со скоростью *30…100oС/ч*.

Отжиг первого рода.

1. *Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг*. Применяется для устранения ликвации, выравнивания химического состава сплава.

В его основе – диффузия. В результате нагрева выравнивается состав, растворяются избыточные карбиды. Применяется, в основном, для легированных сталей.

Температура нагрева зависит от температуры плавления, *ТН = 0,8 Тпл*.

Продолжительность выдержки: часов.



2. *Рекристаллизационный отжиг* проводится для снятия напряжений после холодной пластической деформации.

Температура нагрева связана с температурой плавления: *ТН = 0,4 Тпл*.

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

3. Отжиг для снятия напряжений после горячей обработки (литья, сварки, обработки резанием, когда требуется высокая точность размеров).

Температура нагрева выбирается в зависимости от назначения, находится в широком диапазоне: *ТН = 160……700oС.*

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

Детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконагруженные зубчатые колеса, червяки) отжигают после основной механической обработки при температуре *570…600oС* в течение *2…3* часов, а после окончательной механической обработки, для снятия шлифовочных напряжений – при температуре *160…180oС* в течение *2…2,5* часов.

*Отжиг второго рода* предназначен для изменения фазового состава.

Температура нагрева и время выдержки обеспечивают нужные структурные превращения. Скорость охлаждения должна быть такой, чтобы успели произойти обратные диффузионные фазовые превращения.

Является подготовительной операцией, которой подвергают отливки, поковки, прокат. Отжиг снижает твердость и прочность, улучшает обрабатываемость резанием средне- и высокоуглеродистых сталей. Измельчая зерно, снижая внутренние напряженияи уменьшая структурную неоднородность способствует повышению пластичности и вязкости.

В зависимости от температуры нагрева различают отжиг:

1. *полный,* с температурой нагрева на *30…50 oС* выше критической температуры *А3*



Проводится для доэвтектоидных сталей для исправления структуры.

При такой температуре нагрева аустенит получается мелкозернистый, и после охлаждения сталь имеет также мелкозернистую структуру.

2. *неполный,* с температурой нагрева на *30…50oС* выше критической температуры А1



Применяется для заэвтектоидных сталей. При таком нагреве в структуре сохраняется цементит вторичный, в результате отжига цементит приобретает сферическую форму (сфероидизация). Получению зернистого цементита способствует предшествующая отжигу горячая пластическая деформация, при которой дробится цементитная сетка.Структура с зернистым цементитом лучше обрабатываются и имеют лучшую структуру после закалки. Неполный отжиг является обязательным для инструментальных сталей.

Иногда неполный отжиг применяют для доэвтектоидных сталей, если не требуется исправление структуры (сталь мелкозернистая), а необходимо только понизить твердость для улучшения обрабатываемости резанием.

3. *циклический или маятниковый отжиг* применяют, если после проведения неполного отжига цементит остается пластинчатым. В этом случае после нагрева выше температуры А1 следует охлаждение до *680 oС*, затем снова нагрев до температуры *750…760*) *o*С и охлаждение. В результате получают зернистый цементит.

4. *изотермический отжиг –* после нагрева до требуемой температуры, изделие быстро охлаждают до температуры на *50…100oС* ниже критической температуры *А1* и выдерживают до полного превращения аустенита в перлит, затем охлаждают на спокойном воздухе (рис. 13.5). Температура изотермической выдержки близка к температуре минимальной устойчивости аустенита.

В результате получают более однородную структуру, так как превращение происходит при одинаковой степени переохлаждения. Значительно сокращается длительность процесса. Применяют для легированных сталей.

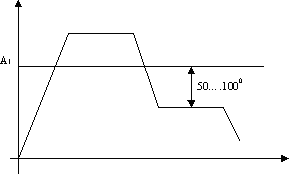


Рис. 13.5. Режимы изотермического отжига

5. *Нормализация.* – разновидность отжига.

Термическая обработка, при которой изделие нагревают до аустенитного состояния, на *30…50 oС* выше *А3* или *Аст*с последующим охлаждением на воздухе.



или



В результате нормализации получают более тонкое строение эвтектоида (тонкий перлит или сорбит), уменьшаются внутренние напряжения, устраняются пороки, полученные в процессе предшествующей обработки. Твердость и прочность несколько выше чем после отжига.

В заэвтектоидных сталях нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита.

Нормализацию чаще применяют как промежуточную операцию, улучшающую структуру. Иногда проводят как окончательную обработку, например, при изготовлении сортового проката.

Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига.

Для среднеуглеродистых сталей нормализацию или нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки с высоким отпуском. В этом случае механические свойства несколько ниже, но изделие подвергается меньшей деформации, исключаются трещины.

Химико-термическая обработка стали

*Химико-термическая обработка (ХТО)* – процесс изменения химического состава, микроструктуры и свойств поверхностного слоя детали.

Изменение химического состава поверхностных слоев достигается в результате их взаимодействия с окружающей средой (твердой, жидкой, газообразной, плазменной), в которой осуществляется нагрев.

В результате изменения химического состава поверхностного слоя изменяются его фазовый состав и микроструктура,

Основными параметрами химико-термической обработки являются температура нагрева и продолжительность выдержки.

В основе любой разновидности химико-термической обработки лежат процессы *диссоциации, адсорбции, диффузии.*

*Диссоциация –* получение насыщающего элемента в активированном атомарном состоянии в результате химических реакций, а также испарения.

Например,



*Адсорбция* – захват поверхностью детали атомов насыщающего элемента.

Адсорбция – всегда экзотермический процесс, приводящий к уменьшению свободной энергии.

*Диффузия –* перемещение адсорбированных атомов вглубь изделия.

Для осуществления процессов адсорбции и диффузии необходимо, чтобы насыщающий элемент взаимодействовал с основным металлом, образуя твердые растворы или химические соединения.

Химико-термическая обработка является основным способом поверхностного упрочнения деталей.

Основными разновидностями химико-термической обработки являются:

* цементация (насыщение поверхностного слоя углеродом);
* азотирование (насыщение поверхностного слоя азотом);
* нитроцементация или цианирование (насыщение поверхностного слоя одновременно углеродом и азотом);
* диффузионная металлизация (насыщение поверхностного слоя различными металлами).

Назначение и технология видов химико-термической обработки: цементации, азотирования нитроцементации и диффузионной металлизации

Цементация

*Цементация –* химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя атомами углерода при нагреве до температуры *900…950 oС.*

Цементации подвергают стали с низким содержанием углерода (до *0,25 %)*.

Нагрев изделий осуществляют в среде, легко отдающей углерод. Подобрав режимы обработки, поверхностный слой насыщают углеродом до требуемой глубины.

*Глубина цементации (h) –* расстояние от поверхности изделия до середины зоны, где в структуре имеются одинаковые объемы феррита и перлита ( *h.* = *1…2* мм).

*Степень цементации –* среднее содержание углерода в поверхностном слое (обычно, не более *1,2 %*).

Более высокое содержание углерода приводит к образованию значительных количеств цементита вторичного, сообщающего слою повышенную хрупкость.

На практике применяют цементацию в твердом и газовом карбюризаторе (науглероживающей среде).

Участки деталей, которые не подвергаются цементации, предварительно покрываются медью (электролитическим способом) или глиняной смесью.

Цементация в твердом карбюризаторе.

Почти готовые изделия, с припуском под шлифование, укладывают в металлические ящики и пересыпают твердым карбюризатором. Используется древесный уголь с добавками углекислых солей *ВаСО3, Na2CO3*в количестве *10…40 %.* Закрытые ящики укладывают в печь и выдерживают при температуре *930…950 oС*.

За счет кислорода воздуха происходит неполное сгорание угля с образованием окиси углерода (*СО)*, которая разлагается с образованием атомарного углерода по реакции:



Образующиеся атомы углерода адсорбируются поверхностью изделий и диффундируют вглубь металла.

Недостатками данного способа являются:

* значительные затраты времени (для цементации на глубину *0,1* мм затрачивается *1* час);
* низкая производительность процесса;
* громоздкое оборудование;
* сложность автоматизации процесса.

Способ применяется в мелкосерийном производстве.

Газовая цементация.

Процесс осуществляется в печах с герметической камерой, наполненной газовым карбюризатором*.*

Атмосфера углеродосодержащих газов включает азот, водород, водяные пары, которые образуют газ-носитель, а также окись углерода, метан и другие углеводороды, которые являются активными газами.

Глубина цементации определяется температурой нагрева и временем выдержки.

Преимущества способа:

* возможность получения заданной концентрации углерода в слое (можно регулировать содержание углерода, изменяя соотношение составляющих атмосферу газов);
* сокращение длительности процесса за счет упрощения последующей термической обработки;
* возможность полной механизации и автоматизации процесса.

Способ применяется в серийном и массовом производстве.

Структура цементованного слоя

Структура цементованного слоя представлена на рис. 15.1.

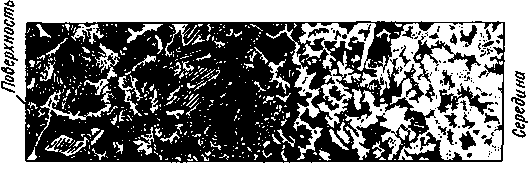


Рис. 15.1. Структура цементованного слоя

На поверхности изделия образуется слой заэвтектоидной стали, состоящий из перлита и цементита. По мере удаления от поверхности, содержание углерода снижается и следующая зона состоит только из перлита. Затем появляются зерна феррита, их количество, по мере удаления от поверхности увеличивается. И, наконец, структура становится отвечающей исходному составу.

Термическая обработка после цементации

В результате цементации достигается только выгодное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая термообработка. Все изделия подвергают закалке с низким отпуском. После закалки цементованное изделие приобретает высокую твердость и износостойкость, повышается предел контактной выносливости и предел выносливости при изгибе, при сохранении вязкой сердцевины.

Комплекс термической обработки зависит от материала и назначения изделия.

Графики различных комплексов термической обработки представлены на рис. 15.2.

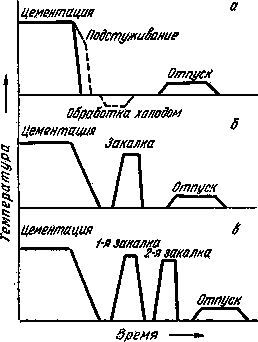


Рис. 15.2. Режимы термической обработки цементованных изделий

Если сталь наследственно мелкозернистая или изделия неответственного назначения, то проводят однократную закалку с температуры *820…850oС* (рис. 15.2 б). При этом обеспечивается получение высокоуглеродистого мартенсита в цементованном слое, а также частичная перекристаллизация и измельчение зерна сердцевины.

При газовой цементации изделия по окончании процесса подстуживают до этих температур, а затем проводят закалку (не требуется повторный нагрев под закалку) (рис. 15.2 а).

Для удовлетворения особо высоких требований, предъявляемых к механическим свойствам цементованных деталей, применяют двойную закалку (рис. 15.2 в).

Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры *880…900oС* для исправления структуры сердцевины.

Вторая закалка проводится с температуры *760…780oС* для получения мелкоигольчатого мартенсита в поверхностном слое.

Завершающей операцией термической обработки всегда является низкий отпуск, проводимый при температуре *150…180oС.* В результате отпуска в поверхностном слое получают структуру мартенсита отпуска, частично снимаются напряжения.

Цементации подвергают зубчатые колеса, поршневые кольца, червяки, оси, ролики.

Азотирование

*Азотирование –* химико-термическая обработка, при которой поверхностные слои насыщаются азотом.

Впервые азотирование осуществил Чижевский И.П., промышленное применение – в двадцатые годы.

При азотировании увеличиваются не только твердость и износостойкость, но также повышается коррозионная стойкость.

При азотировании изделия загружают в герметичные печи, куда поступает аммиак *NH3* c определенной скоростью. При нагреве аммиак диссоциирует по реакции: *2NH3>2N+3H2*. Атомарный азот поглощается поверхностью и диффундирует вглубь изделия.

Фазы, получающиеся в азотированном слое углеродистых сталей, не обеспечивают высокой твердость, и образующийся слой хрупкий.

Для азотирования используют стали, содержащие алюминий, молибден, хром, титан. Нитриды этих элементов дисперсны и обладают высокой твердостью и термической устойчивостью.

Типовые азотируемые стали: *38ХМЮА, 35ХМЮА, 30ХТ2Н3Ю.*

Глубина и поверхностная твердость азотированного слоя зависят от ряда факторов, из которых основные: температура азотирования, продолжительность азотирования и состав азотируемой стали.

В зависимости от условий работы деталей различают азотирование:

* для повышения поверхностной твердости и износостойкости;
* для улучшения коррозионной стойкости (антикоррозионное азотирование).

В первом случае процесс проводят при температуре *500…560oС* в течение *24…90* часов, так как скорость азотирования составляет *0,01 мм/ч*. Содержание азота в поверхностном слое составляет *10…12 %*, толщина слоя (*h*) – *0,3…0,6* мм. На поверхности получают твердость около *1000* HV. Охлаждение проводят вместе с печью в потоке аммиака.

Значительное сокращение времени азотирования достигается при ионном азотировании, когда между катодом (деталью) и анодом (контейнерной установкой) возбуждается тлеющий разряд. Происходит ионизация азотосодержащего газа, и ионы бомбардируя поверхность катода, нагревают его до температуры насыщения. Катодное распыление осуществляется в течение *5…60* мин при напряжении *1100…1400* В и давлении *0,1…0,2* мм рт. ст., рабочее напряжение *400…1100* В, продолжительность процесса до *24* часов.

Антикоррозионное азотирование проводят и для легированных, и для углеродистых сталей. Температура проведения азотирования – *650…700oС*, продолжительность процесса – *10* часов. На поверхности образуется слой — фазы толщиной *0,01…0,03* мм, который обладает высокой стойкостью против коррозии. ( –фаза – твердый раствор на основе нитрида железа *Fe3N*, имеющий гексагональную решетку).



Азотирование проводят на готовых изделиях, прошедших окончательную механическую и термическую обработку (закалка с высоким отпуском).

После азотирования в сердцевине изделия сохраняется структура сорбита, которая обеспечивает повышенную прочность и вязкость.

Цианирование и нитроцементация

*Цианирование* – химико-термическая обработка, при которой поверхностьнасыщается одновременно углеродом и азотом.

Осуществляется в ваннах с расплавленными цианистыми солями, например *NaCN* с добавками солей *NаCl, BaCl* и др. При окислении цианистого натрия образуется атомарный азот и окись углерода:



Глубина слоя и концентрация в нем углерода и азота зависят от температуры процесса и его продолжительности.

Цианированный слой обладает высокой твердостью *58…62* HRC и хорошо сопротивляется износу. Повышаются усталостная прочность и коррозионная стойкость.

Продолжительности процесса *0,5…2* часа.

*Высокотемпературное цианирование –* проводится при температуре *800…950oС*, сопровождается преимущественным насыщением стали углеродом до *0,6…1,2 %*, (жидкостная цементация). Содержание азота в цианированном слое *0,2…0,6 %*, толщина слоя *0,15…2* мм. После цианирования изделия подвергаются закалке и низкому отпуску. Окончательная структура цианированного слоя состоит из тонкого слоя карбонитридов *Fe2(C, N)*, а затем азотистый мартенсит.

По сравнению с цементацией высокотемпературное цианирование происходит с большей скоростью, приводит к меньшей деформации деталей, обеспечивает большую твердость и сопротивление износу.

*Низкотемпературное цианирование* – проводится при температуре *540…600oС,* сопровождается преимущественным насыщением стали азотом

Проводится для инструментов из быстрорежущих, высокохромистых сталей, Является окончательной обработкой.

Основным недостатком цианирования является ядовитость цианистых солей.

*Нитроцементация* – газовое цианирование, осуществляется в газовых смесях из цементующего газа и диссоциированного аммиака.

Состав газа температура процесса определяют соотношение углерода и азота в цианированном слое. Глубина слоя зависит от температуры и продолжительности выдержки.

*Высокотемпературная нитроцементация* проводится при температуре *830…950oС*, для машиностроительных деталей из углеродистых и малолегированных сталей при повышенном содержании аммиака. Завершающей термической обработкой является закалка с низким отпуском. Твердость достигает *56…62* HRC.

На ВАЗе 95 % деталей подвергаются нитроцементации.

*Низкотемпературной нитроцементации* подвергают инструмент из быстрорежущей стали после термической обработки (закалки и отпуска). Процесс проводят при температуре *530…570oС*, в течение *1,5…3* часов. Образуется поверхностный слой толщиной *0,02…0,004* мм с твердостью *900…1200* HV.

Нитроцементация характеризуется безопасностью в работе, низкой стоимостью.

Диффузионная металлизвция

*Диффузионная металлизвция –* химико-термическая обработка, при которой поверхность стальных изделий насыщается различными элементами: алюминием, хромом, кремнием, бором и др.

При насыщении хромом процесс называют *хромированием*, алюминием – *алитированием*, кремнием – *силицированием*, бором – *борированием*.

Диффузионную металлизацию можно проводить в твердых, жидких и газообразных средах.

При *твердой диффузионной метализации* металлизатором является ферросплав с добавлением хлористого аммония (*NH4Cl*). В результате реакции металлизатора с *HCl* или *CL2* образуется соединение хлора с металлом (*AlCl3, CrCl2, SiCl4*), которые при контакте с поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов.

*Жидкая диффузионная метализация* проводится погружением детали в расплавленный металл (например, алюминий).

*Газовая диффузионная метализация* проводится вгазовых средах, являющихся хлоридами различных металлов.

Диффузия металлов протекает очень медленно, так как образуются растворы замещения, поэтому при одинаковых температурах диффузионные слои в десятки и сотни раз тоньше, чем при цементации.

Диффузионная металлизация – процесс дорогостоящий, осуществляется при высоких температурах (*1000…1200oС*) в течение длительного времени.

Одним из основных свойств металлизированных поверхностей является жаростойкость, поэтому жаростойкие детали для рабочих температур *1000…1200oС* изготавливают из простых углеродистых сталей с последующим алитированием, хромированием или силицированием.

Исключительно высокой твердостью (*2000* HV) и высоким сопротивлением износу из-за образования боридов железа (*FeB, FeB2*) характеризуются борированные слои, но эти слои очень хрупкие.

Термомеханическая обработка стали

Одним из технологических процессов упрочняющей обработки является *термомеханическая обработка (ТМО).*

Термомеханическая обработка относится к комбинированным способам изменения строения и свойств материалов.

При термомеханической обработке совмещаются пластическая деформация и термическая обработка (закалка предварительно деформированной стали в аустенитном состоянии).

Преимуществом термомеханической обработки является то, что при существенном увеличении прочности характеристики пластичности снижаются незначительно, а ударная вязкость выше в 1,5…2 раза по сравнению с ударной вязкостью для той же стали после закалки с низким отпуском.

В зависимости от температуры, при которой проводят деформацию, различают высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

Сущность высокотемпературной термомеханической обработки заключается в нагреве стали до температуры аустенитного состояния (выше *А3*). При этой температуре осуществляют деформацию стали, что ведет к наклепу аустенита. Сталь с таким состоянием аустенита подвергают закалке (рис. 16.1 а).

Высокотемпературная термомеханическая обработка практически устраняет развитие отпускной хрупкости в опасном интервале температур, ослабляет необратимую отпускную хрупкость и резко повышает ударную вязкость при комнатной температуре. Понижается температурный порог хладоломкости. Высокотемпературная термомеханическая обработка повышает сопротивление хрупкому разрушению, уменьшает чувствительность к трещинообразованию при термической обработке.

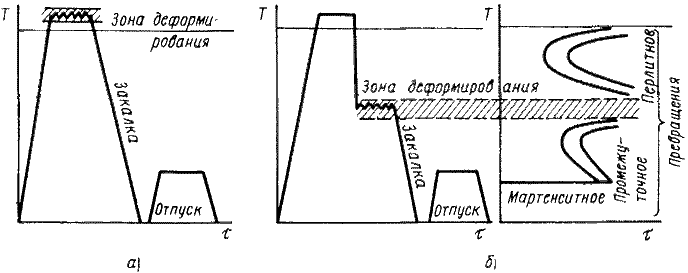


Рис. 16.1. Схема режимов термомеханической обработки стали: а – высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО); б – низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО).

Высокотемпературную термомеханическую обработку эффективно использовать для углеродистых, легированных, конструкционных, пружинных и инструментальных сталей.

Последующий отпуск при температуре 100…200oС проводится для сохранения высоких значений прочности.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (аусформинг).

Сталь нагревают до аустенитного состояния. Затем выдерживают при высокой температуре, производят охлаждение до температуры, выше температуры начала мартенситного превращения (400…600oС), но ниже температуры рекристаллизации, и при этой температуре осуществляют обработку давлением и закалку (рис. 16.1 б).

Низкотемпературная термомеханическая обработка, хотя и дает более высокое упрочнение, но не снижает склонности стали к отпускной хрупкости. Кроме того, она требует высоких степеней деформации (75…95 %), поэтому требуется мощное оборудование.

Низкотемпературную термомеханическую обработку применяют к среднеуглеродистым легированным сталям, закаливаемым на мартенсит, которые имеют вторичную стабильность аустенита.

Повышение прочности при термомеханической обработке объясняют тем, что в результате деформации аустенита происходит дробление его зерен (блоков). Размеры блоков уменьшаются в два – четыре раза по сравнению с обычной закалкой. Также увеличивается плотность дислокаций. При последующей закалке такого аустенита образуются более мелкие пластинки мартенсита, снижаются напряжения.

Механические свойства после разных видов ТМО для машиностроительных сталей в среднем имеют следующие характеристики (см. табл. 16.1):

Таблица 16.1. Механические свойства сталей после ТМО

|  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- |
|  | , МПа | , МПа | , % | , % |
| НТМО | 2400…2900 | 2000…2400 | 5…8 | 15…30 |
| ВТМО | 2100…2700 | 1900…2200 | 7…9 | 25… 40 |
| ТО | 1400 | 1100 | 2 | 3 |
|  |  |  |  | (сталь 40 после обычной закалки) |

Термомеханическую обработку применяют и для других сплавов.

Поверхностное упрочнение стальных деталей

Конструкционная прочность часто зависит от состояния материала в поверхностных слоях детали. Одним из способов поверхностного упрочнения стальных деталей является *поверхностная закалка*.

В результате поверхностной закалки увеличивается твердость поверхностных слоев изделия с одновременным повышением сопротивления истиранию и предела выносливости.

Общим для всех видов поверхностной закалки является нагрев поверхностного слоя детали до температуры закалки с последующим быстрым охлаждением. Эти способы различаются методами нагрева деталей. Толщина закаленного слоя при поверхностной закалке определяется глубиной нагрева.

Наибольшее распространение имеют электротермическая закалка с нагревом изделий токами высокой частоты (ТВЧ) и газопламенная закалка с нагревом газово-кислородным или кислородно-керосиновым пламенем.

Закалка токами высокой частоты.

Метод разработан советским ученым Вологдиным В.П.

Основан на том, что если в переменное магнитное поле, создаваемое проводником-индуктором, поместить металлическую деталь, то в ней будут индуцироваться вихревые токи, вызывающие нагрев металла. Чем больше частота тока, тем тоньше получается закаленный слой.

Обычно используются машинные генераторы с частотой 50…15000 Гц и ламповые генераторы с частотой больше 106 Гц. Глубина закаленного слоя – до 2 мм.

Индукторы изготавливаются из медных трубок, внутри которых циркулирует вода, благодаря чему они не нагреваются. Форма индуктора соответствует внешней форме изделия, при этом необходимо постоянство зазора между индуктором и поверхностью изделия.

Схема технологического процесса закалки ТВЧ представлена на рис. 16.2.

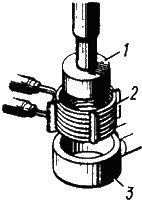


Рис. 16.2. Схема технологического процесса закалки ТВЧ

После нагрева в течение 3…5 с индуктора 2 деталь 1 быстро перемещается в специальное охлаждающее устройство – спрейер 3, через отверстия которого на нагретую поверхность разбрызгивается закалочная жидкость.

Высокая скорость нагрева смещает фазовые превращения в область более высоких температур. Температура закалки при нагреве токами высокой частоты должна быть выше, чем при обычном нагреве.

При правильных режимах нагрева после охлаждения получается структура мелкоигольчатого мартенсита. Твердость повышается на 2…4 HRC по сравнению с обычной закалкой, возрастает износостойкость и предел выносливости.

Перед закалкой ТВЧ изделие подвергают нормализации, а после закалки низкому отпуску при температуре 150…200oС (самоотпуск).

Наиболее целесообразно использовать этот метод для изделий из сталей с содержанием углерода более 0,4 %.

**Преимущества метода:**

* большая экономичность, нет необходимости нагревать все изделие;
* более высокие механические свойства;
* отсутствие обезуглероживания и окисления поверхности детали;
* снижение брака по короблению и образованию закалочных трещин;
* возможность автоматизации процесса;
* использование закалки ТВЧ позволяет заменить легированные стали на более дешевые углеродистые;
* позволяет проводить закалку отдельных участков детали.

**Основной недостаток метода** – высокая стоимость индукционных установок и индукторов.

Целесообразно использовать в серийном и массовом производстве.

Газопламенная закалка.

Нагрев осуществляется ацетиленокислородным, газокислородным или керосинокислородным пламенем с температурой 3000…3200oС.

Структура поверхностного слоя после закалки состоит из мартенсита, мартенсита и феррита. Толщина закаленного слоя 2…4 мм, твердость 50…56 HRC.

Метод применяется для закалки крупных изделий, имеющих сложную поверхность (косозубые шестерни, червяки), для закалки стальных и чугунных прокатных валков. Используется в массовом и индивидуальном производстве, а также при ремонтных работах.

При нагреве крупных изделий горелки и охлаждающие устройства перемещаются вдоль изделия, или – наоборот.

**Недостатки метода:**

* невысокая производительность;
* сложность регулирования глубины закаленного слоя и температуры нагрева (возможность перегрева).

Старение

Отпуск применяется к сплавам, которые подвергнуты закалке с полиморфным превращением.

К материалам, подвергнутым закалке без полиморфного превращения, применяется *старение.*

Закалка без полиморфного превращения – термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние, свойственное сплаву при более высоких температурах (пересыщенный твердый раствор).

*Старение* – термическая обработка, при которой главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора.

В результате старения происходит изменение свойств закаленных сплавов.

В отличие от отпуска, после старения увеличиваются прочность и твердость, и уменьшается пластичность.

Старение сплавов связано с переменной растворимостью избыточной фазы, а упрочнение при старении происходит в результате дисперсионных выделений при распаде пересыщенного твердого раствора и возникающих при этом внутренних напряжений.

В стареющих сплавах выделения из твердых растворов встречаются в следующих основных формах:

* тонкопластинчатой (дискообразной);
* равноосной (сферической или кубической);
* игольчатой.

Форма выделений определяется конкурирующими факторами: поверхностной энергией и энергией упругой деформации, стремящимися к минимуму.

Поверхностная энергия минимальна для равноосных выделений. Энергия упругих искажений минимальна для выделений в виде тонких пластин.

Основное назначение старения – повышение прочности и стабилизация свойств.

Различают старение естественное, искусственное и после пластической деформации.

*Естественным старением* называется самопроизвольное повышение прочности и уменьшение пластичности закаленного сплава, происходящее в процессе его выдержки при нормальной температуре.

Нагрев сплава увеличивает подвижность атомов, что ускоряет процесс.

Повышение прочности в процессе выдержки при повышенных температурах называется *искусственным старением*.

Предел прочности, предел текучести и твердость сплава с увеличением продолжительности старения возрастают, достигают максимума и затем снижаются (явление перестаривания)

При естественном старении перестаривания не происходит. С повышением температуры стадия перестаривания достигается раньше.

Если закаленный сплав, имеющий структуру пересыщенного твердого раствора, подвергнуть пластической деформации, то также ускоряются процессы, протекающие при старении – это *деформационное старение*.

Старение охватывает все процессы, происходящие в пересыщенном твердом растворе: процессы, подготавливающие выделение, и сами процессы выделения.

Для практики большое значение имеет инкубационный период – время, в течение которого в закаленном сплаве совершаются подготовительные процессы, когда сохраняется высокая пластичность. Это позволяет проводить холодную деформацию после закалки.

Если при старении происходят только процессы выделения, то явление называется *дисперсионным твердением.*

После старения повышается прочность и снижается пластичность низкоуглеродистых сталей в результате дисперсных выделений в феррите цементита третичного и нитридов.

Старение является основным способом упрочнения алюминиевых и медных сплавов, а также многих жаропрочных сплавов.

Обработка стали холодом

Высокоуглеродистые и многие легированные стали имеют температуру конца мартенситного превращения *(Мк*) ниже 0oС. Поэтому в структуре стали после закалки наблюдается значительное количество остаточного аустенита, который снижает твердость изделия, а также ухудшает магнитные характеристики. Для устранения аустенита остаточного проводят дополнительное охлаждение детали в области отрицательных температур, до температуры ниже т. *Мк*(- 80oС). Обычно для этого используют сухой лед.

Такая обработка называется *обработкой стали холодом*.

Обработку холодом необходимо проводить сразу после закалки, чтобы не допустить стабилизации аустенита. Увеличение твердости после обработки холодом обычно составляет 1…4 HRC.

После обработки холодом сталь подвергают низкому отпуску, так как обработка холодом не снижает внутренних напряжений.

Обработке холодом подвергают детали шарикоподшипников, точных механизмов, измерительные инструменты.

Упрочнение методом пластической деформации

Основное назначение методов механического упрочнения поверхности – повышение усталостной прочности.

Методы механического упрочнения – наклепывание поверхностного слоя на глубину 0,2…0,4 мм.

Разновидностями являются дробеструйная обработка и обработка роликами.

*Дробеструйная обработка –* обработка дробью поверхности готовых деталей.

Осуществляется с помощью специальных дробеструйных установок, выбрасывающих стальную или чугунную дробь на поверхность обрабатываемых деталей. Диаметр дроби – 0,2…4 мм. Удары дроби вызывают пластическую деформацию на глубину 0,2…0,4 мм.

Применяют для упрочнения деталей в канавках, на выступах. Подвергают изделия типа пружин, рессор, звенья цепей, гусениц, гильзы, поршни, зубчатые колеса.

При *обработке роликами* деформация осуществляется давлением ролика из твердого металла на поверхность обрабатываемого изделия.

При усилиях на ролик, превышающих предел текучести обрабатываемого материала, происходит наклеп на нужную глубину. Обработка улучшает микрогеометрию. Создание остаточных напряжений сжатия повышает предел усталости и долговечность изделия.

Обкатка роликами применяется при обработке шеек валов, проволоки, при калибровке труб, прутков.

Не требуется специальное оборудование, можно использовать токарные или строгальные станки.

Конструкционные стали.

К конструкционным сталям, применяемым для изготовления разнообразных деталей машин, предъявляют следующие требования:

* сочетание высокой прочности и достаточной вязкости
* хорошие технологические свойства
* экономичность
* недефицитность

Высокая конструкционная прочность стали, достигается путем рационального выбора химического состава, режимов термической обработки, методов поверхностного упрочнения, улучшением металлургического качества.

Решающая роль в составе конструкционных сталей отводится углероду. Он увеличивает прочность стали, но снижает пластичность и вязкость, повышает порог хладоломкости. Поэтому его содержание регламентировано и редко превышает 0,6 %.

Влияние на конструкционную прочность оказывают легирующие элементы. Повышение конструкционной прочности при легировании связано с обеспечением высокой прокаливаемости, уменьшением критической скорости закалки, измельчением зерна.

Применение упрочняющей термической обработки улучшает комплекс механических свойств.

Металлургическое качество влияет на конструкционную прочность. Чистая сталь при одних и тех же прочностных свойствах имеет повышенные характеристики надежности.

Легированные стали

Элементы, специально вводимые в сталь в определенных концентрациях с целью изменения ее строения и свойств, называются *легирующими элементами,* а стали – *легированными.*

Cодержание легируюшихх элементов может изменяться в очень широких пределах: хром или никель – 1% и более процентов; ванадий, молибден, титан, ниобий – 0,1… 0,5%; также кремний и марганец – более 1 %. При содержании легирующих элементов до 0,1 % – микролегирование.

В конструкционных сталях легирование осуществляется с целью улучшения механических свойств (прочности, пластичности). Кроме того меняются физические, химические, эксплуатационные свойства.

Легирующие элементы повышают стоимость стали, поэтому их использование должно быть строго обоснованно.

**Достоинства легированных сталей:**

* особенности обнаруживаются в термически обработанном состоянии, поэтому изготовляются детали, подвергаемые термической обработке;
* улучшенные легированные стали обнаруживают более высокие показатели сопротивления пластическим деформациям ( );



* легирующие элементы стабилизируют аустенит, поэтому прокаливаемость легированных сталей выше;
* возможно использование более «мягких» охладителей (снижается брак по закалочным трещинам и короблению), так как тормозится распад аустенита;
* повышаются запас вязкости и сопротивление хладоломкости, что приводит к повышению надежности деталей машин.

**Недостатки:**

* подвержены обратимой отпускной хрупкости II рода;
* в высоколегированных сталях после закалки остается аустенит остаточный, который снижает твердость и сопротивляемость усталости, поэтому требуется дополнительная обработка;
* склонны к дендритной ликвации, так как скорость диффузии легирующих элементов в железе мала. Дендриты обедняются, а границы – междендритный материал – обогащаются легирующим элементом. Образуется *строчечная структура* после ковки и прокатки, неоднородность свойств вдоль и поперек деформирования, поэтому необходим диффузионный отжиг.
* склонны к образованию флокенов.

Флокены – светлые пятна в изломе в поперечном сечении – мелкие трещины с различной ориентацией. Причина их появления – выделение водорода, растворенного в стали.

При быстром охлаждении от 200o водород остается в стали, выделяясь из твердого раствора, вызывает большое внутреннее давление, приводящее к образованию флокенов.

Меры борьбы: уменьшение содержания водорода при выплавке и снижение скорости охлаждения в интервале флокенообразования.

Влияние элементов на полиморфизм железа

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существование его аллотропических модификаций (*А=* 911oС, *А=*1392oС).



В зависимости от расположения элементов в периодической системе и строения кристаллической решетки легирующего элемента возможны варианты взаимодействия легирующего элемента с железом. Им соответствуют и типы диаграмм состояния сплавов системы железо – легирующий элемент (рис. 17.1)

Большинство элементов или повышают *А* и снижают *А*, расширяя существовавшие –модификации (рис.17.1.а), или снижают *А4* и повышают *А*, сужая область существования – модификации (рис.17.1.б).



Рис. 17.1. Схематические диаграммы состояния Fe – легирующий элемент. а – для элементов, расширяющих область существования –модификации; б – для элементов, сужающих область существования –модификации



Свыше определ¨нного содержания марганца, никеля и других элементов, имеющих гранецентрированную кубическую решетку, – состояние существует как стабильное от комнатной температуры до температуры плавления, такие сплавы на основе железа называются аустенитными.



При содержании ванадия, молибдена, кремния и других элементов, имеющих объемно-центрированную кубическую решетку. выше определ¨нного предела устойчивым при всех температурах является – состояние. Такие сплавы на основе железа называются ферритными.



Аустенитные и ферритные сплавы не имеют превращений при нагреве и охлаждении.

Влияние легирующих элементов на превращения в стали

Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит.

Легирующие элементы в большинстве случаев растворяются в аустените, образуя твердые растворы замещения. Легированные стали требуют более высоких температур нагрева и более длительной выдержки для получения однородного аустенита, в котором растворяются карбиды легирующих элементов.

Малая склонность к росту аустенитного зерна – технологическое преимущество большинства легированных сталей. Все легирующие элементы снижают склонность аустенитного зерна к росту, кроме марганца и бора. Элементы, не образующие карбидов (кремний, кобальт, медь, никель), слабо влияют на рост зерна. Карбидообразующие элементы (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) сильно измельчают зерно.

Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита.

По влиянию на устойчивость аустенита и на форму С-образных кривых легирующие элементы разделяются на две группы.

Элементы, которые растворяются в феррите и цементите (кобальт, кремний, алюминий, медь, никель), оказывают только количественное влияние на процессы превращения. Замедляют превращение (большинство элементов), или ускоряют его (кобальт) (рис.17.2 а)

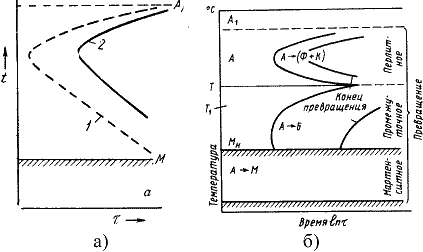


Рис 17.2. Влияние легирующих элементов на превращение переохлажденного аустенита: а – некарбидообразующие элементы; б — карбидообразующие элементы

Карбидообразующие элементы (хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан) вносят и качественные изменения в кинетику изотермического превращения. При разных температурах они по разному влияют на скорость распада аустенита: при температуре 700…500oС — замедляют превращение в перлитной области, при температуре 500…400oС (образование троостита) – очень сильно замедляют превращение, при температуре 400…300oС (промежуточное превращение) – замедляет превращение аустенита в бейнит, но меньше, чем образование троостита. Это отражается на форме С-образных кривых: наблюдаются два максимума скорости изотермического распада, разделенных областью высокой устойчивости переохлажденного аустенита (рис. 17.2 б )

Температура максимальной устойчивости аустенита зависит от карбидообразующего элемента: хром – 400…500oС, вольфрам – 500…550oС, молибден – 550…575oС, ванадий – 575…600oС. Время максимальной устойчивости при заданной температуре возрастает с увеличением степени легированности (очень велико для высоколегированных сталей).

Важным является замедление скорости распада. Это способствует более глубокой прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении (масло, воздух). Увеличивают прокаливаемость хром, никель, молибден, марганец, особенно при совместном легировании

Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение

При нагреве большинство легирующих элементов растворяются в аустените. Карбиды титана и ниобия не растворяются. Эти карбиды тормозят рост аустенитного зерна при нагреве и обеспечивают получение мелкоигольчатого мартенсита при закалке. Остальные карбидообразующие элементы, а также некарбидообразующие, при нагреве растворяются в аустените и при закалке образуют *легированный мартенсит*.

Некоторые легирующие элементы (алюминий, кобальт) повышают мартенситную точку и уменьшают количество остаточного аустенита, другие не влияют на эту точку (кремний). Большинство элементов снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита.

Влияние легирующих элементов на преврашения при отпуске.

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита: никель, марганец – незначительно; хром, молибден, кремний – заметно. Это связано с тем, что процессы при отпуске имеют диффузионный характер, а большинство элементов замедляют карбидное превращение. Легированные стали сохраняют структуру мартенсита отпуска до температуры 400…500oС. Так как в легированных сталях сохраняется значительное количество остаточного аустенита, то превращение его в мартенсит отпуска способствует сохранению твердости до высоких температур.

Таким образом, легированные стали при отпуске нагревают до более высоких температур или увеличивают выдержку.

Классификация легированных сталей

Стали классифицируются по нескольким признакам.

1. По структуре после охлаждения на воздухе выделяются три основных класса сталей:

* перлитный;
* мартенситный;
* аустенитный

Стали перлитного класса характеризуются малым содержанием легирующих элементов; мартенситного – более значительным содержанием; аустенитного – высоким содержанием легирующих элементов.

Классификация связана с кинетикой распада аустенита. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей различных классов представлены на рис. 17.3

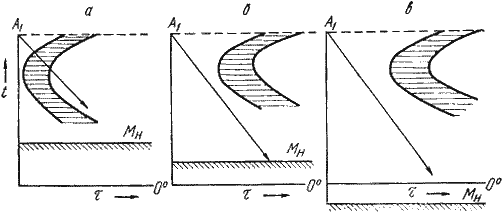


Рис.17.3. Диаграммы изотермического распада аустенита для сталей перлитного (а), мартенситного (б) и аустенитного (в) классов

По мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температупная область мартенситного превращения снижается.

Для сталей перлитного класса кривая скорости охлаждения на воздухе пересекает область перлитного распада (рис. 17.3.а), поэтому образуются структуры перлита, сорбита или троостита.

Для сталей мартенситного класса область перлитного распада сдвинута вправо (рис.17.3 б). Охлаждение на воздухе не приводит к превращению в перлитной области. Аустенит переохлаждается до температуры мартенситного превращения и происходит образование мартенсита.

Для сталей аустенитного класса увеличение содержания углерода и легирующих элементов сдвигает вправо область перлитного распада, а также снижает мартенситную точку, переводя ее в область отрицательных температур (рис. 17.3.в). Сталь охлаждается на воздухе до комнатной температуры, сохраняя аустенитное состояние.

2. По степени легирования (по содержанию легирующих элементов):

* низколегированные – 2,5…5 %;
* среднелегированные – до 10 %;
* высоколегированные – более 10%.

3. По числу легирующих элементов:

* трехкомпонентные (железо, углерод, легирующий элемент);
* четырехкомпонентные (железо, углерод, два легирующих элемента) и так далее.

4. По составу:

никелевые, хпомистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и так далее (признак– наличие тех или иных легирующих элементов).

5. По назначению:

* конструкционные;
* инструментальные (режущие, мерительные, штамповые);
* стали и сплавы с особыми свойствами (резко выраженные свойства –нержавеющие, жаропрочные и термоустойчивые, износоустойчивые, с особыми магнитными и электрическими свойствами).

Классификация конструкционных сталей

Машиностроительные стали предназначены для изготовления различных деталей машин и механизмов.

Они классифицируются:

* по химическому составу ( углеродистые и легированные);
* по обработке (цементуемые, улучшаемые);
* по назначению (пружинные, шарикоподшипниковые).

Углеродистые стали.

*Низкоуглеродистые стали* 05 кп, 08, 10, 10 пс обладают малой прочностью высокой пластичностью. Применяются без термической обработки для изготовления малонагруженных деталей – шайб, прокладок и т.п.

*Среднеуглеродистые стали* 35, 40, 45 применяются после нормализации, термического улучшения, поверхностной закалки.

В нормализованном состоянии по сравнению с низкоотпущенным обладают большей прочностью, но меньшей пластичностью. После термического улучшения наблюдается наилучшее сочетание механических свойств. После поверхностной закалки обладают высокой поверхностной твердостью и сопротивлением износу.

*Высокоуглеродистые стали* 60, 65, 70,75 используются как рессорно-пружинные после среднего отпуска. В нормализованном состоянии – для прокатных валков, шпинделей станков.

Достоинства углеродистых качественных сталей – дешевизна и технологичность. Но из-за малой прокаливаемости эти стали не обеспечивают требуемый комплекс механических свойств в деталях сечением более 20 мм.

Цементуемые и улучшаемые стали

Цементуемые стали.

Используются для изготовления деталей, работающих на износ и подвергающихся действию переменных и ударных нагрузок. Детали должны сочетать высокую поверхностную прочность и твердость и достаточную вязкость сердцевины.

Цементации подвергаются низкоуглеродистые стали с содержанием углерода до 0,25%, что позволяет получить вязкую сердцевину. Для деталей, работающих с большими нагрузками, применяются стали с повышенным содержанием углерода (до 0,35 %).

С повышением содержания углерода прочность сердцевины увеличивается, а вязкость снижается. Детали подвергаются цианированию и нитроцементации.

*Цементуемые углеродистые стали 15,20,25* используются для изготовления деталей небольшого размера, работающих в условиях изнашивания при малых нагрузках (втулки, валики, оси, шпильки и др.). Твердость на поверхности составляет 60…64 HRC, сердцевина остается мягкой.

*Цементуемые легированные стали* применяют для более крупных и тяжелонагруженных деталей, в которых необходимо иметь, кроме высокой твердости поверхности, достаточно прочную сердцевину (кулачковые муфты, поршни, пальцы, втулки).

Хромистые стали 15Х, 20Х используются для изготовления небольших изделий простой формы, цементуемых на глубину h =1…1,5 мм. При закалке с охлаждением в масле, выполняемой после цементации, сердцевина имеет бейнитное строение. Вследствие этого хромистые стали обладают более высокими прочностными свойствами при несколько меньшей пластичности в сердцевине и большей прочностью в цементованном слое.

Дополнительное легирование хромистых сталей ванадием (сталь 15ХФ), способствует получению более мелкого зерна, что улучшает пластичность и вязкость.

Никель увеличивает глубину цементованного слоя, препятствует росту зерна и образованию грубой цементитной сетки, оказывает положительное влияние на свойства сердцевины. Хромоникелевые стали 20ХН, 12ХН3А применяют для изготовления деталей средних и больших размеров, работающих на износ при больших нагрузках (зубчатые колеса, шлицевые валы). Одновременное легирование хромом и никелем, который растворяется в феррите, увеличивает прочность, пластичность и вязкость сердцевины и цементованного слоя. Стали мало чувствительны к перегреву. Большая устойчивость переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений обеспечивает высокую прокаливаемость хромоникелевых сталей и позволяет проводить закалку крупных деталей с охлаждением в масле и на воздухе.

Стали, дополнительно легированные вольфрамом или молибденом (18Х2Н4ВА, 18Х2Н4МА), применяют для изготовления крупных тяжелонагруженных деталей. Эти стали являются лучшими конструкционными сталями, но дефицитность никеля ограничивает их применение.

Хромомарганцевые стали применяют вместо дорогих хромоникелевых, однако эти стали менее устойчивы к перегреву и имеют меньшую вязкость. Введение небольшого количества титана (0,06…0,12 %) уменьшает склонность стали к перегреву (стали 18ХГТ, 30ХГТ).

С целью повышения прочности применяют легирование бором (0,001…0,005 %) 20ХГР, но бор способствует росту зерна при нагреве.

Улучшаемые стали.

Стали, подвергаемые термическому улучшению, широко применяют для изготовления различных деталей, работающих в сложных напряженных условиях ( при действии разнообразных нагрузок, в том числе переменных и динамических). Стали приобретают структуру сорбита, хорошо воспринимающую ударные нагрузки. Важное значение имеет сопротивление хрупкому разрушению.

Улучшению подвергаются среднеуглеродистые стали с содержанием углерода 0,30…0,50 %.

*Улучшаемые углеродистые стали* 35, 40, 45 дешевы, из них изготавливают детали, испытывающие небольшие напряжения (сталь 35), и детали, требующие повышенной прочности (стали 40, 45). Но термическое улучшение этих сталей обеспечивает высокий комплекс механических свойств только в деталях небольшого сечения, так как стали обладают низкой прокаливаемостью. Стали этой группы можно использовать и в нормализованном состоянии.

Детали, требующие высокой поверхностной твердости при вязкой сердцевине (зубчатые колеса, валы, оси, втулки), подвергаются поверхностной закалке токами высокой частоты. Для снятия напряжений проводят низкий отпуск.

Улучшаемые легированные стали.

Улучшаемые легированные стали применяют для более крупных и более нагруженных ответственных деталей. Стали обладают лучшим комплексом механических свойств: выше прочность при сохранении достаточной вязкости и пластичности, ниже порог хладоломкости.

*Хромистые стали* 30Х, 40Х, 50Х используются для изготовления небольших средненагруженных деталей. Эти стали склонны к отпускной хрупкости, поэтому после высокого отпуска охлаждение должно быть быстрым.

Повышение прокаливаемости достигается микролегированием бором (35ХР). Введение в сталь ванадия значительно увеличивает вязкость (40ХФА).

*Хромокремнистые* (33ХС) и *хромокремниймарганцевые (хромансил)* (25ХГСА) стали обладают высокой прочностью и умеренной вязкостью. Стали хромансилы обладают высокой свариваемостью, из них изготавливают стыковочные сварные узлы, кронштейны, крепежные и другие детали. Широко применяются в автомобилестроении и авиации.

*Хромоникелевые стали* 45ХН, 30ХН3А отличаются хорошей прокаливаемостью, прочностью и вязкостью, но чувствительны к обратимой отпускной хрупкости. Для уменьшения чувствительности вводят молибден или вольфрам. Ванадий способствует измельчению зерна.

Стали 36Х2Н2МФА, 38ХН3ВА др. обладают лучшими свойствами, относятся к мартенситному классу, слабо разупрочняются при нагреве до 300…400 oС. из них изготавливаются валы и роторы турбин, тяжелонагруженные детали редукторов и компрессоров.

Высокопрочные, пружинные, шарикоподшипниковые, износостойкие и автоматные стали

Высокопрочные стали.

Высокопрочными называют стали, имеющие предел прочности более 1500 МПа, который достигается подбором химического состава и оптимальной термической обработки.

Такой уровень прочности можно получить в *среднеуглеродистых легированных сталях,* (30ХГСН2А,40ХН2МА), применяя закалку с низким отпуском (при температуре 200…250oС) или изотермическую закалку с получением структуры нижнего бейнита.

После изотермической закалки среднеуглеродистые легированные стали имеют несколько меньшую прочность, но большую пластичность и вязкость. Поэтому они более надежны в работе, чем закаленные и низкоотпущенные.

При высоком уровне прочности закаленные и низкоотпущенные среднеуглеродистые стали обладают повышенной чувствительностью к концентраторам напряжения, склонностью к хрупкому разрушению, поэтому их рекомендуется использовать для работы в условиях плавного нагружения.

Легирование вольфрамом, молибденом, ванадием затрудняет разупрочняющие процессы при температуре 200…300 oС, способствует получению мелкого зерна, понижает порог хладоломкости, повышает сопротивление хрупкому разрушению.

Высокая прочность может быть получена и за счет термомеханической обработки.

Стали 30ХГСА, 38ХН3МА после низкотемпературной термомеханической обработки имеют предел прочности 2800 МПа, относительное удлинение и ударная вязкость увеличиваются в два раза по сравнению с обычной термической обработкой. Это связано с тем, что частичное выделение углерода из аустенита при деформации облегчает подвижность дислокаций внутри кристаллов мартенсита, что способствует увеличению пластичности.

*Мартенситно-стареющие стали* (03Н18К9М5Т, 04Х11Н9М2Д2ТЮ) превосходят по конструкционной прочности и технологичности среднеуглеродистые легированные стали. Они обладают малой чувствительностью к надрезам, высоким сопротивлением хрупкому разрушению и низким порогом хладоломкости при прочности около 2000 МПа.

Мартенситно-стареющие стали представляют собой безуглеродистые сплавы железа с никелем (8..25 %), дополнительно легированные кобальтом, молибденом, титаном, алюминием, хромом и другими элементами. Благодаря высокому содержанию никеля, кобальта и малой концентрации углерода в результате закалки в воде или на воздухе фиксируется высокопластичный, но низкопрочный железоникелевый мартенсит, пересыщенный легирующими элементами. Основное упрочнение происходит в процессе старения при температуре 450…550 oС за счет выделения из мартенситной матрицы когерентно с ней связанных мелкодисперсных фаз. Мартенситно-стареющие стали обладают высокой конструкционной прочностью в интервале температур от криогенных до 500 oС и рекомендуются для изготовления корпусов ракетных двигателей, стволов артиллерийского и стрелкового оружия, корпусов подводных лодок, батискафов, высоконагруженных дисков турбомашин, зубчатых колес, шпинделей, червяков и т.д.

Пружинные стали.

Пружины, рессоры и другие упругие элементы являются важнейшими деталями различных машин и механизмов. В работе они испытывают многократные переменные нагрузки. Под действием нагрузки пружины и рессоры упруго деформируются, а после прекращения действия нагрузки восстанавливают свою первоначальную форму и размеры. Особенностью работы является то, что при значительных статических и ударных нагрузках они должны испытывать только упругую деформацию, остаточная деформация не допускается. Основные требования к пружинным сталям – обеспечение высоких значений пределов упругости, текучести, выносливости, а также необходимой пластичности и сопротивления хрупкому разрушению, стойкости к релаксации напряжений.

Пружины работают в области упругих деформаций, когда между действующим напряжением и деформацией наблюдается пропорциональность. При длительной работе пропорциональность нарушается из-за перехода части энергии упругой деформации в энергию пластической деформации. Напряжения при этом снижаются.

Самопроизвольное снижение напряжений при постоянной суммарной деформации называется *релаксацией напряжений.*

Релаксация приводит к снижению упругости и надежности работы пружин.

Пружины изготавливаются из углеродистых (65, 70) и легированных (60С2, 50ХГС, 60С2ХФА, 55ХГР) конструкционных сталей.

Для упрочнения пружинных углеродистых сталей применяют холодную пластическую деформацию посредством дробеструйной и гидроабразивной обработок, в процессе которых в поверхностном слое деталей наводятся остаточные напряжения сжатия.

Повышенные значения предела упругости получают после закалки со средним отпуском при температуре 400…480 oС.

Для сталей, используемых для пружин, необходимо обеспечить сквозную прокаливаемость, чтобы получить структуру троостита по всему сечению.

Упругие и прочностные свойства пружинных сталей достигаются при изотермической закалке.

Пружинные стали легируют элементами, которые повышают предел упругости – кремнием, марганцем, хромом, вольфрамом, ванадием, бором.

В целях повышения усталостной прочности не допускается обезуглероживание при нагреве под закалку и требуется высокое качество поверхности.

Пружины и другие элементы специального назначения изготавливают из высокохромистых мартенситных (30Х13), мартенситно-стареющих (03Х12Н10Д2Т), аустенитных нержавеющих (12Х18Н10Т), аустенито-мартенситных (09Х15Н8Ю), быстрорежущих (Р18) и других сталей и сплавов.

Шарикоподшипниковые стали.

Подвергаются воздействию высоких нагрузок переменного характера. Основными требованиями являются высокая прочность и износостойкость, высокий предел выносливости, отсутствие концентраторов напряжений, неметаллических включений, полостей, ликваций.

Шарикоподшипниковые стали характеризуются высоким содержанием углерода (около 1 %) и наличием хрома (ШХ9, ШХ15).

Высокое содержание углерода и хрома после закалки обеспечивает структуру мартенсит плюс карбиды, высокой твердости, износостойкости, необходимой прокаливаемости.

Дальнейшее увеличение прокаливаемости достигается дополнительным легированием марганцем, кремнием (ШХ15СГ).

Повышены требования в отношении чистоты и равномерности распределения карбидов, в противном случае может произойти выкрашивание. Стали подвергаются строгому металлургическому контролю на наличие пористости, неметаллических включений, карбидной сетки, карбидной ликвации.

Термическая обработка включает отжиг, закалку и отпуск. Отжиг проводят после ковки для снижения твердости и подготовки структуры к закалке. Температура закалки составляет 790…880 oС в зависимости от массивности деталей. Охлаждение – в масле (кольца, ролики), в водном растворе соды или соли (шарики). Отпуск стали проводят при температуре 150…170oС в течение 1…2 часов. Обеспечивается твердость 62…66 НRC.

Из стали ШХ9 изготавливают шарики и ролики небольших размеров, из стали ШХ15 – более крупные.

Детали подшипников качения, испытывающие большие динамические нагрузки (подшипники прокатных станов), изготавливают из сталей 20Х2Н4А и 18ХГТ с последующей глубокой цементацией на глубину 5…10 мм. Для деталей подшипников, работающих в азотной кислоте и других агрессивных средах, используется сталь 95Х18.

Стали для изделий, работающих при низких температурах

Для изделий, работающих при низких температурах, необходимо применять стали с пониженным порогом хладоломкости. Особенно сильно понижены температурные пороги хладоломкости в никельсодержащих сталях. Эффективными материалами являются низколегированные малоуглеродистые стали, которые обладают хорошей свариваемостью.

В строительных металлоконструкциях наибольший эффект достигается при использовании термомеханически упрочненного проката.

Для обеспечения высокого комплекса механических свойств деталей машин используются малоуглеродистые стали, легированные элементами способствующими дисперсионному упрочнению и образованию мелкозернистой структуры после термической обработки, 10ХСНД, 15Г2СФ, 12ГН2МФАЮ.

Для работы при сверх низких температурах применяют криогенные стали и сплавы для изготовления емкостей для хранения и перевозки сжиженных газов, имеющих очень низкую температуру кипения (кислород – –183 oС, водород – –253 oС). Основными материалами для работы в подобных условиях являются аустенитные стали с повышенным содержанием никеля 10Х14Г14Н4Т, 10Х18Н10Т,03Х20Н16АГ6.

Износостойкие стали.

Для работы в условиях изнашивания, сопровождаемого большими удельными нагрузками используется высокомарганцевая сталь 110Г13Л, имеющая в своем составе 1…1,4% углерода, 12…14 % марганца. Сталь имеет аустенитную структуру и относительно низкую твердость (200…250 НВ). В процессе работы, когда на деталь действуют высокие нагрузки, которые вызывают в материале напряжения, превосходящие предел текучести, происходит интенсивное наклепывание стали и рост ее твердости и износостойкости. При этом сталь сохраняет высокую вязкость. Благодаря этим свойствам сталь широко используется для изготовления корпусов шаровых мельниц, щек камнедробилок, крестовин рельсов, гусеничных траков, козырьков землечерпалок и т.д.

Склонность к интенсивному наклепу является характерной особенностью сталей аустенитного класса.

Автоматные стали.

Автоматными называют стали, обладающие повышенной обрабатываемостью резанием.

Эффективным металлургическим приемом повышения обрабатываемости резанием является введение в сталь серы, селена, теллура, кальция, которые изменяют состав неметаллических включений, а также свинца, который образует собственные включения.

Автоматные стали А12, А20 с повышенным содержанием серы и фосфора используются для изготовления малонагруженных деталей на станках автоматах (болты, винты, гайки, мелкие детали швейных, текстильных, счетных и других машин). Эти стали обладают улучшенной обрабатываемостью резанием, поверхность деталей получается чистой и ровной. Износостойкость может быть повышена цементацией и закалкой.

Стали А30 и А40Г предназначены для деталей, испытывающих более высокие нагрузки.

У автоматных сталей, содержащих свинец, (АС11, АС40), повышается стойкость инструмента в 1…3 раза и скорость резания на 25…50 %.

Легированные хромистые и хромоникелевые стали с присадкой свинца и кальция (АЦ45Г2, АСЦ30ХМ, АС20ХГНМ) используются для изготовления нагруженных деталей в автомобильной и тракторной промышленности.

Автоматные стали подвергают диффузионному отжигу при температуре 1100…1150oС, для устранения ликвации серы.

Инструментальные стали

Стали для режущего инструмента

Инструментальная сталь должна обладать высокой твердостью, износостойкостью, достаточной прочностью и вязкостью (для инструментов ударного действия).

Режущие кромки могут нагреваться до температуры 500…900oС, поэтому важным свойством является теплостойкость, т. е., cпособность сохранять высокую твердость и режущую способность при продолжительном нагреве (красностойкость).

Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435).

Содержат 0,65…1,35% углерода.

Стали У7…У13А – обладают высокой твердостью, хорошо шлифуются, дешевы и недефицитны.

Из сталей марок У7, У8А изготавливают инструмент для работы по дереву и инструмент ударного действия, когда требуется повышенная вязкость – пуансоны, зубила, штампы, молотки.

Стали марок У9…У12 обладают более высокой твердостью и износостойкостью – используются для изготовления сверл, метчиков, фрез.

Сталь У13 обладает максимальной твердостью, используется для изготовления напильников, граверного инструмента.

Для снижения твердости и создания благоприятной структуры, все инструментальные стали до изготовления инструмента подвергают отжигу.

Для заэвтектоидных сталей проводят сфероидизирующий отжиг, в результате которого цементит вторичный приобретает зернистую форму. Регулируя скорость охлаждения можно получить любой размер зерен.

Окончательная термическая обработка – закалка с последующим отпуском.

Закалку для доэвтектоидных сталей проводят полную, а для заэвтектоидных – неполную. Структура закаленных сталей или мартенсит, или мартенсит и карбиды.

Температура отпуска выбирается в зависимости от твердости, необходимой для инструмента.

Для инструментов ударного действия, требующих повышенной вязкости, из сталей У7, У8 отпуск проводят при температуре 280…300oС, что обеспечивает твердость HRC 56…58.

Для напильников, метчиков, плашек отпуск проводят при температуре 150…200oС, при этом обеспечивается получение максимальной твердости — НRC 62…64.

Основными недостатками углеродистых инструментальных сталей является их невысокая прокаливаемость (5…10 мм), низкая теплостойкость (до 200oС), то есть инструменты могут работать только при невысоких скоростях резания.

Легированные инструментальные стали

Содержат 0,9…1,4 % углерода. В качестве легирующих элементов содержат хром, вольфрам, ванадий, марганец, кремний и другие. Общее содержание легирующих элементов до 5%.

Высокая твердость и износостойкость в основном определяются высоким содержанием углерода. Легирование используется для повышения закаливаемости и прокаливаемости, сохранения мелкого зерна, повыщения прочности и вязкости.

Термическая обработка включает закалку и отпуск.

Проводят закалку с температуры 800…850oС в масло или ступенчатую закалку, что уменьшает возможность коробления и образования закалочных трещин.

Отпуск проводят низкотемпературный, при температуре 150…200oС, что обеспечивает твердость HRC 61…66. Иногда, для увеличения вязкости, температуру отпуска увеличивают до 300oС, но при этом наблюдается снижение твердости HRC 55…60.

Для деревообрабатывающего инструмента из сталей 6ХС и 9ХФ рекомендуется изотермическая закалка, значительно улучшающая вязкость.

Повышенное содержание кремния (сталь 9ХС) способствует увеличению прокаливаемости до 40 мм и повышению устойчивости мартенсита при отпуске. Недостатками сталей, содержащих кремний, являются чувствительность их к обезуглероживанию при термообработке, плохая обрабатываемость резанием и деформированием из-за упрочнения феррита кремнием.

Повышенное содержание марганца (стали ХВГ, 9ХВСГ) способствует увеличению количества остаточного аустенита, что уменьшает деформацию инструмента при закалке. Это особенно важно для инструмента, имеющего большую длину при малом диаметре, например, протяжек.

Хром увеличивает прокаливаемость и твердость после закалки.

Стали используются для изготовления инструмента и ударного, и режущего.

“Алмазная ” сталь ХВ5 содержит 5% вольфрама. Благодаря присутствию вольфрама, в термически обработанном состоянии имеет избыточную мелкодисперсную карбидную фазу. Твердость составляет HRC 65…67. Cталь используется для изготовления инструмента, сохраняющего длительное время острую режущую кромку и высокую размерную точность (развертки, фасонные резцы, граверный инструмент).

Быстрорежущие стали

Стали получили свое название за свойства. В следствии высокой теплостойкости (550…650oС), изготовленные из них инструменты могут работать с достаточно высокими скоростями резания.

Стали содержат 0,7…1,5 % углерода, до 18 % основного легирующего элемента – вольфрама, до 5 % хрома и молибдена, до 10 % кобальта

Добавление ванадия повышает износостойкость инструмента, но ухудшает щлифуемость. Кобальт повышает теплостойкость до 650oС и вторичную твердость HRC 67…70.

Микроструктура быстрорежущей стали в литом состоянии имеет эвтектическую структурную составляющую. Для получения оптимальных свойств инструментов из быстрорежущей стали необходимо по возможности устранить структурную неоднородность стали – карбидную ликвацию. Для этого слитки из быстрорежущей стали подвергаются интенсивной пластической деформации (ковке). При этом происходит дробление карбидов эвтектики и достигается более однородное распределение карбидов по сечению заготовки.

Затем проводят отхиг стали при температуре 860…900oС. Структура отожженной быстрорежущей стали – мелкозернистый (сорбитообразный) перлит и карбиды, мелкие эвтектоидные и более крупные первичные. Количество карбидов около 25 %. Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием. Подавляющее количество легирующих элементов находятся в карбидной фазе. Для получения оптимальных свойств стали в готовом инструменте необходимо при термической обработке обеспечить максимальное насыщение мартенсита легирующими элементами. При закалке быстрорежущие стали требуют нагрева до очень высоких температур, около 1280oС. Нагрев осуществляют в хорошо раскисленных соляных ваннах *BaCl2/*, что улучшает равномерность прогрева и снижает возможность обезуглероживания поверхности. Для снижения термических фазовых напряжений нагрев осуществляют ступенчато: замедляют нагрев при температурах 600…650oС и при 850…900oС. График режима термической обработки быстрорежущей стали представлен на рис. 19.1.

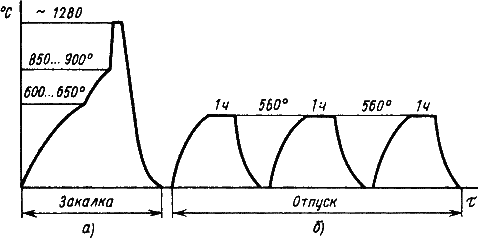


Рис.19.1. График режима термической обработки быстрорежущей стали

Охлаждение от закалочной температуры производится в масле. Структура стали после закалки состоит из легированного, очень тонкодисперсного мартенсита, значительного количества (30…40 %) остаточного аустенита и карбидов вольфрама. Твердость составляет 60…62 HRC. Наличие аустенита остаточного в структуре закаленной стали ухудшает режущие свойства.

Для максимального удаления аустенита остаточного проводят трехкратный отпуск при температуре 560oС. При нагреве под отпуск выше 400oС наблюдается увеличение твердости. Это объясняется тем, что из легированного остаточного аустенита выделяются легированные карбиды. Аустенит при охлаждении от температуры отпуска превращается в мартенсит отпуска, что вызывает прирост твердости. Увеличению твердости содействуют и выделившиеся при температуре отпуска мелкодисперсные карбиды легирующих элементов. Максимальная твердость достигается при температуре отпуска 560oС.

После однократного отпуска количество аустенита остаточного снижается до 10%. Чтобы уменьшить его количество до минимума, необходим трехкратный отпуск.

Твердость стали после отпуска составляет 64…65 HRC. Структура стали после термообработки состоит из мартенсита отпуска и карбидов.

При термической обработке быстрорежущих сталей применяют обработку холодом. После закалки сталь охлаждают до температуры — 80 … — 100oС, после этого проводят однократный отпуск при температуре 560oС для снятия напряжений.

Иногда для повышения износостойкости быстрорежущих сталей применяют низкотемпературное цианирование.

Основными видами рехущих инструментов из быстрорежущей стали являются резцы, сверла, долбяки, протяжки, метчики машинные, ножи для резки бумаги. Часто из быстрорежущей стали изготавливают только рабочую часть инструмента.

Стали для измерительных инструментов

Основными требованиями, предъявляемыми к сталям, из которых изготавливаются измерительные инструменты, являются высокая твердость и износоустойчивость, стабильность в размерах в течение длительного времени. Последнее требование обеспечивается минимальным температурным коэффициентом линейного расширения и сведением к минимуму структурных превращений во времени.

Для изготовления измерительных инструментов применяются:

* высокоуглеродистые инструментальные стали, легированные и углеродистые (стали У12, Х, Х9, ХГ), после закалки и стабилизирующего низкотемпературного (120…170 oС ) отпуска в течение 10…30 ч. До отпуска желательно провести обработку холодом. Получают твердость 62…67 HRC;
* малоуглеродистые стали (сталь 15, 20) после цементации изакалки с низким отпуском;
* нитралои (сталь 38ХМЮА) после азотирования на высокую твердость

Штамповые стали

Инструмент, применяемый для обработки металлов давлением (штампы, пуансоны, матрицы) изготавливают из штамповых сталей.

Различают стали для штампов холодного и горячего деформирования.

Стали для штампов холодного деформирования.

Стали должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, прочностью, вязкостью (чтобы воспринимать ударные нагрузки), сопротивлением пластическим деформациям.

Для штампов небольших размеров (до 25 мм) используют углеродистые инструментальные стали У10, У11, У12 после закалки и низкого отпуска на твердость 57…59 HRC. Это позволяет получить хорошую износостойкость и ударную вязкость.

Для более крупных изделий применяют легированные стали Х, Х9, Х6ВФ. Для повышения износостойкости инструмента после термической обработки проводят цианирование или хромирование рабочих поверхностей.

Для уменьшения брака при закалке необходимо медленное охлаждение в области температур мартенситного превращения (например, закалка из воды в масло для углеродистых сталей, ступенчатая закалка для легированных сталей).

Если штамповый инструмент испытывает ударные нагрузки, то используют стали, обладающие большей вязкостью (стали 4ХС4, 5ХНМ). Это достигается снижением содержания углерода, введением легирующих элементов и соответствующей термической обработкой. После закалки проводят высокий отпуск при температуре 480…580oС, что обеспечивает твердость 38…45 HRC.

Стали для штампов горячего деформирования

Дополнительно к общим требованиям, от сталей этой группы требуется устойчивость против образования трещин при многократном нагреве и охлаждении, окалиностойкость, высокая теплопроводность для отвода теплоты от рабочих поверхностей штампа, высокая прокаливаемость для обеспечения высокой прочности по всему сечению инструмента.

Для изготовления молотовых штампов применяют хромоникелевые среднеуглеродистые стали 5ХНМ, 5ХНВ, 4ХСМФ. Вольфрам и молибден добавляют для снижения склонности к отпускной хрупкости. После термической обработки, включающей закалку с температуры 760…820oС и отпуск при 460…540oС, сталь имеет структуру – сорбит или троостит и сорбит отпуска. Твердость 40…45 HRC.

Штампы горячего прессования работают в более тяжелых условиях. Для их изготовления применяются стали повышенной теплостойкости. Сталь 3Х2В8Ф сохраняет теплостойкость до 650oС, но наличие карбидов вольфрама снижает вязкость. Сталь 4Х5В2ФС имеет высокую вязкость. Повышенное содержание хрома и кремния значительно увеличивает окалиностойкость стали.

Твердые сплавы

В качестве материалов для инструментов используются *твердые сплавы,* которые состоят из твердых карбидов и связующей фазы. Они изготавливаются методами порошковой металлургии.

Характерной особенностью твердых сплавов является очень высокая твердость 87…92 HRC при достаточно высокой прочности. Твердость и прочность зависят от количества связующей фазы (кобальта) и величины зерен карбидов. Чем крупнее зерна карбидов, тем выше прочность. Твердые сплавы отличаются большой износостойкостью и теплостойкостью. Основными твердыми сплавами являются группы ВК (WC + Co), TK (WC + TiC + Co), TTK (WC + TiC + TaC + Co). Наиболее распространенными сплавами группы ВК являются сплавы марок ВК3, ВК6, ВК8, ВК20, где число показывает содержание кобальта в процентах, остальное – карбиды вольфрама WC. Сплавы группы ТК марок Т30К6, Т14К8 – первое число показывает содержание карбидов титана в процентах, второе – содержание кобальта в процентах. Сплаы этой группы лучше противостоят изнашиванию, обладают большей твердостью, тепло- и жаростойкостью, стойкостью к коррозии, но меньшей теплопроводностью и большей хрупкостью. Используются на средних и высоких скоростях резания.

Сплавы с малым количеством кобальта обладают повышенной твердостью и износостойкостью, но минимальной прочностью, Поэтому их используют для чистового точения (ВК3, Т30К4).

Сплавы с повышенным содержанием кобальтаиспользуют для чернового точения (ВК8, Т14К8).

Сплав ВК20 начинают использовать для армирования штампов, что повышает их износостойкость.

Износостойкость инструментов из твердых сплавов превышает износостойкость инструментов из быстрорежущих стале в 10…20 раз и сохраняется до температур 800…1000oС.

Алмаз как материал для изготовления инструментов

80 % добываемых природных алмазов и все синтетические алмазы используются в качестве инструментальных материалов.

Основное количество алмазов используется в виде алмазного порошка для изготовления алмазно-абразивного инструмента – шлифовальных кругов, притиров, хонов, надфилей и др., для обработки особо твердых металлов и горных пород. Большое значение имеют заточные круги для твердосплавного инструмента, это увеличивает производительность труда и срок службы инструмента. Повышение стойкости твердосплавного инструмента обеспечивается высокой чистотой (отсутствие зазубрин, мелких трещин) лезвия инструмента.

Алмазный инструмент изготовляется в виде алмазосодержащих кругов с бакелитовой или металлической связкой.

Также изготавливают алмазные резцы (для обработки корпусов часов), фильеры (для волочения проволоки из высокотвердых и драгоценных металлов) и др.

Коррозия электрохимическая и химическая.

Разрушение металла под воздействием окружающей среды называют *коррозией*.

Коррозия помимо уничтожения металла отрицательно влияет на эксплуатационные характеристики деталей, содействуя всем видам разрушения.

Коррозия в зависимости от характера окружающей среды может быть химической и электрохимической.

*Электрохимическая* коррозия имеет место в водных растворах, а так же в обыкновенной атмосфере, где имеется влага.

Сущность этой коррозии в том, что ионы металла на поверхности детали, имея малую связь с глубинными ионами, легко отрываются от металла молекулами воды.

Металл, потеряв часть положительно заряженных частиц, ионов, заряжается отрицательно за счет избыточного количества оставшихся электронов. Одновременно слой воды, прилегающий к металлу, за счет ионов металла приобретает положительный заряд. Разность зарядов на границе металл – вода обуславливает скачок потенциала, который в процессе коррозии изменяется, увеличиваясь от растворения металла, и уменьшаясь от осаждения ионов из раствора на металле.

Если количество ионов переходящих в раствор и осаждающихся на металле одинаково, то скорости растворения и осаждения металла равны и процесс коррозии (разрушения металла) не происходит. Этому соответствует равновесный потенциал .



За нулевой потенциал принимают равновесный потенциал водородного иона в водном растворе при концентрации положительных ионов водорода, равной 1 моль ионов ***+*** на 1 литр.



Стандартные потенциалы других элементов измерены по отношению к водородному потенциалу.



Металлы, стандартный потенциал которых отрицательный – корродируют в воде, в которой растворен кислород тем активнее, чем отрицательней значение электрохимического потенциала.

Уходящие ионы металла, взаимодействуя с ионами , образуют гидроксиды, нерастворимые в воде, которые называют *ржавчиной,* а процесс их образования – *ржавлением.*



Схема ржавления железа:

;



Гидроксид железа в присутствии кислорода, растворенного в воде, превращается в . Так как это нерастворимое соединение, то равновесный потенциал не может быть достигнут и коррозия будет продолжаться до полного разрушения.



В зависимости от структуры коррозия имеет разное проявление: при однородном металле – коррозия происходит равномерно по всей поверхности. При неоднородном металле – коррозия избирательная и называется точечной. Это явление наиболее опасно, так как приводит к быстрой порче всего изделия. Избирательная коррозия создает очаги концентрации напряжений, что содействует разрушению.

*Химическая коррозия* может происходить за счет взаимодействия металла с газовой средой при отсутствии влаги. Продуктом коррозии являются оксиды металла. Образуется пленка на поверхности металла толщиной в 1…2 периода кристаллической решетки. Этот слой изолирует металл от кислорода и препятствует дальнейшему окислению, защищает от электрохимической коррозии в воде. При создании коррозионно-стойких сплавов – сплав должен иметь повышенное значение электрохимического потенциала и быть по возможности однофазным.

Классификация коррозионно-стойких сталей и сплавов

Коррозионная стойкость может быть повышена, если содержание углерода свести до минимума, если ввести легирующий элемент, образующий с железом твердые растворы в таком количестве, при котором скачкообразно повысится электродный потенциал сплава.

Важнейшими коррозионно-стойкими техническими сплавами являются нержавеющие стали с повышенным содержанием хрома: хромистые и хромоникелевые. На рис. 20.1 показано влияние количества хрома в железохромистых сплавах на электрохимический потенциал сплава.



Рис 20.1. Влияние хрома на потенциал сплавов



Хромистые стали.

Содержание хрома должно быть не менее 13% (13…18%).

Коррозионная стойкость объясняется образованием на поверхности защитной пленки оксида .



Углерод в нержавеющих сталях является нежелательным, так как он обедняет раствор хромом, связывая его в карбиды, и способствует получению двухфазного состояния. Чем ниже содержание углерода, тем выше коррозионная стойкость нержавеющих сталей.

Различают *стали ферритного класса* 08Х13, 12Х17, 08Х25Т, 15Х28. Стали с повышенным содержанием хрома не имеют фазовых превращений в твердом состоянии и поэтому не могут быть подвергнуты закалке. Значительным недостатком ферритных хромистых сталей является повышенная хрупкость из-за крупнокристаллической структуры. Эти стали склонны к межкристаллитной коррозии (по границам зерен) из-за обеднения хромом границ зерен. Для избежания этого вводят небольшое количество титана. Межкристаллитная коррозия обусловлена тем, что часть хрома около границ зерна взаимодействует с углеродом и образует карбиды. Концентрация хрома в твердом растворе у границ становится меньше 13% и сталь приобретает отрицательный потенциал.

Из-за склонности к росту зерна ферритные стали требуют строгих режимов сварки и интенсивного охлаждения зоны сварного шва. Недостатком является и склонность к охрупчиванию при нагреве в интервале температур 450…500oС

Из ферритных сталей изготавливают оборудование азотно-кислотных заводов (емкости, трубы).

Для повышения механических свойств ферритных хромистых сталей в них добавляют 2…3 % никеля. Стали 10Х13Н3, 12Х17Н2 используются для изготовления тяжелонагруженных деталей, работающих в агрессивных средах.

После закалки от температуры 1000oC и отпуска при 700…750oС предел текучести сталей составляет 1000 МПа.

Термическую обработку для ферритных сталей проводят для получения структуры более однородного твердого раствора, что увеличивает коррозионную стойкость.

*Стали мартенситного класса* 20Х13, 30Х13, 40Х13. После закалки и отпуска при 180…250oС стали 30Х13, 40Х13 имеют твердость 50…60 HRC и используются для изготовления режущего инструмента (хирургического), пружин для работы при температуре 400…450o, предметов домашнего обихода.

*Стали аустенитного класса* – высоколегированные хромоникелевые стали.

Никель – аустенитообразующий элемент, сильно понижающий критические точки превращения. После охлаждения на воздухе до комнатной температуры имеет структуру аустенита.



Нержавеющие стали аустенитного класса 04Х18Н10, 12Х18Н9Т имеют более высокую коррозионную стойкость, лучшие технологические свойства по сравнению с хромистыми нержавеющими сталями, лучше свариваются. Они сохраняют прочность до более высоких температур, менее склонны к росту зерна при нагреве и не теряют пластичности при низких температурах.

Хромоникелевые стали коррозионностойки в окислительных средах. Основным элементом является хром, никель только повышает коррозионную стойкость.

Для большей гомогенности хромоникелевые стали подвергают закалке с температуры 1050…1100oCв воде. При нагреве происходит растворение карбидов хрома в аустените. Выделение их из аустенита при закалке исключено, так как скорость охлаждения велика. Получают предел прочности = 500…600 МПа, и высокие характеристики пластичности, относительное удлинение = 35…45%.



Упрочняют аустенитные стали холодной пластической деформацией, что вызывает эффект наклепа. Предел текучести при этом может достигнуть значений 1000…1200 МПа, а предел прочности – 1200…1400 МПа.

Для уменьшения дефицитного никеля часть его заменяют марганцем (сталь 40Х14Г14Н3Т) или азотом (сталь 10Х20Н4АГ11).

*Аустенитно-ферритные стали* 12Х21Н5Т, 08Х22Н6Т являются заменителями хромоникелевых сталей с целью экономии никеля.

Свойства сталей зависят от соотношения ферритной и аустенитной фаз (оптимальные свойства получают при соотношении – Ф:А=1:1 ). Термическая обработка сталей включает закалку от температуры 1100…1150oC и отпуск-старение при температуре 500…750oC.

Аустенитно-ферритные стали не подвержены коррозионному растрескиванию под напряжением: трещины могут возникать только на аустенитных участках, но ферритные участки задерживают их развитие. При комнатных температурах аустенитно-ферритные стали имеют твердость и прочность выше, а пластичность и ударную вязкость ниже, чем стали аустенитного класса.

Кроме нержавеющих сталей в промышленности применяют коррозионно-стойкие сплавы – это *сплавы* *на никелевой основе.* Сплавы типа *хастеллой* содержат до 80 % никеля, другим элементом является молибден в количестве до 15…30 %. Сплавы являются коррозионно-стойкими в особо агрессивных средах (кипящая фосфорная или соляная кислота), обладают высокими механическими свойствами. После термической обработки – закалки и старения при температуре 800oС – сплавы имеют предел прочности МПа, и твердость . Недостатком является склонность к межкристаллической коррозии, поэтому содержание углерода в этих сплавах должно быть минимальным.



Жаростойкость, жаростойкие стали и сплавы.

*Жаростойкость (окалиностойкость)* – это способность металлов и сплавов сопротивляться газовой коррозии при высоких температурах в течение длительного времени.

Если изделие работает в окислительной газовой среде при температуре 500..550oC без больших нагрузок, то достаточно, чтобы они были только жаростойкими (например, детали нагревательных печей).

Сплавы на основе железа при температурах выше 570oC интенсивно окисляются, так как образующаяся в этих условиях на поверхности металла оксид железа (вюстит) с простой решеткой, имеющей дефицит атомов кислорода (твердый раствор вычитания), не препятствует диффузии кислорода и металла. Происходит интенсивное образование хрупкой окалины.

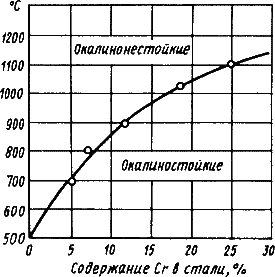


Рис. 20.2. Влияние хрома на жаростойкость хромистой стали

Для повышения жаростойкости в состав стали вводят элементы, которые образуют с кислородом оксиды с плотным строением кристаллической решетки (хром, кремний, алюминий).

Степень легированости стали, для предотвращения окисления, зависит от температуры. Влияние хрома на жаростойкость хромистой стали показано на рис.20.2.

Чем выше содержание хрома, тем более окалиностойки стали (например, сталь 15Х25Т является окалиностойкой до температуры 1100…1150oC).

Высокой жаростойкостью обладают сильхромы, сплавы на основе никеля – нихромы, стали 08Х17Т, 36Х18Н25С2, 15Х6СЮ.

Жаропрочность, жаропрочные стали и сплавы

*Жаропрочность* – это способность металла сопротивляться пластической деформации и разрушению при высоких температурах.

Жаропрочные материалы используются для изготовления деталей, работающих при высоких температурах, когда имеет место явление ползучести.

Критериями оценки жаропрочности являются кратковременная и длительная прочности, ползучесть.

*Кратковременная прочность* определяется с помощью испытаний на растяжение разрывных образцов. Образцы помещают в печь и испытывают при заданной температуре. Обозначают кратковременную прочность =, например *300oС=* 300МПа.



Прочность зависит от продолжительности испытаний.

*Пределом длительной прочности* называется максимальное напряжение , которое вызывает разрушение образца при заданной температуре за определенное время.



Например *= 200 МПа,* верхний индекс означает температуру испытаний, а нижний – заданную продолжительность испытания в часах. Для котельных установок требуется невысокое значение прочности, но в течение нескольких лет.



*Ползучесть –* свойство металла медленно пластически деформироваться под действием постоянной нагрузки при постоянной температуре.

При испытаниях образцы помещают в печь с заданной температурой и прикладывают постоянную нагрузку. Измеряют деформацию индикаторами.

При обычной температуре и напряжениях выше предела упругости ползучесть не наблюдается, а при температуре выше 0,6Тпл, когда протекают процессы разупрочнения, и при напряжениях выше предела упругости наблюдается ползучесть.



В зависимости от температуры скорость деформации при постоянной нагрузке выражается кривой состоящей из трех участков (рис. 20.3):

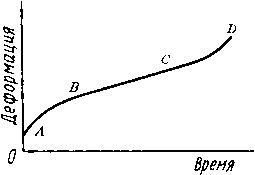


Рис. 20.3. Кривая ползучести

1. ОА – упругая деформация образца в момент приложения нагрузки;
2. АВ – участок, соответствующий начальной скорости ползучести;
3. ВС – участок установившейся скорости ползучести, когда удлинение имеет постоянную скорость.

Если напряжения достаточно велики, то протекает третья стадия (участок СД), связанная с началом разрушения образца (образование шейки).

Для углеродистых сталей ползучесть наблюдается при нагреве выше 400oС.

*Предел ползучести* – напряжение, которое за определенное время при заданной температуре вызывает заданное суммарное удлинение или заданную скорость деформации .



НапримерМПа, где верхний индекс – температура испытания вoС, первый нижний индекс – заданное суммарное удлинение в процентах, второй – заданная продолжительность испытания в часах.



Классификация жаропрочных сталей и сплавов

В качестве современных жаропрочных материалов можно отметить *перлитные,* *мартенситные и аустенитные* жаропрочные стали, *никелевые и кобальтоавые* *жаропрочные* сплавы, *тугоплавкие* металлы.

При температурах до 300oC обычные конструкционные стали имеют высокую прочность, нет необходимости использовать высоколегированные стали.

Для работы в интервале температур 350…500oC применяют легированные стали перлитного, ферритного и мартенситного классов.

*Перлитные жаропрочные стали*. К этой группе относятся котельные стали и сильхромы. Эти стали применяются для изготовления деталей котельных агрегатов, паровых турбин, двигателей внутреннего сгорания. Стали содержат относительно мало углерода. Легирование сталей хромом, молибденом и ванадием производится для повышения температуры рекристаллизации (марки 12Х1МФ, 20Х3МФ). Используются в закаленном и высокоотпущенном состоянии. Иногда закалку заменяют нормализацией. В результате этого образуются пластинчатые продукты превращения аустенита, которые обеспечивают более высокую жаропрочность. Предел ползучести этих сталей должен обеспечить остаточную деформацию в пределах 1 % за время 10000…100000 ч работы.

Перлитные стали обладают удовлетворительной свариваемостью, поэтому используются для сварных конструкций (например, трубы пароперегревателей).

Для деталей газовых турбин применяют сложнолегированные *стали мартенситного* *класса* 12Х2МФСР, 12Х2МФБ, 15Х12ВНМФ. Увеличение содержания хрома повышает жаростойкость сталей. Хром, вольфрам, молибден и ванадий повышают температуру рекристаллизации, образуются карбиды, повышающие прочность после термической обработки. Термическая обработка состоит из закалки от температур выше 1000oС в масле или на воздухе и высокого отпуска при температурах выше температуры эксплуатации.

Для изготовления жаропрочных деталей, не требующих сварки (клапаны двигателей внутреннего сгорания), применяются хромокремнистые стали – *сильхромы:* 40Х10С2М, 40Х9С2, Х6С.

Жаролрочные свойства растут с увеличением степени легированности. Сильхромы подвергаются закалке от температуры около 1000oС и отпуску при температуре 720…780oС.

При рабочих температурах 500…700oC применяются стали *аустенитного класса.* Из этих сталей изготавливают клапаны двигателей, лопатки газовых турбин,сопловые аппараты реактивных двигателей и т.д.

Основными жаропрочными аустенитными сталями являются хромоникелевые стали, дополнительно легированные вольфрамом, молибденом, ванадием и другими элементами. Стали содержат 15…20 % хрома и 10…20 % никеля. Обладают жаропрочностью и жаростойкостью, пластичны, хорошо свариваются, но затруднена обработка резанием и давлением, охрупчиваются в интервале температур около 600oС, из-за выделения по границам различных фаз.

По структуре стали подразделяются на две группы:

1. Аустенитные стали *с гомогенной структурой* 17Х18Н9, 09Х14Н19В2БР1,12Х18Н12Т. Содержание углерода в этих сталях минимальное. Для создания большей однородности аустенита стали подвергаются закалке с 1050…1100oС в воде, затем для стабилизации структуры – отпуску при 750oС.

2. Аустенитные стали *с гетерогенной структурой* 37Х12Н8Г8МФБ, 10Х11Н20Т3Р.

Термическая обработка сталей включает закалку с 1050…1100oС. После закалки старение при температуре выше эксплуатационной (600…750oС). В процессе выдержки при этих температурах в дисперсном виде выделяются карбиды, карбонитриды, вследствие чего прочность стали повышается.

Детали, работающие при температурах 700…900oC, изготавливают из сплавов на основе *никеля и кобальта* (например, турбины реактивных двигателей).

Никелевые сплавы преимущественно применяют в деформированном виде. Они содержат более 55 % никеля и минимальное количество углерода (0,06…0,12 %). По жаропрочным свойствам превосходят лучшие жаропрочные стали.

По структуре никелевые сплавы разделяют на *гомогенные (нихромы)* и *гетерогенные* *(нимоники).*

*Нихромы.* Основой этих сплавов является никель, а основным легирующим элементом – хром (ХН60Ю, ХН78Т).

Нихромы не обладают высокой жаропрочностью, но они очень жаростойки. Их применяют для малонагруженных деталей, работающих в окислительных средах, в том числе и для нагревательных элементов.

*Нимоники* являются четвертными сплавами никель – хром (около 20 %) – титан (около 2%) – алюминий (около 1 %) (ХН77ТЮ, ХН70МВТЮБ, ХН55ВМТФКЮ). Используются только в термически обработанном состоянии. Термическая обработка состоит из закалки с 1050…1150oС на воздухе и отпуска – старения при 600…800oС.

Увеличение жаропрочности сложнолегированных никелевых сплавов достигается упрочнением твердого раствора введением кобальта, молибдена, вольфрама.

Основными материалами, которые могут работать при температурах выше 900oC (до 2500oС), являются *сплавы на основе тугоплавких металлов* – вольфрама, молибдена, ниобия и других.

Температуры плавления основных тугоплавких металлов: вольфрам – 3400oС, тантал – 3000oС, молибден – 2640oС, ниобий – 2415oС, хром – 1900oС.

Высокая жаропрочность таких металлов обусловлена большими силами межатомных связей в кристаллической решетке и высокими температурами рекристаллизации.

Наиболее часто применяют сплавы на основе молибдена. В качестве легирующих добавок в сплавы вводят титан, цирконий, ниобий. С целью защиты от окисления проводят силицирование, на поверхности сплавов образуется слой MoSi2 толщиной 0,03…0,04 мм. При температуре 1700oС силицированные детали могут работать 30 часов.

Вольфрам – наиболее тугоплавкий металл. Его используют в качестве легирующего элемента в сталях и сплавах различного назначения, в электротехнике и электронике (нити накала, нагреватели в вакуумных приборах).

В качестве легирующих элементов к вольфраму добавляют молибден, рений, тантал. Сплавы вольфрама с рением сохраняют пластичность до –196oС и имеют предел прочности 150 МПа при температуре 1800oС.

Для сплавов на основе вольфрама характерна низкая жаростойкость, пленки образующихся оксидов превышают объем металла более, чем в три раза, поэтому они растрескиваются и отслаиваются Изготавливают изделия, работающие в вакууме).