

Министерство образования и науки Российской Федерации
Ивановский государственный химико-технологический университет

К.Е. Румянцева

ТЕРМИЧЕСКАЯ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ
ОБРАБОТКА

Учебное пособие

Иваново 2015

УДК 669-131.4(07)

ББК 34.3 я7

Р 865

Румянцева, К.Е. Термическая и химико-термическая обработка: учеб. пособие / К.Е. Румянцева; Иван. гос. хим. – технол. ун-т. – Иваново, 2015. – 103 с.

В учебном пособии дано понятие о природе прочности и влиянии термической обработки на строение и свойства сплавов. Рассмотрено влияние различных факторов на условия нагрева и охлаждения при термической обработке. Описаны наиболее применяемые процессы химико-термической обработки стали и сплавов.

Предназначено для студентов, обучающихся по направлению 261400 - Технология художественной обработки материалов. Издание полезно также для студентов направления 240100 – Химическая технология.

Табл. 7. Ил. 41. Библиогр.: 6 назв.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Ивановского государственного химико - технологического университета

Рецензенты: кафедра «Химия и охрана окружающей среды» Ивановского государственного архитектурно-строительного университета; кандидат технических наук О.И. Невский (Ивановский государственный химико-технологический университет)

© Румянцева К.Е., 2015

© Ивановский государственный

химико-технологический университет, 2015

ОГЛАВЛЕНИЕ

Общие положения и определения	4
Прочность металлов и пути ее повышения	6
Строение и свойства стали	15
Структурные превращения при закалке	23
Скорость охлаждения при закалке	27
Закаливаемость и прокаливаемость	32
Причины возникновения внутренних напряжений при закалке	36
Причины деформации деталей при закалке	40
Выбор температуры закалки	43
Выбор рационального режима нагрева	46
Охлаждение при закалке	56
Изменение структуры и свойств при отпуске закаленной стали	63
Отжиг и нормализация	68
Термическая обработка цветных и драгоценных металлов и сплавов	76
Химико-термическая обработка. Общие закономерности	88
Диффузионное насыщение сплавов углеродом и азотом	92
Диффузионное насыщение сплавов металлами и неметаллами	99
Список литературы	102

ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ

Основные предпосылки для получения необходимого комплекса механических и других свойств сплавов закладываются при их разработке и выплавке. Реализация же требуемых свойств осуществляется на последующих этапах обработки. Они преследуют цель придать сплаву не только предусмотренные чертежом форму и размеры, но и рациональное внутреннее строение, а именно структурно-фазовый состав и дислокационную структуру, от которых непосредственно и зависит комплекс требуемых свойств.

Важнейшими этапами обработки сплавов являются термическая обработка и поверхностное упрочнение. Причем термической обработкой обеспечивается заданный уровень свойств во всем объеме детали, тогда как поверхностным упрочнением – только в определенных сильно изнашиваемых или наиболее нагруженных местах на поверхности детали.

Термическая обработка – комплекс операций нагрева и охлаждения металлов и сплавов, осуществляемых с целью изменения их строения и получения заданных свойств без изменения химического состава в определенном режиме. Процесс термической обработки сплава базируется либо на наличии в нем аллотропических превращений, происходящих при нагреве и охлаждении в области определенных критических температур, либо на переменной растворимости компонентов сплава друг в друге при различных температурах. Заключается в нагреве до определенной температуры, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении с заданной скоростью (рис. 1).

Основными факторами, влияющими на процесс термической обработки, являются:

- температура нагрева;
- скорость нагрева до заданной температуры;
- выдержка – время воздействия на обрабатываемый металл соответствующих температур;

- скорость последующего охлаждения.

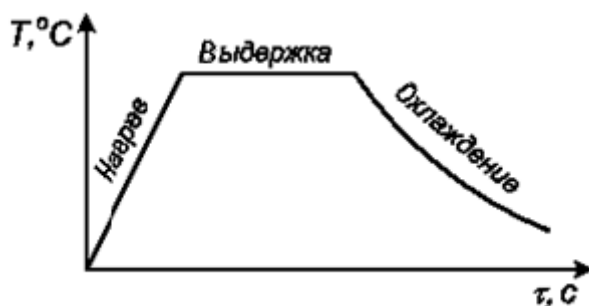


Рис. 1. Операции термической обработки

Конкретные величины, характеризующие каждый из элементов режима термообработки, зависят от химического состава обрабатываемого сплава, размера детали и целевого назначения выполняемого вида термообработки. Варьируя эти величины, можно существенно изменять фазовую и дислокационную структуры сплава, а значит, придавать ему заданные свойства.

От температуры нагрева зависит характер происходящих в сплаве превращений и сама возможность получения после термообработки требуемой структуры. Она выбирается в зависимости от химического состава сплава и цели производимой термообработки.

Скорость нагрева выбирается таким образом, чтобы обеспечить минимальные потери времени на нагрев, и в то же время ее величина должна исключить возникновение в обрабатываемой детали опасных термических напряжений, способных привести к короблению и растрескиванию детали, что наблюдается при слишком быстром нагреве.

Скорость нагрева зависит от теплопроводности обрабатываемого сплава, которая, в свою очередь, определяется его химическим составом. С усложнением состава теплопроводность ухудшается. Поэтому нагрев неблагоприятных по составу сплавов до определенных температур осуществляется очень медленно, затем ускоренно.

Время выдержки детали до достижения заданной температуры должно быть достаточным для ее прогрева от поверхности до сердцевины в наибольшем сечении, а также для полного завершения в сплаве тех, имеющих диффузионный характер, структурно-фазовых превращений, которые должны происходить в нем при заданной температуре.

Скорость охлаждения при термообработке является очень важным элементом режима, от которого зависят особенности приобретаемой сплавом фазовой и дислокационной структуры. Она должна быть достаточной для протекания в сплаве необходимых превращений, но не слишком большой во избежание опасных термических и фазовых напряжений, способных вызвать растрескивание или деформацию детали.

ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И ПУТИ ЕЕ ПОВЫШЕНИЯ

Сравнивая два металла по прочности, можно предположить, что прочнее будет тот, который выдерживает более высокую нагрузку. Если испытывать на растяжение два образца из одного и того же сплава, но разных диаметров, то, очевидно, более высокую нагрузку выдержит образец, имеющий больший диаметр. Но если нагрузку, которую выдержал образец до разрушения, разделить на площадь его поперечного сечения, то результат для обоих образцов будет одинаковый. Величина, получающаяся от деления нагрузки на площадь поперечного сечения образца, называется **напряжением**. Поскольку нагрузка измеряется в килограммах, а площадь поперечного сечения — в квадратных миллиметрах (или в квадратных сантиметрах), то напряжение, получающееся от деления нагрузки на площадь, измеряется в кгс*/мм² (кгс/см²). Следовательно, сравнивать два различных металла надо не по нагрузке, которую они выдерживают при испытаниях, а по напряжению.

**Нагрузка в килограммах обозначается буквами «кгс» в отличие от массы, которая обозначается буквами «кг»*

Величина напряжений, которые может выдержать данное изделие без деформации и разрушения, зависит от механических свойств того материала, из которого оно изготовлено. Стандартным способом определения механических характеристик (ГОСТ 1497-73) является испытание на растяжение цилиндрических образцов. Кривая растяжения, т. е. зависимость длины образца от приложенной силы, показана на рис. 2. До величины $P_{упр}$ образец деформируется упруго и после снятия нагрузки возвращается к исходной длине.

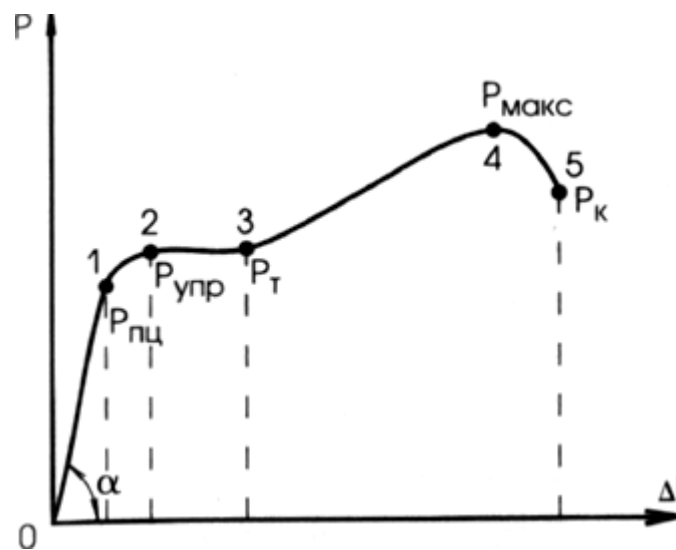


Рис. 2. Диаграмма растяжения металла:
 P - величина приложенной силы; l - длина образца

Нагрузка больше $P_{упр}$ вызывает необратимое изменение длины — происходит пластическая деформация. При достижении предела текучести — напряжения, которое вызывает в образце пластическую деформацию в 0,1%, деформация развивается без увеличения нагрузки. Однако для развития последующей пластической деформации необходим рост внешней нагрузки. После достижения $P_{макс}$ нагрузка на образец уменьшается, так как уменьшается площадь поперечного сечения образца. Образуется «шейка». В то же время напряжение (отношение силы, приложенной к образцу, к площади поперечного сечения) продолжает расти. Можно отметить несколько стадий деформации материала под действием внешнего

напряжения: упругая деформация (участок 0-1), текучесть /1-2/ (участок 2-3), упрочнение (участок 3-4) и разрушение /5/.

Таким образом, *основные характеристики прочности* материала — предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел упругости $\sigma_{упр}$, предел прочности σ_B .

Предел текучести (условный предел текучести) — напряжение, вызывающее в материале остаточную деформацию 0,2%.

Предел упругости — максимальное напряжение, при снятии которого величина остаточной деформации не превышает тысячных долей процента.

Предел прочности — временное сопротивление разрыву — максимальное напряжение, выдерживаемое образцом до разрушения.

При выборе материала для изготовления изделий эти характеристики играют немаловажную роль. Высокий предел упругости и текучести обеспечивает неизменность формы и размера изделия при воздействии на нее различных нагрузок. Высокий предел прочности сохраняет само изделие как единое целое.

Одной из важных характеристик механических свойств материала является его твердость. **Твердость** — это способность материала сопротивляться пластической деформации при внедрении в него более твердого тела. Чем выше твердость материала, тем он лучше полируется до зеркально-гладкой поверхности, меньше царапается в процессе эксплуатации, сохраняя внешний вид неизменным. Высокая твердость обеспечивает обычно и высокую износостойкость.

Механизм пластической деформации

Чтобы ответить на вопрос, почему разные сплавы, особенно после различных видов термической обработки, имеют разную прочность, необходимо разобраться, в чем заключается природа прочности металлов. Одной из наиболее важных особенностей, отличающей металл от других материалов (пластмассы, дерева, бетона), является его **пластичность** или **ковкость**, т. е. способность под действием каких-либо сил изменять свою

форму без разрушения и сохранять затем приданную форму. На этом свойстве основана обработка металлов давлением (прокатка, ковка, штамповка). Идеальный пример пластичного материала — глина. Однако в отличие от нее металл обладает не только пластичностью, но и высокой **прочностью**, т.е. способностью сопротивляться необратимому изменению формы или разрушению. Под **деформацией** понимают изменение формы и размеров изделия или его частей в результате деформирования – изменения относительного расположения частиц в материале (растяжение, сжатие, изгиб, кручение, сдвиг). Существует *упругая* деформация, при которой металл под действием нагрузки изменяет свою форму, но после прекращения ее действия полностью восстанавливает первоначальную форму. Это можно наблюдать на примере работы пружины. Деформация, остающаяся и после прекращения действия сил, называется *пластической* или *остаточной*. Последняя стадия деформации – разрушение изделия.

Во всех случаях при эксплуатации изделий пластическая деформация недопустима. Например, при работе шестерни по каким-то причинам изогнулся (пластически деформировался) один зуб. Очевидно, при дальнейшем вращении шестерни этот зуб не сможет войти в зацепление, что нарушит нормальную работу или может стать причиной аварии. Следовательно, металл тем прочнее, чем больше его сопротивление пластической деформации. Для того чтобы знать, каким путем можно повысить сопротивление такой деформации и таким образом увеличить прочность металла, необходимо выяснить, как же осуществляется пластическая деформация.

Металл имеет кристаллическое строение, т.е. состоит из большого количества плотно прилегающих друг к другу отдельных кристаллов (зерен). В каждом кристалле атомы располагаются в определенном порядке, образуя атомную решетку. Атомы, расположенные в одной плоскости, образуют так называемую кристаллографическую плоскость. Пластическая деформация происходит путем сдвига внутри кристалла по определенным

кристаллографическим плоскостям, которые называются плоскостями скольжения.

Пластическая деформация металла происходит в результате пластической деформации отдельных кристаллов. В кристалле же деформация осуществляется путем сдвига (скольжения) по кристаллографическим плоскостям. Такой сдвиг, однако, происходит не сразу по всей плоскости, как, например, это можно наблюдать при сдвиге стопы монет. Вначале (рис. 3) плоскость 2 сдвигается в промежуточное положение, а плоскость 1 становится на ее место. Далее в промежуточное положение сдвигается плоскость 3, а плоскость 2 становится на ее место и т. д. Плоскость, находящуюся в промежуточном (нерегулярном) положении, называют *дислокацией*. Таким образом, пластическая деформация в кристалле осуществляется путем движения дислокации. Когда дислокация, двигаясь, выходит на край кристалла, в нем происходит сдвиг на одно межатомное расстояние. Одновременно друг за другом могут двигаться не одна, а сотни и тысячи дислокаций, и благодаря этому происходит сдвиг на конечные расстояния. Отсюда можно сделать важный вывод: все то, что затрудняет движение дислокаций, препятствуя их перемещению, способствует повышению сопротивления пластической деформации, т. е. увеличивает прочность металла.

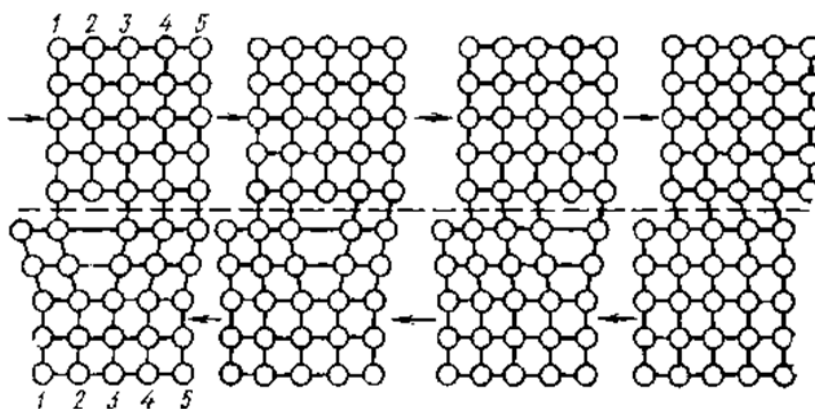


Рис. 3. Сдвиг в кристалле путем движения дислокаций

Сдвиг в кристалле начинается при достижении внешнего напряжения величины предела текучести. Так как зерна в образце ориентированы относительно внешнего напряжения различно, то пластическая деформация развивается в металле неоднородно. В первую очередь деформируются те зерна, которые ориентированы таким образом, чтобы напряжение в их плоскости скольжения достигло величины напряжения сдвига. Форма зерна в результате многочисленных сдвигов изменяется. При этом, так как зерна взаимно связаны, происходит поворот соседних зерен, их ориентировка относительно внешнего напряжения изменяется, и пластическая деформация начинается в тех зернах, в которых она не наблюдалась. Постепенно все зерна металла деформируются, их форма изменяется, зерна вытягиваются в направлении приложенного напряжения. В кристаллической структуре металла возникают дефекты.

В результате пластической деформации изменяются механические свойства металла: прочность и твердость увеличиваются, пластичность и ударная вязкость металла уменьшаются. Это явление называется *наклеп*. При поверхностном наклепе изменяется остаточное напряженное состояние в материале и повышается его усталостная прочность. Наклеп возникает при обработке металлов давлением (прокатка, волочение, ковка, штамповка), резанием, при обкатке роликами, при специальной обработке дробью.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации (наклеп) объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Увеличение плотности дефектов кристаллического строения затрудняет движение отдельных новых дислокаций, а следовательно, повышает сопротивление деформации и уменьшает пластичность. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом между ними взаимодействие тормозит дальнейшее их перемещение.

Упрочнение металла при пластической деформации и уменьшение его пластичности ограничивает возможность деформации. Так, при волочении

проволоки с уменьшением сечения при следующих проходах через фильеру возникают обрывы.

На рис. 4 показана зависимость прочности и пластичности латуни Л68 от степени пластической деформации. В качестве характеристики пластичности выбрано относительное удлинение 5%, т. е. отношение прироста длины разрушенного образца к его первоначальной длине в процентах. Степень пластической деформации оценивается по отношению:

$$\text{с.п.д.} = (d_0 - d_d)^2 / d_0^2,$$

где с.п.д. - степень пластической деформации;

d_0 - диаметр проволоки до волочения;

d_d - диаметр проволоки после волочения.

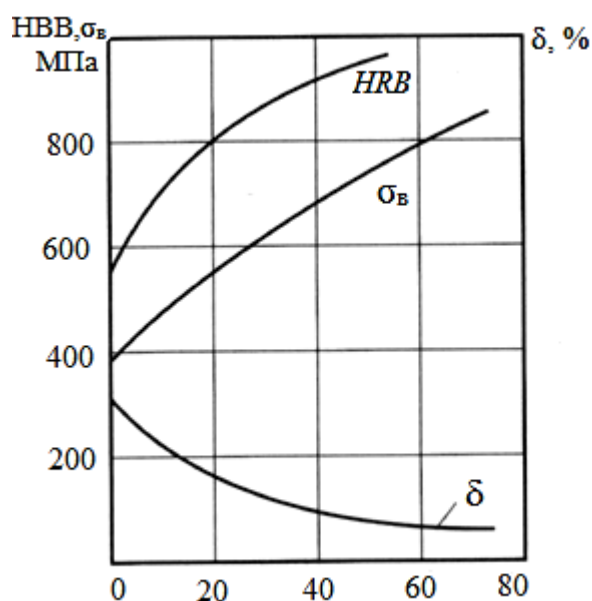


Рис. 4. Влияние степени холодной пластической деформации на твердость (*HRB*), прочность (σ_v) и пластичность (δ , %) латуни Л68

Упрочнение, вызванное предварительной пластической деформацией, можно снять нагревом деформированного металла.

В процессе пластической деформации металл запасает энергию, и поэтому состояние его является неустойчивым. Однако при низких температурах диффузия в металле не происходит, т. к. подвижность атомов в твердом теле мала. При нагреве металла подвижность атомов увеличивается,

и, начиная с определенной температуры, возникает самопроизвольное зарождение новых, недеформированных зерен и их рост. Этот процесс называется *рекристаллизацией* обработки или первичной рекристаллизацией. Температуру, при которой начинается этот процесс, называют температурой начала рекристаллизации $T_{НР}$. С повышением температуры выше температуры начала рекристаллизации образование и рост новых зерен продолжают вплоть до температуры конца рекристаллизации $T_{КР}$. Температура начала рекристаллизации зависит от множества факторов. В первую очередь, она связана с природой самого металла, для чистых металлов ее можно приближенно оценить по температуре его плавления:

$$T_{НР} = 0,3 T_{ПЛ},$$

где $T_{ПЛ}$ - температура плавления металла,

$T_{НР}$ - температура начала рекристаллизации.

Коэффициент 0,3 приближенный и зависит от чистоты металла. Для особо чистых металлов он уменьшается до 0,25 — 0,15, для сплавов увеличивается до 0,6.

Температура начала рекристаллизации зависит также от степени пластической деформации и уменьшается с увеличением степени пластической деформации.

Образование новых недеформированных зерен и снижение внутренней энергии металла за счет уменьшения концентрации дефектов приводит к изменению механических свойств. На рис. 5 показана зависимость прочности и пластичности холоднодеформированного железа от температуры отжига. Пластичность и вязкость металлов и сплавов существенно зависит от размера зерна. В свою очередь, размер зерна зависит от температуры рекристаллизационного отжига и степени предварительной пластической деформации.

В процессе рекристаллизации обработки размер зерна обычно уменьшается по сравнению с исходным, так как происходит зарождение

новых мелких зерен, которые не успевают вырасти к моменту окончания процесса.

С повышением температуры выше температуры конца рекристаллизации зерно продолжает расти. Особенно интенсивно это происходит в чистых металлах. На размер зерна оказывает влияние также степень предварительной холодной пластической деформации. Чем выше степень деформации, тем меньше размер рекристаллизованного зерна.

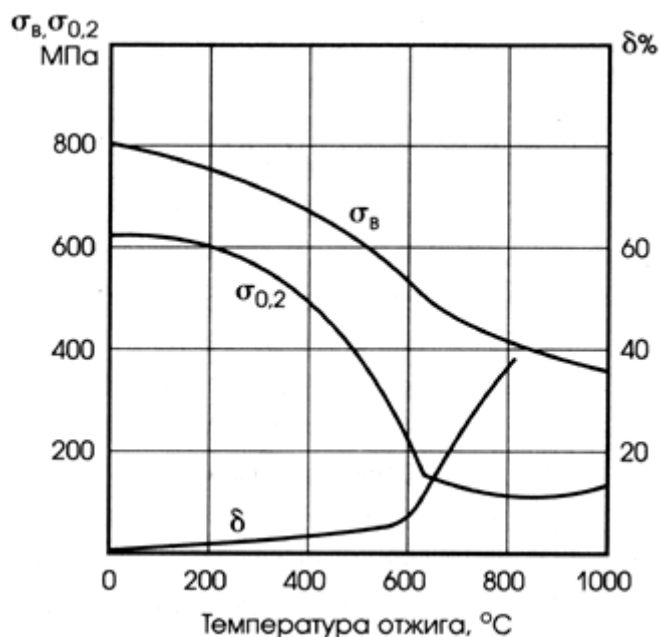


Рис. 5. Влияние температуры отжига на прочность и пластичность холоднодеформированного железа

Температура рекристаллизации обработки является физической границей между холодной и горячей пластической деформацией.

Пластическая деформация ниже этой температуры является холодной. При этом возникает упрочнение металла — наклеп. Пластическая деформация при температурах выше температуры рекристаллизации называется горячей. При горячей пластической деформации наклеп непрерывно снимается процессом рекристаллизации. После горячей пластической деформации упрочнения металла не наблюдается.

Выбор температуры рекристаллизационного отжига определяется составом сплава и степенью холодной пластической деформации. Обычно она назначается на 50-100°C выше температуры конца рекристаллизации.

Препятствовать движению дислокаций могут, прежде всего, любые искажения атомной решетки, обусловленные различными причинами, а также высокодисперсные твердые включения. Такие искажения можно создать искусственно, например, путем термической обработки. Это будет способствовать повышению прочности сплава. Для того чтобы более полностью уяснить себе этот вопрос, рассмотрим внутреннее строение (структуру) стали и влияние на нее термической обработки.

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА СТАЛИ

Сталь представляет собой сплав железа с углеродом. Графическое изображение состояния стали и ее структуры в зависимости от температуры и содержания в ней углерода называется *диаграммой состояния*. На диаграмме состояний железо – углерод стали занимают область до 2,14 % С (рис. 6).

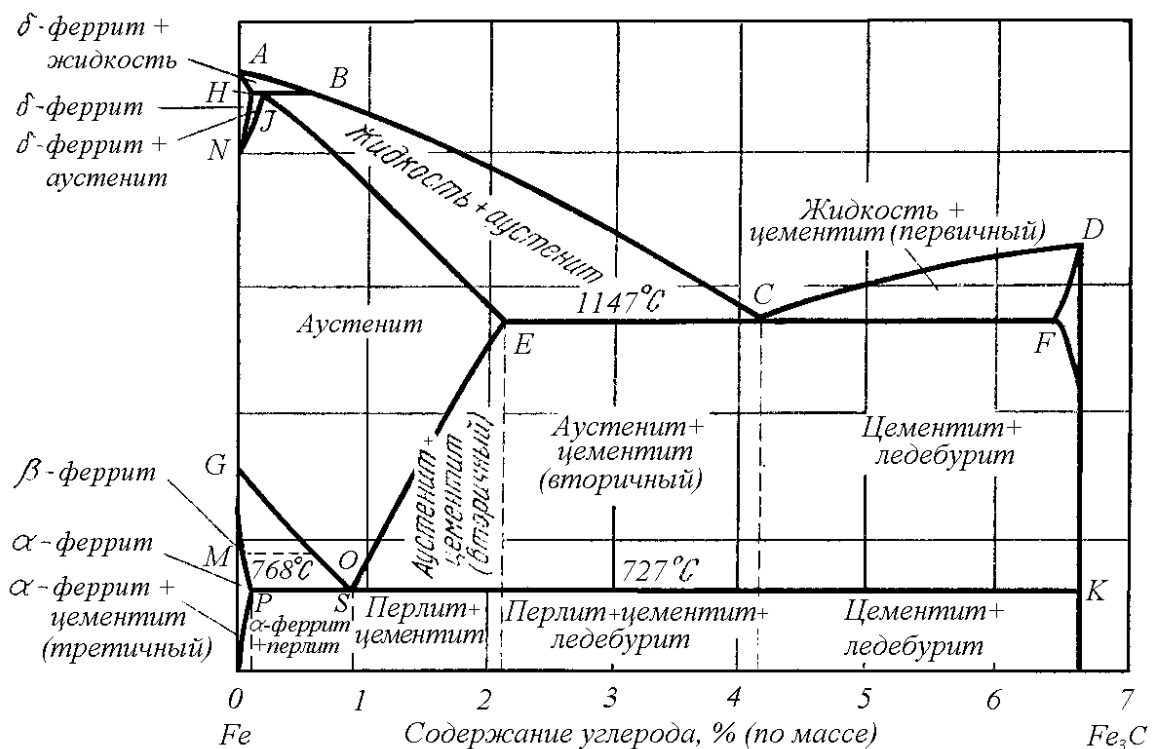


Рис. 6. Диаграмма фазового состояния железо - углерод

Основу стали составляет железо, а содержание углерода обычно не превышает 1,5%. Если нужно получить сталь с какими-либо специальными

свойствами (высокой прочностью, коррозионной стойкостью, жаропрочностью и т. п.), то в нее добавляют различные элементы: хром, никель, вольфрам и др. Элементы, вводимые в сталь, называются *легирующими*, а стали, имеющие специальные свойства, *легированными*. Суммарное содержание легирующих элементов обычно не превышает 30%, а часто бывает всего лишь 1-2%, во всех случаях основой стали остается железо. Поэтому рассмотрим структуру железа.

Железо, как и все металлы, имеет кристаллическое строение. В каждом кристалле атомы железа располагаются в закономерном порядке, на определенном расстоянии друг от друга, образуя атомную решетку. Для того чтобы изобразить такую решетку, достаточно нарисовать куб и расположить в нем девять атомов: восемь - на вершинах углов и один в центре (рис. 7,а). В самом деле, вся решетка представляет собой повторение такого кубика. Решетка такого типа, когда в центре каждого кубика располагается один атом, называется *объемно-центрированной*.

Если железо нагревать, то по достижении определенной температуры (911°C) произойдет перестройка атомов в более выгодное в энергетическом отношении положение, и образуется решетка, состоящая из кубиков с четырнадцатью атомами: восемью по вершинам углов и шестью — в центре каждой грани (рис. 7,б). Решетка такого типа называется *гранецентрированной*. Если в расплавленное железо добавить небольшое количество углерода, например 1%, то при затвердевании будут образовываться кристаллы железа с гранецентрированной атомной решеткой, внутри которой располагаются атомы углерода. Получится так называемый твердый раствор углерода в железе – *аустенит* (рис. 7,в). При повышенной температуре, когда железо имеет гранецентрированную решетку, в нее может внедриться до 2,14% С.

При снижении температуры до определенного предела атомная решетка железа перестраивается из гранецентрированной в *объемно-центрированную*. В такую решетку может внедриться всего лишь 0,025% С.

Образующийся при этом твердый раствор углерода в железе с объемно-центрированной решеткой называется *ферритом*. Где же находится остальной углерод, если к железу добавлен 1%? Остальная часть углерода образует с железом химическое соединение карбид железа Fe_3C , которое носит название *цементит*.

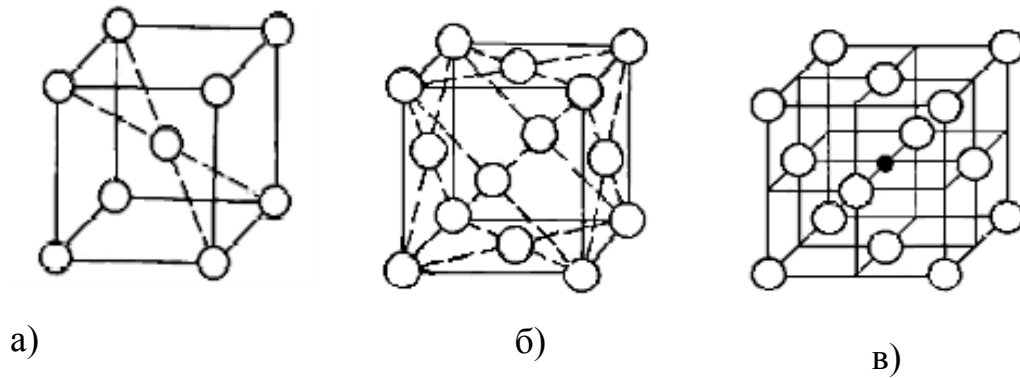


Рис. 7. Объемно-центрированная (а) и гранецентрированная (б) решетки; решетка аустенита (в)

При охлаждении расплавленной стали формирование ее структуры происходит в определенной последовательности. Рассмотрим, как можно воспользоваться частью диаграммы состояния (рис. 8) для определения структуры стали с заданным содержанием углерода при той или иной температуре.

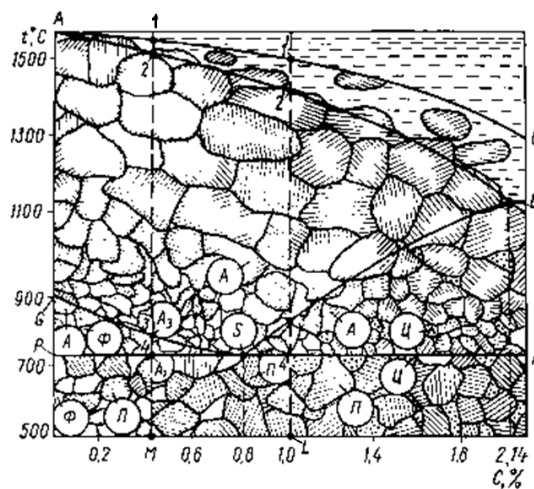


Рис. 8. Часть диаграммы состояния железо-углерод:
 А — аустенит; Ф — феррит; П — перлит; Ц — цементит

Возьмем, например, образец стали марки Ст45, в которой содержится 0,45% С. Нагреем его до расплавления, а затем будем постепенно охлаждать. Какие при этом будут происходить превращения в стали? Какую структуру и, следовательно, какие свойства будет иметь образец после охлаждения до комнатной температуры? На эти и многие другие вопросы, касающиеся термической обработки, позволяет ответить диаграмма состояния.

Найдем на нижней горизонтальной линии диаграммы, где отложено содержание углерода в процентах точку, соответствующую 0,45% С (точка *M*). По проведенной из нее вертикальной прямой можно на диаграмме проследить за всеми превращениями, происходящими в стали. При любой температуре выше линии *AC* сталь находится в расплавленном состоянии. При охлаждении ниже температуры точки *1* начнется ее затвердевание, и из жидкого расплава будут выделяться кристаллы аустенита. При температуре ниже точки *2* затвердевание полностью завершится, и сталь будет иметь структуру, состоящую только из аустенита. Затем, когда температура опустится ниже точки *3*, начнется перестройка кристаллической решетки железа из гранцентрированной в объемно-центрированную. Это значит, что появится феррит — твердый раствор углерода в железе с объемно-центрированной решеткой. Но в феррите, как мы уже теперь знаем, может содержаться лишь ничтожно малое количество углерода, и поэтому почти весь углерод сохраняется в оставшемся еще аустените.

Поскольку количество аустенита по мере снижения температуры непрерывно убывает, то, очевидно, процентное содержание углерода в оставшемся аустените должно повышаться. Диаграмма построена таким образом, что линия *GS* показывает, как изменяется содержание углерода в остающемся аустените. При температуре точки *4*, лежащей на линии *PSK*, содержание углерода в аустените будет соответствовать точке *S*, т. е. равно 0,8%. При снижении температуры ниже точки *4* (727°C) из аустенита будут одновременно выделяться кристаллики феррита и цементита, образуя

механическую смесь из двух видов кристалликов. Такая структура получила название *перлит*, так как после полировки и травления она по окраске шлифов напоминает перламутр. Таким образом, структура стали 45 после медленного охлаждения до комнатной температуры должна состоять из перлита и ранее выделившегося феррита. Подобную структуру будут иметь и другие стали, содержащие до 0,8% С (например, стали 10, 20, 50 и др.). Различие будет лишь в том, что в сталях с небольшим содержанием углерода мало перлита, но много феррита, а в сталях с высоким содержанием углерода, наоборот, мало феррита, но много перлита. На рис. 9 показан вид этих структур при большом увеличении.

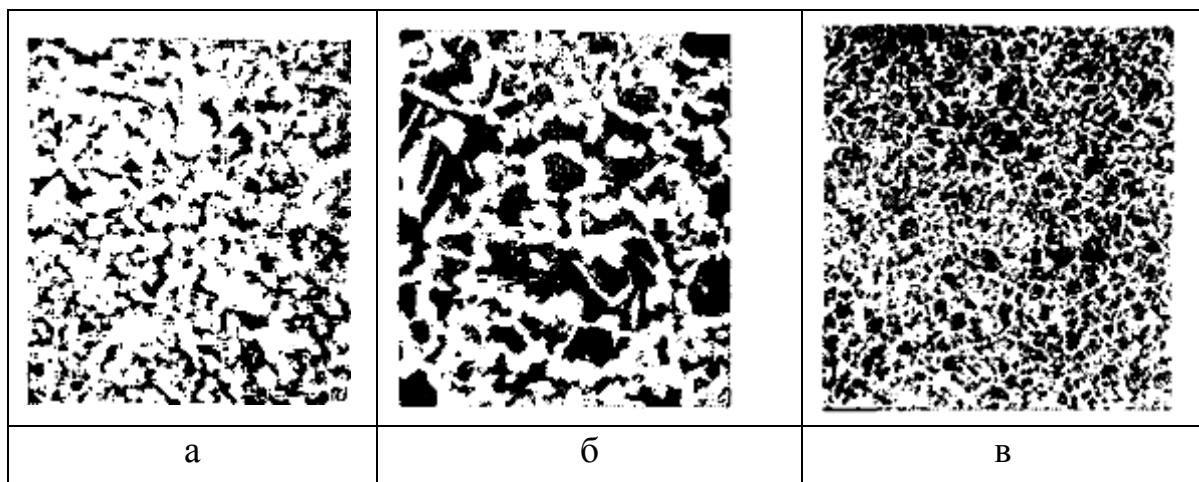


Рис. 9. Микроструктуры конструкционных углеродистых сталей (темные участки - перлит, светлые - феррит): а - сталь 20; б - сталь 35; в - сталь 50

Чтобы правильно оценить свойства таких сталей, нужно учесть, что феррит мягок и пластичен, а перлит тверд, но более хрупок. Эти свойства перлиту придает цементит, входящий в его состав. В самом деле, перлитную структуру можно представить в виде слоеного пирога, состоящего из кристалликов мягкого феррита с прослойками твердого цементита. Вид такой структуры показан на рис. 10. Пластины цементита придают перлиту высокую твердость и износостойкость.



Рис. 10. Микроструктура перлита ($\times 460$)

Таким образом, с повышением содержания углерода в стали увеличивается объем, занимаемый перлитом, и в результате повышается твердость и прочность. И наоборот, с понижением содержания углерода увеличивается доля феррита, и сталь становится мягкой и пластичной. В связи с этим детали, от которых не требуется высокой прочности (шайбы, гайки и т. п.), изготавливают из низкоуглеродистой стали, а детали, от которых требуется высокая прочность, твердость или износостойкость (валы, оси и др.) — из стали с более высоким содержанием углерода.

Мы рассмотрели структуры и свойства сталей, содержащих менее 0,8% С и применяемых для изготовления деталей разнообразных машин и конструкций. Такие стали называют конструкционными. Теперь рассмотрим стали, содержащие более 0,8% С. Их применяют для изготовления разнообразного инструмента и называют инструментальными.

Возьмем, например, образец из стали, в которой содержится 1% С. На диаграмме состояния (рис. 8.) этому содержанию углерода соответствует точка L . Нагреем до расплавления такой образец и затем проследим за структурными превращениями, которые будут происходить при охлаждении. Когда температура будет ниже точки $1'$, из жидкого расплава начнут выделяться кристаллы аустенита. Затвердевание полностью закончится, когда температура станет ниже точки $2'$. Теперь весь углерод, имеющийся в стали (1%), будет находиться в аустените в виде твердого раствора. С понижением температуры растворимость углерода будет снижаться, и при

температуре ниже точки $3'$ часть углерода, которая уже не может оставаться в твердом растворе, будет выделяться в виде химического соединения — цементита. По мере выделения цементита процентное содержание углерода в остающемся еще аустените будет понижаться. Диаграмма построена экспериментально так, что линия SE показывает уменьшение содержания углерода в аустените по мере снижения температуры. Когда температура снизится до точки $4'$, т. е. до линии PSK (727°C), содержание углерода в оставшемся аустените будет равно $0,8\%$ (точка S). Теперь при дальнейшем снижении температуры из аустенита будут одновременно выделяться кристаллы феррита и цементита, и образуется структура перлита точно так же, как это было и предыдущем примере со сталью 45. Различие будет лишь в том, что в первом случае кроме перлита в структуре был еще феррит, а во втором — наряду с перлитом будет ранее выделившийся цементит. Это различие, однако, существенно сказывается на свойствах. В сталях, содержащих менее $0,8\%$ С, феррит, залегающий между кристаллами перлита, повышает пластичность стали, снижая в то же время твердость и прочность. В сталях же, содержащих более $0,8\%$ С, цементит, располагающийся в виде тонких прослоек по границам перлитных участков, повышает прочность и твердость, но снижает пластичность. Это обуславливает повышенную хрупкость высокоуглеродистых сталей. На рис. 11 показана структура стали, содержащей более $0,8\%$ С.

Таким образом, с повышением содержания углерода в *конструкционных* сталях увеличивается объем, занимаемый перлитом, что повышает прочность и твердость. В *инструментальных* же сталях основной объем всегда занят перлитом, а с повышением содержания углерода увеличивается количество твердого, но хрупкого цементита, и это приводит к повышению твердости и хрупкости стали.

Однако в таком состоянии до проведения термической обработки сталь не обладает достаточно высокой твердостью и прочностью и потому не пригодна для изготовления ответственных деталей и инструмента. Для

получения стали с наибольшей прочностью и твердостью необходима термическая обработка — *закалка*. Закалка заключается в нагреве сплава выше температуры критического превращения, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении. В зависимости от скорости охлаждения при этом образуются три структуры – мартенсит, троостит и сорбит.



Рис. 11. Микроструктура инструментальной углеродистой стали: светлая каемка по границам зерен - цементит; остальное - перлит

Мартенсит получают при скорости охлаждения 180-200 °C/с. Он представляет пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе. Это продукт начальной стадии распада аустенита, когда углерод при высокой скорости охлаждения не успевает выделиться в виде цементита при переходе γ -железа в α -железо. Поэтому углерод остается в кристаллической решетке α -железа в виде пересыщенного раствора. Мартенсит имеет игольчатое строение, характеризуется высокой твердостью, наличием внутренних напряжений, имеет самую низкую плотность по сравнению с другими структурами, неустойчив при нагревании и переходит в другие структуры.

Троостит – продукт распада аустенита при скорости охлаждения 80-100 °C/с. В таких условиях аустенит при переходе γ -железа в α -железо распадается с образованием механической смеси феррита и цементита высокой степени дисперсности.

Сорбит является продуктом распада аустенита при скорости охлаждения 50 °C/с, также является смесью феррита и цементита, но их зерна в 10 раз крупнее, чем в троостите, т.к. при малой скорости охлаждения зерно

успевают расти. Структура более вязкая, пластичная, но менее твердая по сравнению с мартенситом и трооститом.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ

Свойства стали зависят от ее химического состава и структуры. С помощью термической обработки мы изменяем структуру, а следовательно, и свойства стали. В качестве примера рассмотрим конструкционную сталь Ст45. Нагреем ее до аустенитного состояния, т.е. выше температуры точки Z на диаграмме состояния (рис. 8). В результате такого нагрева, как мы уже знаем, атомная решетка железа из объемно-центрированной превратится в гранецентрированную. При этом весь углерод, который раньше входил в состав перлита в виде кристалликов химического соединения Fe_3C (цементита), перейдет в состояние твердого раствора, т. е. атомы углерода окажутся внедренными в гранецентрированную решетку железа.

Теперь резко охладим сталь, например, погружением в воду, т. е. проведем закалку. Температура стали быстро снизится до комнатной. При этом неминуемо должна произойти обратная перестройка атомной решетки - из гранецентрированной в объемно-центрированную. Но при комнатной температуре подвижность атомов углерода ничтожно мала, и они не успевают при быстром охлаждении выйти из раствора и образовать цементит. В этих условиях углерод как бы насильственно удерживается в решетке железа, образуя пересыщенный твердый раствор. При этом атомы углерода распирают решетку железа, создавая в ней большие внутренние напряжения. Решетка вытягивается вдоль одного направления так, что каждая ячейка из кубической превращается в тетрагональную, т. е. принимает форму прямоугольной призмы (рис. 12).

Такое превращение сопровождается и структурными изменениями. Возникает игольчатая структура — *мартенсит*.

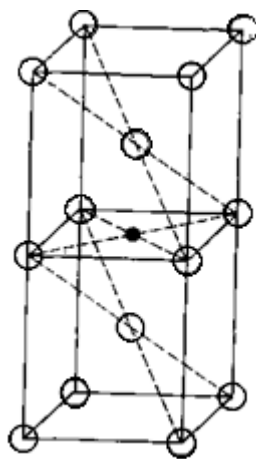


Рис. 12. Атомная решетка тетрагонального мартенсита: светлые кружки — атомы железа; черный кружок — атом углерода

Кристаллы мартенсита представляют собой очень тонкие пластины. В поперечном сечении, которое получается на микрошлифе, такие пластины под микроскопом представляются в виде игл (рис. 13). Мартенсит имеет очень высокую твердость и прочность в силу следующих причин.

- Удельный объем мартенсита (т. е. объем, занимаемый единицей массы, например, 1 г) больше удельного объема аустенита, из которого этот мартенсит образуется, поэтому возникающая пластина мартенсита оказывает давление на окружающий ее со всех сторон аустенит.



Рис. 13. Микроструктура игольчатого мартенсита: темные участки — мартенситные иглы; светлые — остаточный аустенит

Последний же, сопротивляясь, создает ответное давление на мартенситную пластину. В результате образование мартенсита сопровождается возникновением больших внутренних напряжений, а это, в свою очередь, приводит к появлению большого числа дислокаций в кристаллах мартенсита. Если теперь закаленную сталь с мартенситной структурой попытаться деформировать, то многочисленные дислокации, двигаясь в различных направлениях, будут встречаться и блокировать друг друга, взаимно препятствуя их дальнейшему перемещению. Нечто подобное будет наблюдаться, если расставить кегли в правильном порядке, аналогично атомам в решетке, и катить между рядами в разных направлениях шары (вдоль, поперек, по диагонали) по аналогии с движением многочисленных дислокаций. Сталкиваясь, шары будут останавливаться, блокируя друг друга. Сказанное схематически поясняет рис. 14.

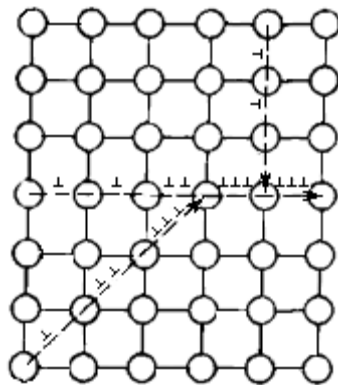


Рис. 14. Схема пересечения и взаимной блокировки дислокаций (\perp)

Таким образом создаются многочисленные препятствия для движения дислокаций, что повышает сопротивление пластической деформации, а следовательно, увеличивает твердость и прочность стали.

- Под действием больших внутренних напряжений кристаллы мартенсита разбиваются на отдельные блоки (рис. 15, а). Как можно видеть на этом рисунке, атомные плоскости, которые в пределах одного кристалла должны быть строго параллельными, в действительности оказываются многократно «надломленными» на очень небольшой угол. Такая структура

напоминает мозаику, а возникающие блоки называются *блоками мозаик*. Теперь поясним, почему это способствует повышению прочности и твердости.

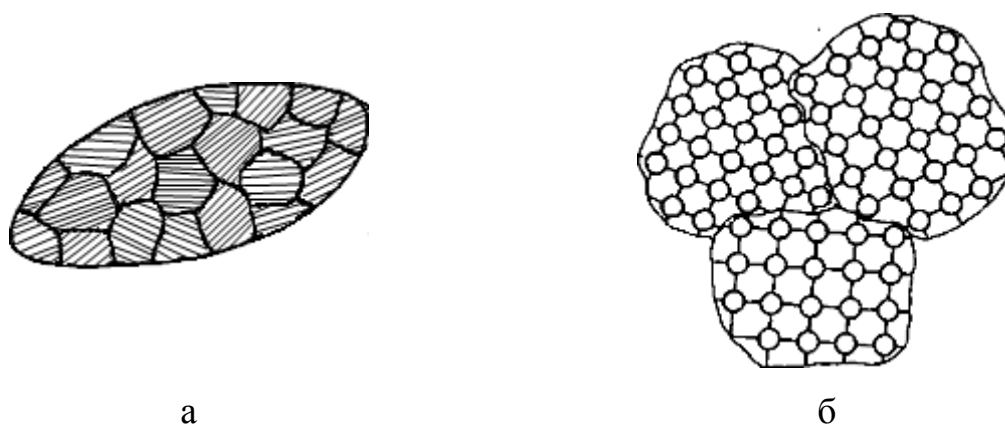


Рис.15. Блоки мозаик в мартенситном кристалле (а) и искажение атомной решетки на границах зерен (б)

Представим себе несколько зерен, плотно прилегающих друг к другу, как это действительно имеет место и металле (рис. 15, б). В пределах каждого зерна атомы располагаются на определенном расстоянии друг от друга, образуя атомную решетку. Такая решетка в каждом из зерен оказывается произвольно повернутой на какой-то угол. Очевидно, ближайшие к границе атомы, принадлежащие двум соседним зернам, не могут находиться на равном расстоянии друг от друга. В результате на границе зерен нарушается равновесное взаимодействие между атомами, и решетка в этих местах искажается. Искажения же решетки, как известно, препятствуют перемещению дислокаций.

С учетом сказанного теперь уже нетрудно уяснить, почему мелкозернистая сталь обладает большей прочностью, чем крупнозернистая. Во-первых, при мелкозернистой структуре число границ зерен, которые лежат на пути движения дислокаций, больше, т. е. создается больше препятствий для их перемещения. Во-вторых, если предположить, что в одинаковых условиях нагружения в среднем в каждом зерне возникает одинаковое число дислокаций, то, очевидно, в одном и том же объеме металла при мелкозернистой структуре будет получаться больше

дислокаций, чем в крупнозернистой (рис. 16). Как одно, так и другое способствует повышению прочности.

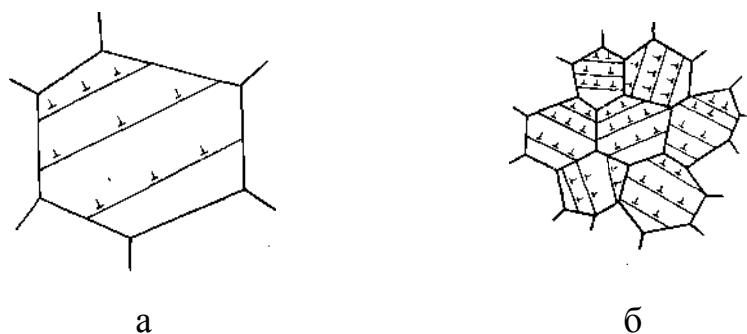


Рис. 16. Дислокации в мелкозернистой (а) и крупнозернистой (б) структурах

СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ

Аустенитная структура неустойчива. Так, если взять сталь с 0,8% С, нагреть ее до аустенитного состояния, а затем быстро охладить до температуры 700°C, то не пройдет и минуты, как начнется распад аустенита и превращение его в перлит, наподобие того, как это происходит при медленном охлаждении стали.

Если и дальше поддерживать постоянную температуру 700°C, погрузив, например, для этого сталь в соляную ванну с такой температурой, то распад аустенита будет длиться примерно 8-9 мин, после чего весь углерод выйдет из раствора, и аустенит полностью превратится в перлит. Это так называемый изотермический распад аустенита, т. е. превращение его в перлит при постоянной температуре (*изо* по-гречески означает одинаковый, постоянный).

Если проследить за таким же превращением аустенита при температуре 600°C, то окажется, что оно начнется через 1 с и закончится через 6-7 с. Но уже при температуре 400°C картина снова изменяется: начало распада наступит через 10 с, а конец — через 2,5-3 мин. Все это можно изобразить графически, для чего на горизонтальной оси отложим время, а на вертикальной — температуру. Проведем горизонтальные линии на уровнях, соответствующих различным температурам от 200 до 700°C через каждые

100°C. На эти линии нанесем точки: *n* - начало распада и *k* - конец распада аустенита для каждой температуры. Теперь соединим плавными кривыми одноименные точки и получим известные *C-образные* кривые (рис. 17). Как можно видеть, в интервале температур 550 - 600°C аустенит обладает минимальной устойчивостью, и не проходит и секунды, как начинается его распад с образованием перлитной структуры. При более низкой и при более высокой температурах устойчивость аустенита против распада оказывается выше. Это можно объяснить следующими причинами. С повышением температуры увеличивается устойчивость аустенита. Выше температуры 727°C он может существовать неопределенно долго. При понижении же температуры до 550—600°C устойчивость аустенита, т. е. время его существования до начала распада, уменьшается. Но уже, начиная от этой температуры, проявляется действие другого фактора — уменьшение подвижности атомов по мере снижения температуры. Это задерживает перестройку решетки и выход из нее углерода. В результате устойчивость аустенита повышается. Очевидно, для того чтобы избежать распада аустенита, охлаждение при закалке нужно проводить с такой скоростью, чтобы время пребывания стали в опасном интервале температур (550—600°C) было менее 1 с. Для этого необходимо, чтобы скорость снижения температуры при закалке была примерно 200°C/с, что легко достигается при охлаждении в воде. После прохождения опасного интервала минимальной устойчивости аустенита большая скорость охлаждения уже не нужна. В самом деле, как это видно по тому же графику, уже при температуре 300°C начало распада аустенита наступает спустя более чем 2 мин.

Если на графике отмечать через каждую секунду температуру образца при закалке, а затем соединить эти точки, то получим линию, которая покажет падение температуры за каждую секунду или, иначе говоря, скорость охлаждения. При закалке в различных охлаждающих средах (воде, масле и др.) скорости охлаждения будут разными, а следовательно, углы наклона соответствующих линий на графике будут различными.

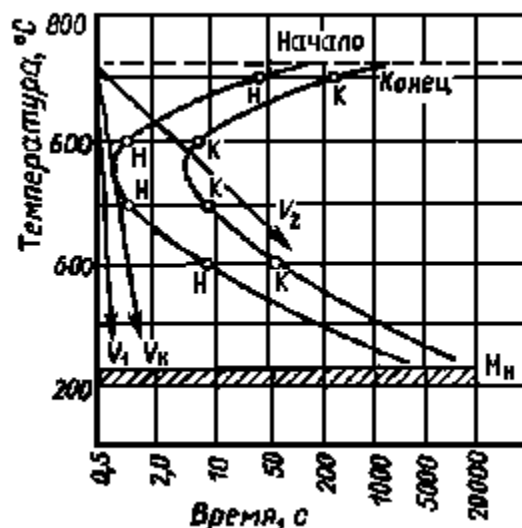


Рис. 17. С-образные кривые для углеродистой стали

Теперь проведем на графике линию, касательную к С-образной кривой. Очевидно, при такой скорости охлаждения продолжительность пребывания образца в опасной зоне минимальной устойчивости аустенита ($550\text{—}600^\circ\text{C}$) будет меньше 1 с. В связи с этим распада аустенита не произойдет, и он превратится в мартенсит. Если скорость охлаждения будет меньше и соответствующая линия пересечет С-образную кривую (V_2), то произойдет распад аустенита на ферритно-цементитную смесь, которая, как нам уже известно, называется перлитом. Закалка, следовательно, не получится. Если же скорость охлаждения будет больше (V_1), и линия не пересечет С-образную кривую, то закалка на мартенсит будет обеспечена.

Минимальная скорость охлаждения, необходимая для закалки на мартенсит, называется *критической скоростью закалки* (V_K). Превращение аустенита в мартенсит совершается с большой скоростью, но происходит не сразу по всему объему. Для того чтобы весь аустенит превратился в мартенсит, требуется некоторое время. Температура начала и конца мартенситного превращения зависит от химического состава стали (рис. 18). Для каждой марки стали оно начинается всегда при одной и той же температуре (M_H) и заканчивается при другой постоянной температуре (M_K) вне зависимости от скорости охлаждения.

Для большинства сталей температура завершения мартенситного превращения лежит ниже 0°C . При закалке же охлаждение обычно проводят до комнатной температуры, поэтому не весь аустенит успевает превратиться в мартенсит. Часть его остается и носит название *остаточного аустенита*. Правда, количество его в конструкционных углеродистых сталях обычно невелико и не превышает 5—6%. При таком содержании остаточный аустенит по микроструктуре даже трудно выявить.

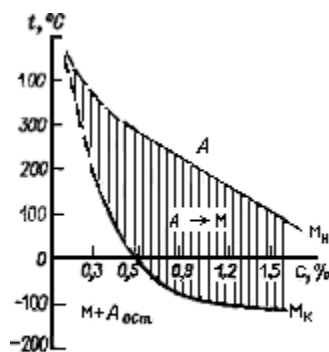


Рис. 18. Влияние содержания углерода на температуру начала (M_H) и конца (M_K) мартенситного превращения

Как же получается, что аустенит с его гранцентрированной решеткой сохраняется и при комнатной температуре? Ведь раньше, в условиях замедленного охлаждения при снижении температуры ниже 727°C аустенит распадался с образованием ферритно-цементитной смеси — перлита. Все дело в том, что образующийся при быстром охлаждении мартенсит имеет большой удельный объем, и потому остаточный аустенит оказывается как бы сдавленным со всех сторон мартенситом. В условиях же всестороннего сжатия не могут происходить сдвиги, необходимые для перестройки атомной решетки из гранцентрированной в объемно-центрированную (рис. 19). Известно, что для закалки легированных сталей требуется меньшая скорость охлаждения, чем для закалки углеродистых.



Рис. 19. Крупноигольчатый мартенсит (темные участки) и остаточный аустенит (светлые участки)

Большая часть легированных сталей закаливается в масле, а некоторые — даже на воздухе. Это объясняется тем, что в легированных сталях аустенит более устойчив против распада вследствие действия легирующих элементов. Они, так же как и углерод, растворяются в аустените, с той лишь разницей, что атомы углерода располагаются внутри ячеек или в междоузлиях атомной решетки железа, в то время как атомы легирующих элементов замещают атомы железа. Наряду с этим, легирующие элементы, как и железо, могут образовывать химические соединения с углеродом, которые называются *карбидами*. В легированных сталях при распаде аустенита также образуется перлит, но в отличие от углеродистых сталей он состоит из карбидов и феррита.

Таким образом, для осуществления распада аустенита нужно, чтобы атомы углерода и легирующих элементов вышли из состояния твердого раствора и, сблизившись, образовали химическое соединение — карбид. Но дело в том, что атомы легирующих элементов обладают очень низкой подвижностью - в десятки тысяч раз меньшей, чем углерод. К тому же некоторые легирующие элементы, такие как вольфрам и молибден, тормозят перемещение (диффузию) углерода, а другие, как, например, хром и никель, замедляют перестройку атомной решетки железа. Благодаря этому аустенит в легированных сталях обладает большей устойчивостью, т. е. сохраняется до начала распада более длительное время. За это время сталь успевает охладиться до низкой температуры, при которой подвижность углерода

становится ничтожно малой, и поэтому он уже не может выйти из состояния твердого раствора. Атомная решетка же перестраивается из гранцентрированной в объемно-центрированную, и углерод опять оказывается «насильственно» удержанным в твердом растворе. Таким образом возникает пересыщенный твердый раствор углерода в железе — мартенсит.

Графически большая устойчивость аустенита выражается в том, что С-образные кривые для легированных сталей располагаются на диаграмме значительно правее, чем для углеродистых (рис. 20). Линия, соответствующая критической скорости закалки, на такой диаграмме имеет небольшой наклон, т. е. необходимая для закалки скорость охлаждения в этом случае требуется меньшая. Благодаря этому детали из легированных сталей при закалке менее склонны к короблению и трещинам. В этом заключается одно из важных преимуществ легированных сталей перед углеродистыми.

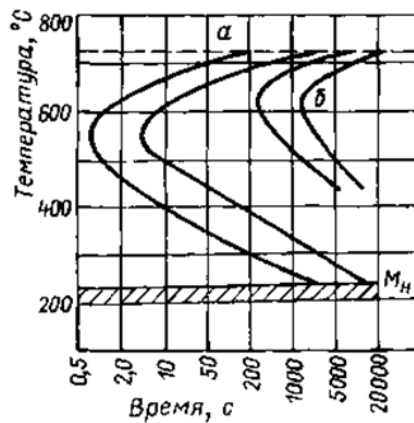


Рис. 20. С-образные кривые для углеродистой стали (а) и для легированной хромистой стали (б)

ЗАКАЛИВАЕМОСТЬ И ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ

Закаливаемость. Под *закаливаемостью* понимают способность стали приобретать высокую твердость после закалки. Такая способность зависит главным образом от содержания углерода в стали: чем больше углерода, тем

выше твердость. Объясняется это тем, что с повышением содержания углерода увеличивается число атомов, насильственно удерживаемых при закалке в атомной решетке железа. Другими словами, увеличивается степень пересыщения твердого раствора углерода в железе. В результате возрастают внутренние напряжения, что, в свою очередь, способствует увеличению числа дислокаций и возникновению блочной структуры.

Если в углеродистой стали содержание углерода будет меньше 0,3% (сталь 20, Ст3), то такая сталь уже не закалится. Для того чтобы понять это, следует вспомнить, что образование мартенситной структуры связано с перестройкой атомной решетки железа из гранцентрированной в объемно-центрированную. Температура, при которой происходит такая перестройка, зависит от содержания углерода. Роль углерода сводится к тому, что его атомы, находясь в решетке железа, как бы препятствуют перегруппировке атомов, которая необходима для перестройки решетки. Чем больше содержание углерода, тем ниже будет температура, при которой произойдет перестройка, т. е. образуется мартенситная структура. Зависимость температуры мартенситного превращения от содержания углерода в стали была показана на рис. 18. Как можно видеть, при содержании углерода 0,2% мартенситное превращение должно происходить при сравнительно высокой температуре — примерно 350-400°C. При такой температуре углерод еще сохраняет достаточно высокую подвижность и при перестройке решетки выходит из состояния твердого раствора, образуя химическое соединение — цементит. Пересыщение твердого раствора получается совсем незначительным, поэтому структура закалки — мартенсит — не образуется.

Прокаливаемость. Под *прокаливаемостью* понимают глубину проникновения закаленной зоны, т.е. свойство стали закаливаться на определенную глубину от поверхности. Если, например, сверло диаметром 50 мм, изготовленное из инструментальной углеродистой стали, закалить в воде, а затем замерить его твердость в поперечном сечении, то окажется, что во внутренней зоне, расположенной вдоль оси сверла (сердцевине), твердость

будет почти такой же, как до закалки, в то время как в наружной зоне, расположенной у поверхности, твердость резко повысится. Проверив затем микроструктуру, можно будет убедиться, что в сердцевине она будет перлитного типа, а у поверхности — мартенситного. Несквозная закалка объясняется неравномерным охлаждением детали при закалке: поверхность всегда охлаждается быстрее, чем сердцевина.

Неравномерность охлаждения вызывается различными условиями теплоотвода у поверхности и в сердцевине. При погружении раскаленной детали в закалочную среду поверхность, соприкасаясь с холодной жидкостью, охлаждается с большой скоростью, в то время как отвод теплоты от сердцевины затруднен толщиной горячего металла, и потому она охлаждается медленно. В результате скорость охлаждения поверхности оказывается выше критической, и поверхность закаливается, а скорость охлаждения сердцевины получается ниже критической, и последняя не закаливается. Очевидно, можно представить себе, что на некоторой глубине от поверхности H (рис. 21) скорость охлаждения будет равна критической. Тогда ясно, что слои металла, расположенные на большей глубине, не закалятся, а слои, расположенные на меньшей глубине, т. е. ближе к поверхности, закалятся.

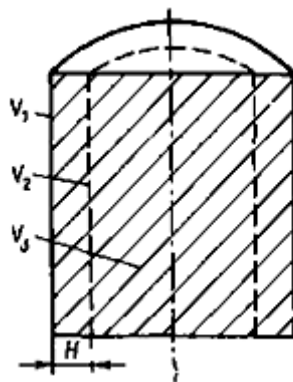


Рис.21. Скорость охлаждения при закалке на поверхности (V_1), в промежуточном слое (V_2) и в центре (V_3): $V_1 > V_2 > V_3$

Глубина проникновения закаленной зоны, т. е. прокаливаемость, зависит главным образом от химического состава стали. С увеличением содержания углерода до 8% прокаливаемость стали повышается. Дальнейшее увеличение его содержания несколько снижает прокаливаемость.

За исключением кобальта все легирующие элементы, растворенные в аустените, затрудняют его распад и, следовательно, уменьшают критическую скорость закалки. В результате увеличивается прокаливаемость. Для улучшения прокаливаемости в сталь вводят марганец, хром, никель, молибден и др. элементы. Особенно эффективно действует комплексное легирование, при котором полезное влияние отдельных элементов на прокаливаемость взаимно усиливается. Например, для стали с 0,4% С и 3,5% Ni критическая скорость закалки равна 150°С/с, а добавка 0,75% Мо снижает эту скорость до 4°С/с.

Те легирующие элементы, которые с углеродом могут давать химические соединения в виде карбидов (вольфрам, ванадий, титан и др.), повышают прокаливаемость только в том случае, если они при температуре закалки оказываются растворенными в аустените. Если же они будут оставаться в составе карбидов, то прокаливаемость снижается. В связи с этим с целью наиболее полного растворения карбидов и повышения благодаря этому прокаливаемости иногда значительно увеличивают температуру нагрева при закалке.

Из всего сказанного о влиянии легирующих элементов на прокаливаемость стали следуют два очень важных вывода:

1) при использовании легированных сталей можно получить сквозную прокаливаемость в деталях большого сечения, которые невозможно закалить насквозь при изготовлении их из углеродистой стали;

2) применение легированной стали вместо углеродистой позволяет снизить скорость охлаждения, необходимую для закалки, и использовать в качестве охладителя взамен воды масло. В результате снижаются закалочные напряжения, уменьшается коробление и опасность образования трещин.

Наряду с химическим составом на прокаливаемость оказывают влияние и некоторые другие факторы: однородность аустенита, отсутствие в нем карбидов и иных примесей и включений, величина зерна и др. Чем однороднее аустенит и больше размер его зерен, тем выше будет прокаливаемость.

ПРИЧИНЫ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ

При закалке возникают внутренние напряжения, которые по величине могут быть настолько большими, что это приводит к трещинам и разрушению стали без всякого дополнительного воздействия. Коробление деталей — это также результат воздействия внутренних напряжений. Различают три рода внутренних напряжений.

Напряжения 1-го рода. Единственная причина возникновения таких напряжений — неравномерность охлаждения деталей при закалке. Как мы уже видели, поверхностные слои металла охлаждаются быстрее, внутренние — медленнее; тонкие части детали охлаждаются быстрее, массивные — медленнее. Почему же это приводит к внутренним напряжениям? Представим себе кольцо, в которое плотно вставлен стержень (рис. 22, а). Поместим такой стержень с кольцом в печь и разогреем до закалочной температуры. Теперь выгрузим их из печи и начнем холодным водяным душем поливать кольцо. При понижении температуры объем тела, как известно, уменьшается (тело сжимается). Следовательно, и кольцо при охлаждении должно уменьшиться по объему, а значит, и по диаметру. Но стержень препятствует этому, так как температура его почти не изменилась, а значит и диаметр остался прежним. В этих условиях кольцо начинает давить на стержень, сжимая его со всех сторон. Поэтому в стержне и возникают сжимающие напряжения. Кольцо же при этом может даже разорваться. Нечто подобное может произойти при насаживании горячей обечайки на бочку. Таким образом, в кольце возникают растягивающие напряжения.

Аналогичная картина получается при закалке сплошной детали цилиндрической формы (рис. 22, б). Наружная поверхность ее в виде кольцевого слоя охлаждается быстро и уменьшается в объеме. Внутренняя же зона охлаждается замедленно и потому препятствует сжатию наружного кольцевого слоя. В результате внутренняя зона металла окажется сжатой, а наружная — растянутой. В последующий период внутренняя зона, охлаждаясь, уменьшится в объеме и потянет к центру наружный кольцевой слой, стремясь уменьшить его диаметр. Но металл снаружи уже остыл и потому утратил пластичность. Теперь наружная зона играет роль жесткого кольца, которое уже не может уменьшиться по диаметру. Поэтому в заключительный период охлаждения в наружных слоях металла возникнут сжимающие напряжения. Внутренняя же зона металла, будучи связана с наружными слоями, не сможет уменьшиться в объеме, хотя и будет стремиться к этому. В результате в ней возникнут растягивающие внутренние напряжения. Растягивающие напряжения являются более опасными, чем сжимающие. При закалке массивных деталей, когда различие в температуре внутренних и наружных слоев достигает значительной величины, такие напряжения могут вызвать трещины или даже привести к полному разрушению металла.

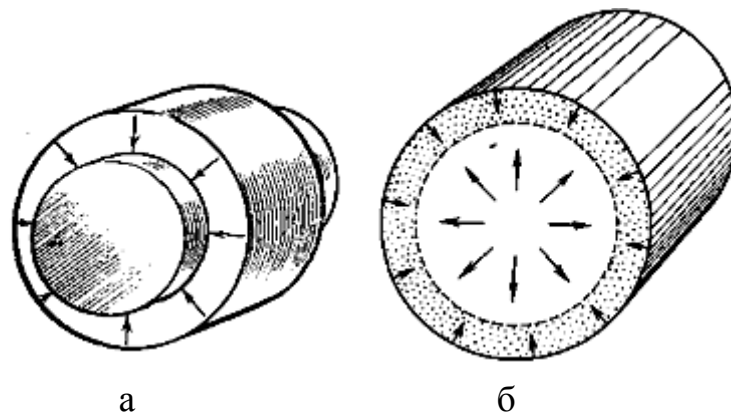


Рис. 22. Возникновение внутренних напряжений при закалке (а) и термических напряжений при закалке цилиндрической детали (б)

Таким образом, внутренние напряжения 1-го рода вызываются объемными изменениями металла при понижении или повышении температуры, и потому их называют термическими напряжениями.

Напряжения 2-го рода. Такие напряжения вызываются структурными изменениями при закалке. Как уже указывалось, различные структуры стали имеют различный удельный объем: мартенсит — максимальный, аустенит — минимальный, перлит — средний между ними.

Представим себе цилиндрическую деталь из углеродистой стали, которая прокаливается не насквозь. Тогда после закалки в наружном кольцевом слое такой детали будет мартенситная структура, а в центральной части — перлитная. При образовании мартенсита объем стали возрастает, и поэтому наружное мартенситное кольцо будет стремиться увеличиться в диаметре. Но этому препятствует центральная зона, стремясь стянуть кольцо к центру. В результате в наружном мартенситном слое металла возникнут сжимающие напряжения, а в центральной зоне, наоборот, — растягивающие.

Эти напряжения также связаны с изменениями объема металла, но такие изменения в данном случае вызваны структурными превращениями. Поэтому и напряжения называются структурными.

Таким образом, окончательная картина распределения внутренних напряжений весьма сложная и зависит от соотношения термических и структурных напряжений в данном участке детали.

Напряжения 3-го рода — это напряжения, возникающие в атомной кристаллической решетке. В ней по различным причинам могут возникать искажения с нарушением правильного порядка расположения атомов, например, дислокации. Дислокацию можно рассматривать как лишнюю плоскость, вклинившуюся между двумя соседними плоскостями и как бы распирающую атомную решетку в этом месте. Атомы, расположенные в прилегающих к дислокации плоскостях, сдвигаются из своего нормального (равновесного) положения в данной решетке. Стремление этих атомов к упорядоченному расположению и вызывает появление внутренних межатомных напряжений. Мартенситная структура, возникающая в стали после закалки, характеризуется большим числом дислокаций. Кроме того, мартенсит имеет кристаллическую решетку, в которой между атомами

железа расположены атомы углерода (см. рис. 12). Это приводит к распиранию и искажению решетки и, следовательно, также вызывает внутренние межатомные напряжения.

Однако внутренние напряжения не всегда являются опасными и нежелательными, в ряде случаев они полезны и способствуют повышению прочности деталей. Такое благоприятное действие оказывают, например, сжимающие напряжения на поверхности деталей. Представим себе динамометр, который растягивают два человека в разные стороны с помощью тросов (рис. 23). Предположим, что стрелка динамометра показывает при этом растягивающее усилие, равное 50 кгс. Если теперь еще два человека возьмутся за тросы и будут их тянуть к динамометру, прикладывая усилие 30 кгс, то стрелка на нем покажет 20 кгс. Аналогично действуют внутренние сжимающие напряжения, образующиеся в деталях при закалке. Например, если к стержню приложить растягивающие усилия, которые создадут в нем напряжения 40 кгс/мм^2 , и если в этом стержне внутренние сжимающие напряжения, полученные путем закалки, равны 15 кгс/мм^2 , то напряжения, в действительности растягивающие стержень, составят 25 кгс/мм^2 . Таким образом, внутренние напряжения в данном случае как бы разгружают стержень от внешнего напряжения.

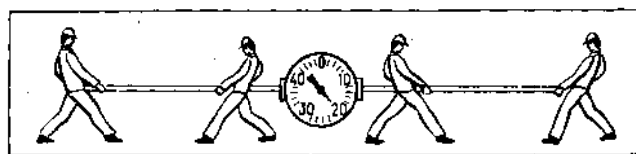


Рис. 23. Схема, поясняющая роль внутренних напряжений

Почему же именно у поверхности внутренние сжимающие напряжения оказываются особенно полезными? Во-первых, максимальные напряжения при работе детали возникают почти всегда у поверхности. Во-вторых, наиболее опасными являются растягивающие напряжения, особенно при наличии каких-либо дефектов на поверхности. Это наглядно иллюстрирует следующий пример. Возьмем резиновый ластик для стирания и сделаем на

нем с двух сторон небольшие поперечные надрезы. Теперь, сдавливая двумя пальцами с торцовых сторон этот ластик, изогнем его по дуге. Можно легко заметить, что при этом надрез, расположенный на внешней, выгнутой стороне, будет расширяться и углубляться. Это происходит под действием растягивающих напряжений на данной поверхности. Края надреза, расположенного на погнутой стороне, наоборот, будут сближаться. Так происходит потому, что на этой поверхности действуют менее опасные сжимающие напряжения. Теперь очевидно, почему во многих случаях для повышения эксплуатационных свойств деталей достаточно произвести поверхностное упрочнение, например, путем закалки ТВЧ или химико-термической обработкой. Как одно, так и другое не только упрочняет поверхность деталей, но создает внутренние сжимающие напряжения.

ПРИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ

В результате закалки может произойти изменение формы и размеров деталей. Кольцо шарикоподшипника, например, может принять форму овала, ось валика может изогнуться по дуге и т. п. Кроме того, возможно изменение объема детали, в результате чего изменятся точные размеры, приданные ей предшествовавшей механической обработкой.

Под *короблением* обычно понимают искажение формы изделий, а *поводкой* называют нарушение размеров, вызванное изменением объема. Такое толкование, конечно, несколько условно, поскольку любое изменение формы неизбежно сопровождается изменением размеров.

Рассмотрим, какие причины вызывают коробление. Оно может возникнуть при нагреве изделий. Это происходит в том случае, если они при укладке в печи прогибаются под действием собственной массы или массы других деталей, а также при неравномерном нагреве в печи, когда одна сторона детали нагревается быстрее другой. Например, если со стороны загрузочного окна печи происходит подстуживание, то поверхность детали, обращенная к окну, будет иметь более низкую температуру, и в результате

произойдет ее выгиб, коробление. Из этого можно заключить, что в условиях правильного нагрева коробление можно свести к минимуму.

При закалке, когда происходит резкое охлаждение и структурные превращения в стали, избежать коробления и поводки практически невозможно. Однако можно свести их к минимальным значениям. Главная причина коробления — неравномерность охлаждения деталей при закалке. Это вызывает неравномерность объемных изменений, что, в свою очередь, приводит к внутренним напряжениям, а они-то уже и вызывают коробление. Так происходит, например, при закалке стержня, показанного на рис. 24. Как бы быстро ни опускали его в закалочную жидкость, вначале погрузится нижняя сторона, а затем верхняя. В момент, когда нижняя часть стержня окажется в охладителе, а верхняя будет еще над его поверхностью, произойдет объемное сжатие нижней части, и стержень изогнется, как показано на рис. 24. В последующий момент, когда в охладитель погрузится и верхняя часть, она также будет стремиться уменьшиться в объеме — сжаться и выгнуть стержень в другую сторону. Однако выпрямления его уже не произойдет, так как металл в этот момент уже остыл и потому утратил прежнюю пластичность. Очевидно, коробление можно уменьшить, если погружать такой стержень в закалочную жидкость в вертикальном положении.

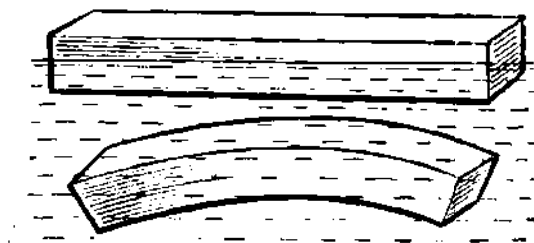


Рис. 24. Изгиб стержня при закалке

Изменение размеров деталей, вызванное структурными превращениями, по своей величине сравнительно небольшое. Оно зависит от содержания углерода в стали. Повышение содержания углерода на 0,1%

вызывает увеличение объема при сквозной закалке на мартенсит всего на 0,1%. Значит, при закалке стали У10, содержащей 1% С, объем увеличится на 1%. Тем не менее, при изготовлении точных изделий (калибров, мерных плиток) и такое малое изменение размеров недопустимо. В этих случаях иногда применяют *бездеформационную* закалку. Такое название, конечно, условное, поскольку полностью избежать деформации практически невозможно. Можно лишь свести ее к желаемому минимуму. Сущность бездеформационной закалки заключается в следующем. Деталь подвергается полной механической обработке на точные размеры до закалки, когда сталь имеет перлитную структуру. При нагреве под закалку перлит превратится в аустенит. Если бы после закалки удалось полностью сохранить аустенитную структуру, то объем детали стал бы меньше исходного, который был при перлитной структуре. Если же при закалке аустенит полностью превратится в мартенсит, то объем станет больше исходного. Очевидно, если закалку произвести так, чтобы получить количество мартенсита и остаточного аустенита в определенном соотношении, то объем детали, а значит и ее размеры, не будут изменяться. Правда, получить требуемое количество остаточного аустенита в углеродистой стали трудно. Так, например, в стали У13 его должно быть 60%, а в стали У8 35%, что вообще недостижимо. Зато в легированных сталях, например марки ХГ, это вполне осуществимо. Регулирование количества остаточного аустенита достигается изменением температуры закалки и скорости охлаждения.

Несмотря на то, что при закалке на мартенсит объем увеличивается, это не означает, что и все размеры детали увеличиваются. Так, при закалке цилиндра большой высоты диаметр, особенно в средней части, уменьшается, а высота увеличивается; при закалке цилиндров, у которых высота меньше диаметра, наоборот, уменьшается высота, но увеличивается диаметр; полосы и листы увеличиваются по ширине, а по длине иногда уменьшаются; кольца увеличиваются по ширине и толщине, а по диаметру — уменьшаются.

Термические напряжения стремятся так изменить форму изделия, чтобы она приближалась к форме шара. Например, в детали в виде куба в результате термических напряжений грани становятся выпуклыми (рис. 25, а), цилиндр сокращается по длине и увеличивается по диаметру (рис. 25, б).

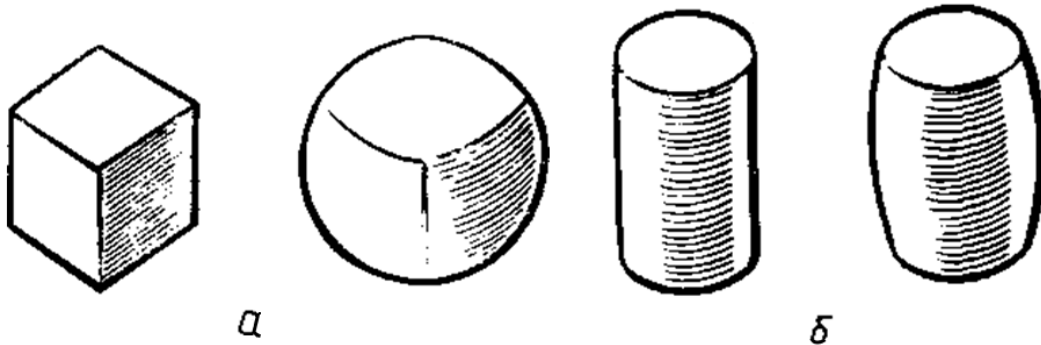


Рис. 25. Изменение формы под действием термических напряжений

В результате общая картина деформаций настолько усложняется, что заранее предвидеть все возможные изменения размеров детали после закалки во многих случаях не представляется возможным, и вопрос решается опытным путем.

ВЫБОР ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ

Сущность закалки заключается в превращении аустенита в мартенсит. В связи с этим, чтобы осуществить закалку, нужно нагреть сталь до аустенитного состояния.

Температуру нагрева углеродистых сталей легко определить по диаграмме состояния (рис. 26). При закалке конструкционных сталей, содержащих до 0,8% С, достаточно провести нагрев выше линии GS . Точки, лежащие на этой линии, обозначаются буквами Ac_3 и называются *верхними критическими точками*. Для каждой стали будут свои критические точки. Но в любой стали содержание углерода в разных плавках может колебаться в некоторых пределах, поэтому чтобы получить аустенитную структуру наверняка, сталь нужно нагревать несколько выше Ac_3 (на 30—50°C). На рис. 26 температура нагрева при закалке конструкционных сталей показана в виде

заштрихованной полосы. Если сталь нагревать до температуры ниже A_{c3} , то в структуре такой подогретой стали, наряду с аустенитом, будут сохраняться участки феррита.

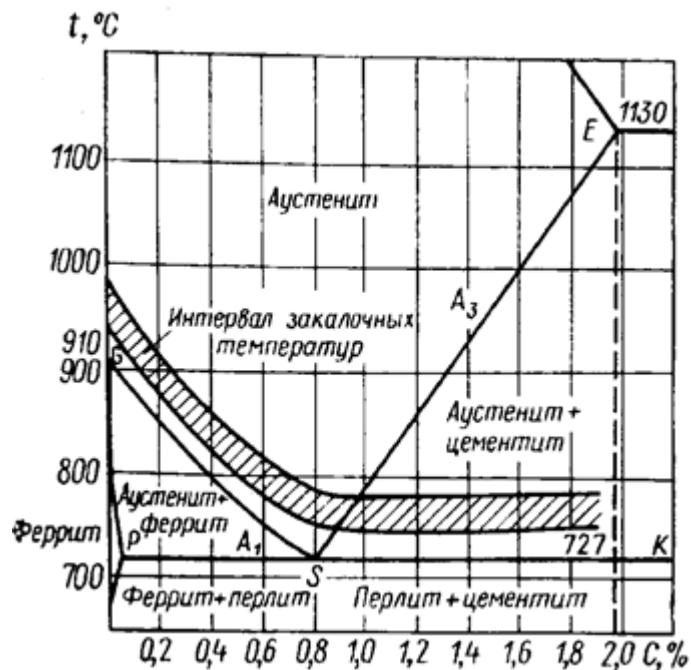


Рис. 26. Температурный интервал нагрева углеродистых сталей при закалке

Содержание углерода в феррите не бывает выше 0,025%, поэтому при закалке в этих участках не получится пересыщенного твердого раствора углерода в железе, т.е. мартенсита. Аустенитные же участки превратятся в мартенсит. Таким образом, в закаленной стали в этом случае, наряду с твердым мартенситом, будет присутствовать мягкий феррит (рис. 27). В результате твердость стали будет пониженной. Такая закалка называется *неполной*. Проводить нагрев значительно выше точки A_{c3} также не следует, так как при этом происходит рост зерен аустенита, в результате чего после закалки сталь приобретает хрупкость.

При закалке инструментальных углеродистых сталей, содержащих более 0,8% С, нагрев следует проводить на 30—50°С выше линии PSK . Точки, лежащие на этой линии, обозначаются буквами A_{c1} и называются *нижними критическими точками*. При таком нагреве, как это видно по диаграмме состояния, структура стали будет состоять из аустенита и цемен-

тита. После закалки аустенит превратится в мартенсит, и тогда структура будет состоять из мартенсита и цементита. В отличие от феррита цементит обладает очень высокой твердостью, и потому наличие его в структуре закаленной стали не снижает твердость. Нагрев выше линии *SE* до чисто аустенитного состояния в данном случае не нужен. Более того, он приводит к отрицательным последствиям.



Рис. 27. Микроструктура стали при неполной закалке: мартенсит (темные участки) и феррит (светлые участки)

Во-первых, при этом приближаемся к линии *AC* (см. рис. 8), выше которой начинается плавление стали и возникает опасность перегрева. Во-вторых, при таком нагреве весь углерод, имеющийся в стали, переходит в аустенит, и после закалки мартенсит оказывается сильно пересыщенным углеродом, что приводит к трещинам.

При закалке легированных сталей температуру нагрева также выбирают в зависимости от температуры критических точек. Однако диаграммы состояния для таких сталей получаются довольно сложными, поскольку кроме железа и углерода в их состав входят еще элементы — хром, никель, вольфрам и др., поэтому критические точки или же непосредственно температуру закалки для легированных сталей определяют по справочной литературе. Здесь следует заметить, что при закалке некоторых легированных сталей температура нагрева устанавливается значительно выше критических точек. Например, для инструментальной

легированной стали X12M температура критической точки A_{c1} составляет 810°C , а нагрев при закалке проводят до $1000-1050^{\circ}\text{C}$; для быстрорежущей стали P18 температура A_{c1} равна 830°C , а температура закалки 1270°C . Объясняется это тем, что в таких сталях содержится большое количество карбидов, которые трудно растворяются в аустените. Требуемые свойства в этих сталях могут быть получены лишь в том случае, если легирующие элементы, содержащиеся в карбидах, перейдут в аустенит, в состояние твердого раствора. Для ускорения этого перехода и повышают температуру нагрева.

ВЫБОР РАЦИОНАЛЬНОГО РЕЖИМА НАГРЕВА

Скорость нагрева

Нагрев, как и охлаждение, не может происходить равномерно по всему сечению детали. Поверхность всегда нагревается быстрее, чем внутренние слои. В связи с этим при нагреве, как и при охлаждении, могут возникать внутренние напряжения. В целях повышения производительности процесса нужно стремиться как можно меньше времени затрачивать на нагрев, т. е. проводить его с максимальной скоростью, но так, чтобы не возникали трещины и был обеспечен полный и равномерный нагрев деталей по всему сечению. Чем выше температура печи, тем быстрее идет нагрев.

Скорость нагрева зависит также от среды, в которой находятся детали. Так, например, если для нагрева детали в свинцовой ванне требуется 10 мин, то для нагрева этой же детали в соляной ванне необходимо 30 мин, а в электропечи — свыше 1 ч.

Наконец, скорость нагрева зависит от тепловой мощности печи. Если в печь сравнительно небольшой мощности загрузить большую садку металла, то нагрев будет происходить медленно, поскольку такая печь в единицу времени дает ограниченное количество теплоты, и потребуется много времени, чтобы нагреть садку до заданной температуры. Как правило, нужно стремиться использовать все возможности печи для ускорения нагрева.

Однако иногда во избежание возникновения трещин в металле приходится ограничивать скорость нагрева. Это необходимо в случаях, приведенных ниже.

1. Нагрев высоколегированных сталей, обладающих пониженной теплопроводностью. При ускоренном нагреве таких сталей возникает большая разность температур между поверхностью и внутренней зоной, что приводит к большим напряжениям и трещинам.

2. Нагрев массивных изделий. И в этом случае поверхность нагревается значительно быстрее внутренней зоны, что также приводит к напряжениям и трещинам.

3. Нагрев закаленной стали. После закалки в стали сохраняются внутренние напряжения. Если к ним добавятся еще напряжения вследствие быстрого нагрева, то это может стать причиной появления трещин.

4. Нагрев слитков и фасонного литья. Структура литой стали неоднородна как по химическому составу, так и по размерам кристаллов. Даже при сравнительно медленном охлаждении в литой стали всегда остаются внутренние напряжения, поэтому, как и в предыдущем случае, дополнительные напряжения от быстрого нагрева могут вызвать трещины.

В производственных условиях необходимая скорость нагрева достигается различными способами.

Обычный нагрев. Изделия загружаются в печь, имеющую рабочую температуру. Скорость нагрева в этих условиях будет зависеть от температуры печи. Существенное влияние окажет также соотношение массы нагреваемых деталей и тепловой мощности печи. Это обусловлено тем, что после загрузки деталей в печь температура ее упадет, и скорость последующего подъема ее до рабочего уровня зависит от тепловой мощности печи.

Замедленный нагрев. Он осуществляется тремя методами:

а) изделия помещают в печь, имеющую температуру ниже рабочей, и нагрев происходит замедленно, по мере повышения температуры печи;

б) изделия также загружают в печь с пониженной температурой, но подъем ее производится ступенями с выдержками на каждой ступени для выравнивания температуры по сечению изделий;

в) ведется последовательный нагрев в двух или нескольких печах: в первой — подогрев, а во второй — окончательный нагрев.

Скоростной нагрев. Температура в печи устанавливается на 100—300°С выше требуемой. Когда детали нагреваются до необходимой температуры, их выгружают из печи. Благодаря большому перепаду температуры скорость нагрева возрастает, а продолжительность его уменьшается. Снижается угар и обезуглероживание стали, и повышается производительность печного оборудования. Однако скоростной нагрев можно применять лишь для деталей простой формы, толщиной до 100 мм. Следует помнить, что при таком нагреве температура поверхности детали существенно опережает температуру сердцевины. По этой причине скоростной нагрев при термической обработке применяется редко.

Время нагрева

Общее время нагрева ($\tau_{\text{общ}}$) складывается из времени нагрева до заданной температуры ($\tau_{\text{н}}$) и времени выдержки при этой температуре ($\tau_{\text{в}}$), следовательно $\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{н}} + \tau_{\text{в}}$.

Определение времени нагрева при термической обработке — один из наиболее сложных вопросов. Дело в том, что время нагрева зависит от многих факторов: температуры и характера нагревающей среды, размеров и формы нагреваемых деталей, способа их укладки в печи, теплопроводности металла и др. Точно учесть влияние всех этих факторов трудно, а в ряде случаев просто невозможно. Основное влияние на скорость нагрева, а значит и на его продолжительность, оказывают температура печи, масса и форма изделия. Чем выше температура и меньше масса, тем быстрее идет нагрев.

Влияние же формы проявляется в том, что при одной и той же массе скорее нагревается та деталь, у которой будет больше поверхность,

поскольку теплота от внешней среды поступает через поверхность. При одном и том же размере сечения детали продолжительность нагрева может оказаться различной в зависимости от формы. Например, цилиндр диаметром d нагревается вдвое быстрее, чем пластина толщиной d (рис. 28). Нагрев пластины происходит за счет теплоты, поступающей в основном с двух сторон — через верхнюю и нижнюю поверхность. Поступление теплоты через боковые торцы, удаленные от средней части пластины, практически не оказывает влияния на нагрев. Внутрь цилиндра теплота поступает через цилиндрическую поверхность со всех сторон, и потому он нагревается быстрее.

Тогда, когда необходимо лишь приблизительно определить время нагрева без учета влияния различных факторов (температуры, химического состава стали, форм детали и др.), можно принять, что при нагреве в печи с температурой $800—900^{\circ}\text{C}$ на каждый миллиметр линейного размера в сечении или расчетного размера детали норма времени составляет примерно $1,0—1,5$ мин. В этом случае для цилиндра диаметром 20 мм время нагрева составит $20—30$ мин. Лучшие результаты, хотя тоже очень приближенные, можно получить, если при подсчете времени нагрева учитывать температуру и характер нагревающей среды. Для этого можно воспользоваться данными, приведенными в табл. 1.

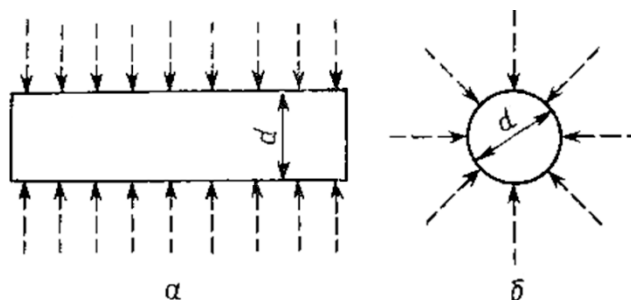


Рис.28. Нагрев пластины толщиной d (а) и цилиндра диаметром d (б)

При нагреве квадратных заготовок указанное в табл. 1 время увеличивается в $1,3$ раза, а при нагреве изделий прямоугольного сечения — в $1,5$ раза. При нагреве легированных сталей, содержащих карбиды, норма

времени также увеличивается примерно на 20-40% для более полного растворения карбидов. Следует иметь в виду, что указанные рекомендации и нормы времени по нагреву в печах относятся к случаю нагрева единичных изделий, когда к ним со всех сторон открыт доступ горячих газов.

Таблица 1

Приближенные нормы времени нагрева
изделий цилиндрической формы

Тип нагревательного устройства	Температура, °С	Норма времени на 1 мм диаметра, с
Печь электрическая	600-800	100-70
Печь газовая	800	50
Соляная ванна	800-1200	20-8

Если же в печь загружается садка, состоящая из множества однотипных деталей, то необходимая продолжительность нагрева увеличивается в зависимости от расположения деталей. Так, например, при расположении цилиндрических деталей в один ряд по высоте на близком расстоянии друг от друга, примерно 1 —1,5 их диаметра, расчетное время нагрева увеличивается в 1,5 раза.

В практике, однако, нередко бывают случаи, когда трудно определить время нагрева расчетным путем (например, при нагреве деталей сложной формы, при укладке их в несколько рядов по высоте и др.). В таких случаях время нагрева можно установить опытным путем. С этой целью детали загружаются в печь, и отсчитывается время, за которое цвет их сравнивается с цветом стенок печи. Дальнейшее продолжение нагрева необходимо для того, чтобы детали равномерно прогрелись по всему сечению. Продолжительность этого периода устанавливается в зависимости от времени нагрева до выравнивания цвета деталей в печи и составляет примерно 20— 30% от этого времени.

Несмотря на то, что современные термические печи снабжены приборами для автоматического контроля и регистрации температуры, необходимо

систематически наблюдать за работой печи и нагреваемыми деталями визуально, т.е. без прибора определять температуру нагрева печи и обрабатываемых деталей. С учетом этого может быть полезна приведенная ниже табл. 2, в которой указаны температуры и соответствующие им цвета излучения (цвета каления).

Таблица 2

Цвета излучения при различных температурах нагрева

Цвет излучения	Температура, °С	Цвет излучения	Температура, °С
Темно-вишневый	550-650	Оранжевый	950—1050
Темно-красный	650—750	Желтый	1050—1150
Красный	750-850	Ярко-желтый	1150—1250
Светло-красный	850—950	Белый	1250—1350

Определение температуры нагрева по цветам излучения требует некоторого навыка и опыта. Большое значение при этом имеет характер освещения (естественное или электрическое), его яркость, чистота воздуха в цехе и т.п. При отпуске, когда нагрев не превышает 600—650°С, контроль температуры можно осуществить с помощью термочувствительных карандашей. Такие карандаши при нагреве до определенной температуры резко изменяют свой первоначальный цвет.

Среда нагрева

Роль среды нагрева двояка. Во-первых, от нее зависит скорость передачи теплоты, а следовательно, скорость и продолжительность нагрева. Во-вторых, среда, в которой происходит нагрев, может вызвать окисление и обезуглероживание поверхности. При термической обработке могут использоваться следующие среды нагрева: в электропечах — воздух, в газовых печах — газы (продукты горения газового топлива), в печах-ваннах — расплавленная соль.

Печи-ванны применяют для нагрева как при закалке, так и при отпуске. Они имеют важные преимущества: быстроту и равномерность нагрева,

точность поддержания заданной температуры, возможность местного нагрева, минимальное окисление при правильном ведении процесса.

Нагреву в соляных печах-ваннах присущи и некоторые недостатки. Если на поверхности деталей имеется влага, то при загрузке их в ванну она мгновенно испаряется, и образующийся пар, стремясь выйти на поверхность, вызывает выброс расплавленной соли. Остатки соли на детали могут вызвать разъедание поверхности. По этой же причине тигли, в которых находится расплавленная соль, часто выходят из строя, что приводит к простоям ванны при их замене. Наконец, при нагреве в ваннах возможно обезуглероживание. Оно возникает тогда, когда открытая поверхность ванны контактирует с кислородом воздуха. При этом образуются окислы, которые, воздействуя на поверхность деталей, вызывают обезуглероживание. Во избежание этого в ванну добавляют 75% молотый ферросилиций, буру или карбид кремния. Наиболее эффективным раскислителем для соляных ванн, работающих при температуре 1200-1300°C, является фтористый магний.

В табл. 3 приведены некоторые составы соляных ванн, наиболее часто применяемых в производстве. При нагреве в газовых и электрических печах происходит окалинообразование и обезуглероживание металла.

Таблица 3

Составы соляных ванн и температурные интервалы их применения

Состав ванны, % по массе	Температура, °C	
	плавления	применения
100% BaCl ₂	960	1000—1300
50% BaCl ₂ + 50% NaCl	—	750—950
44% NaCl + 56% KCl	660	720—900
22,5% NaCl + 77,5% BaCl ₂	635	665-870
50% NaNO ₃ + 50% KNO ₃	220	280—550
100% NaOH	320	350—450
35% NaOH + 65% KOH	155	160—400

Окалинообразование. Окалина образуется вследствие окисления металла при повышенной температуре. Атомы железа на поверхности

металла взаимодействуют с кислородом, в результате чего возникают окислы FeO , Fe_2O_3 и Fe_3O_4 . Из этих окислов и состоит слой окалины. Такой слой, однако, не является преградой для кислорода. Атомы кислорода, имеющегося в печной атмосфере, путем диффузии проникают сквозь слой окалины, достигают атомов железа, и вновь образуются окислы. Таким образом, процесс окалинообразования идет непрерывно. Чем выше температура, тем больше скорость диффузии, и тем интенсивнее образуется окалина.

В печной атмосфере могут быть как окисляющие, так и восстановительные газы. К окисляющим газам относятся кислород, пары воды и двуокись углерода, а к восстановительным — водород и окись углерода. Для предотвращения окисления при нагреве нет необходимости полностью удалять из печи все окислительные газы. Достаточно установить определенное соотношение между содержанием окислительных и восстановительных газов. Наша промышленность изготавливает специальные установки для получения атмосфер с заданным соотношением окислительных и восстановительных газов. Это так называемые защитные или контролируемые атмосферы.

Обезуглероживание. При высокой температуре газы, имеющиеся в составе печной атмосферы (кислород, двуокись углерода, пары воды и водород) вступают в реакцию с углеродом, входящим в состав стали, в результате чего поверхность деталей обезуглероживается. Содержание углерода в нижележащих слоях оказывается большим, чем у поверхности. В этих условиях неизбежно начинается перемещение атомов углерода (диффузия) из нижележащих слоев к поверхности, где происходит контакт с печными газами, и, таким образом, выгорание углерода продолжается. Следовательно, обезуглероживание связано с процессом диффузии. Чем выше температура, тем больше скорость диффузии и степень обезуглероживания.

Применение защитных атмосфер позволяет полностью устранить окалинообразование и обезуглероживание. Большое распространение в

промышленности получили эндогазовые и экзогазовые защитные атмосферы. Эндогазовая или эндотермическая атмосфера получается путем сжигания природного газа в специальном генераторе при недостатке воздуха. Для того чтобы происходило горение газа при недостатке воздуха, необходимо нагревать газогенератор, т. е. вводить внутрь его теплоту. Отсюда и название атмосферы — эндотермическая («эндо» означает внутрь). Для получения экзотермической атмосферы также производят сжигание природного газа с недостатком воздуха, однако расход воздуха дается больше, чем при получении эндогаза. В этом случае проводить в генератор теплоту для горения уже не надо. Напротив, горение происходит с выделением теплоты наружу. Отсюда и название— экзотермическая атмосфера («экзо» означает наружный). Такой газ применяется как в очищенном, так и в неочищенном состоянии. Очистка заключается в удалении двуокиси углерода и паров воды. Эндогаз содержит 40% H_2 , 20% CO , остальное — азот. Содержание водорода в экзогазе значительно меньше. В этом его достоинство, поскольку водород способствует повышению хрупкости стали. Хорошие результаты дает использование эндоэкзотермической атмосферы, содержащей 20% H_2 . Само собой разумеется, что применение защитных атмосфер целесообразно только в таких печах, где обеспечивается относительная герметичность рабочего пространства.

Нагрев в кипящем слое. Представим себе цилиндрическую камеру, в которую вставлена перегородка с множеством мелких отверстий. Если на эту перегородку насыпать слой мелкозернистого сыпучего материала, а под нее подавать снизу сжатый воздух или иной газ, то можно подобрать такую скорость подачи газа, при которой частицы сыпучего материала поднимутся в восходящем потоке газа, сцепление между ними нарушится, и они станут подвижными. При этом частицы не оседают на дно и в то же время не поднимаются выше определенного уровня. Таким образом, возникает слой, подобный слою жидкости со свободным верхним горизонтальным уровнем. При некотором дальнейшем повышении скорости истечения газа твердые

частицы в слое интенсивно перемещаются, а часть газа прорывается на поверхность слоя, производя выбросы их наподобие кипения жидкости. Отсюда и название «кипящий слой». Теплопередача в кипящем слое, а следовательно, и нагрев происходят с очень большой скоростью, что обеспечивает высокую производительность.

Необходимая температура кипящего слоя достигается различными способами. При отпуске, когда нужна сравнительно низкая температура (до 600—650°C), применяют электрические нагреватели, которые устанавливают в огнеупорной кладке с наружной стороны камеры. Теплота от нагревателей поступает через стенки камеры. Для более высоких температур, которые необходимы при закалке или отжиге, нагрев кипящего слоя достигается путем непосредственного сжигания в нем газа, например природного. Для предотвращения окалинообразования и обезуглероживания подбирают соответствующий коэффициент расхода воздуха, необходимого для горения, аналогично тому, как это делается при получении эндо- и экзотермической атмосферы.

В качестве сыпучего материала для кипящего слоя при низких температурах нагрева используются песок, шамот, окись магния и т. п., а при высоких температурах пригодны электрокорунд и чистая окись магния (кессонная масса), которые в отличие от других материалов не спекаются. Размер частиц таких материалов должен быть не более 0,3—0,4 мм.

Пока метод нагрева в кипящем слое еще не получил широкого применения в промышленности. Однако поскольку преимущества его по качеству и эффективности нагрева очевидны, в будущем он займет в производстве должное место.

Применение защитных покрытий. Иногда, в мелкосерийном и единичном производстве для предохранения от окисления и обезуглероживания целесообразно использовать защитные покрытия. Такие покрытия в виде жидких смесей различного состава наносятся на

поверхность деталей перед нагревом путем окунания или с помощью кисти. Составы некоторых из этих покрытий приведены ниже.

№ 1 . . . Шамотная глина 40%, стеклопорошок 50%, тальк 10%.

№2 . . . Тальк 10%, каолин 20%, жидкое стекло 40%.

№ 3 . . . Грунтовая эмаль на основе фритты.

№ 4 . . . Эмаль марок ЭЖ 01, ЭВТ-10.

Первые два состава легко отслаиваются в процессе охлаждения при закалке. Эмалевые покрытия удаляются дробеструйной обдувкой либо нагревом в расплаве щелочи при температуре 500—550°С.

ОХЛАЖДЕНИЕ ПРИ ЗАКАЛКЕ

Выбор охлаждающей среды

Наиболее часто в качестве охлаждающей жидкости при закалке используется вода и масло. Строго говоря, ни то ни другое полностью не соответствует необходимым требованиям, к которым относятся: 1) быстрое охлаждение в интервале температур минимальной устойчивости аустенита — 650—550°С; 2) охлаждение с умеренной скоростью в интервале температур мартенситного превращения — 300—200°С. Последнее обусловлено тем, что мартенситное превращение происходит не одновременно по всему объему детали: раньше оно начинается у поверхности, в результате чего появляются внутренние напряжения и возможны трещины. При меньшей скорости охлаждения такие напряжения также будут меньшими.

В первый период, в интервале температур 800—400°С, вода охлаждает со скоростью примерно 200°С/с. Этого вполне достаточно, чтобы предотвратить распад аустенита в углеродистой стали и обеспечить закалку. Во второй период, в интервале температур 400—100 °С, скорость охлаждения в воде резко возрастает (до 400— 800°С/с). А надо было бы как раз наоборот, чтобы в этот период скорость уменьшилась, с тем чтобы

снизить напряжения при образовании твердой, но хрупкой мартенситной структуры.

Существует неверное представление о том, будто нагрев воды существенно уменьшает опасность образования трещин. При нагреве воды до 40—50°C скорость охлаждения в первый период снижается до 100°C/с и ниже, в то время как во второй период она, хотя также снижается, но остается все же сравнительно высокой 350—550 °C/с.

При закалке в масле скорость охлаждения получается значительно меньшая, чем в воде. В первый период, при температуре 650—550°C, масло охлаждает со скоростью примерно в 6 раз меньшей, чем циркулирующая вода. Этого уже недостаточно для закалки углеродистых сталей, но вполне подходит для легированных. Зато во второй период, при температуре 200°C, скорость охлаждения в масле в 28 раз ниже, чем в воде. Это значительно уменьшает закалочные напряжения и опасность образования трещин. Такое преимущество масла позволяет закаливать в нем крупные детали сложной формы, не опасаясь возникновения трещин.

Закаливающая способность масел мало зависит от температуры. Так, при нагреве до 120—150°C скорость охлаждения в масле изменяется всего на 50°C/с. Это практически не влияет на результаты закалки. Не следует, однако, с учетом противопожарной безопасности допускать, чтобы температура закалочного масла была более 80—90°C. Перегретое масло слегка дымит. Это опасный признак. В случае вспышки масла бак следует немедленно закрыть крышкой или листами железа.

Для охлаждения масла в баки встраивают змеевики, по которым проходит проточная вода. Циркуляция масла в баке повышает его закаливающую способность и обеспечивает более равномерную закалку. Не следует, однако, с этой целью применять сжатый воздух, так как он способствует ускоренному окислению и, следовательно, сокращению срока службы масла. Лучше производить перемешивание с помощью крыльчатки, встроенной в бак.

Закаливающая способность различных масел при одной и той же температуре зависит от их вязкости. В процессе работы вязкость масла постепенно повышается, и, следовательно, закаливающая способность его падает. Это происходит в основном по двум причинам: во-первых, вследствие насыщения масла продуктами его термического разложения и, во-вторых, благодаря попаданию в масло механических примесей (окалины и пр.). Масло становится непригодным для закалки и подлежит замене, если одна или несколько его характеристик, устанавливаемых при контроле, превосходят следующие предельные нормы: 1) повышение вязкости более чем на 40% по сравнению с исходной; 2) содержание смол более 10%; 3) содержание механических примесей более 0,15%; 4) кислотность более 2—2,5 мг КОН/г.

Промышленностью освоен выпуск специальных закалочных масел серии МЗМ. Они содержат присадки, повышающие стойкость против окисления, улучшающие моющие свойства и снижающие ценообразование. В зависимости от марки такие масла можно использовать при температурах от 70 до 175°C.

Хорошие результаты получаются при использовании для закалки водовоздушной смеси. С этой целью применяют форсунки, в которых вода распыляется с помощью сжатого воздуха. Регулируя соотношение воды и воздуха, а также давление смеси, можно изменять скорость охлаждения. Это особенно важно при закалке крупных деталей, когда охлаждение в воде может вызвать трещины, а охлаждение в масле не обеспечивает получения необходимой твердости. При давлении воздуха 3 атм и расходе воды 100 л/ч скорость охлаждения получается примерно такой же, как и в масле.

Наряду с водой и маслом, в практике в качестве закалочных сред применяют водные растворы солей и щелочей. Такие растворы обладают повышенной закаливающей способностью по сравнению с водой. Особенно благоприятное действие оказывает щелочь NaOH. Так, например, в 40—50% водном растворе NaOH в интервале температур 750—550°C скорость

охлаждения достигает $1400^{\circ}\text{C}/\text{с}$, т. е. почти в 2 раза больше, чем в воде. В то же время при температуре $300\text{—}200^{\circ}\text{C}$, когда происходит мартенситное превращение, эта скорость резко снижается, приближаясь к скорости охлаждения в масле.

Для закалки сталей с пониженной прокаливаемостью применяют также 5—15% водные растворы щелочей и так называемый каустический раствор, в состав которого входят 3—5% каустической соды Na_2CO_3 и 3- 5% щелочи NaOH . При закалке в каустическом растворе достигается более глубокая прокаливаемость и повышенная твердость при минимальном короблении деталей.

Щелочные растворы, однако, имеют серьезные недостатки: ядовитость паров, выделяющихся при закалке, ускоренное отложение осадков на стенках трубопроводов, необходимость незамедлительной отмычки в горячей воде остатков щелочи, которые могут вызвать разъедание поверхности деталей. К этому следует добавить, что щелочные растворы повышенной концентрации в открытых баках быстро, в течение 20—30 ч, теряют свои свойства. Это происходит под действием двуокиси углерода CO_2 , содержащейся в воздухе, которая, реагируя со щелочью, дает соду Na_2CO_3 . Во избежание этого поверхность раствора покрывают слоем индустриального масла, и тогда раствор может служить несколько месяцев.

В последние годы все большее значение приобретают горячие закалочные среды. Это связано с тем, что расширяется применение прогрессивных технологических процессов изотермической и ступенчатой закалки, для которых необходимы такие среды. В табл. 4 приведены некоторые составы горячих закалочных сред на основе солей и щелочей.

Интенсивность охлаждения в соляных ваннах можно существенно повысить путем введения в них воды. Это делается с помощью специального приспособления. Ввод воды производится в глубине расплава. Частично она испаряется, а частично поглощается солью. Количество воды, поглощаемой солью при данной температуре, строго определенное (рис. 29).

Составы горячих закалочных сред для изотермической
и ступенчатой закалки

Состав ванны, %	Температура, °С	
	плавления	применения
55KNO ₃ + 45NaNO ₂	137	150—500
55NaNO ₃ + 45NaNO ₂	220	230—550
55NaNO ₃ + 45KNO ₃	218	230—550
20NaOH + 80KOH + H ₂ O	130	150—250
35NaOH + 65KOH	155	170—350
25NaOH + 75KOH + H ₂ O	140	150—250

Это обеспечивает стабильные условия охлаждения. Так, например, в расплаве, состоящем из 55% KNO₃ и 45% NaNO₂ при содержании 0,68% H₂O и температуре 170°С, скорость охлаждения достигает 315 °С/с вместо 60 °С/с в обычной ванне. Содержание воды в ванне и ее температура регулируются с помощью автоматических приборов.

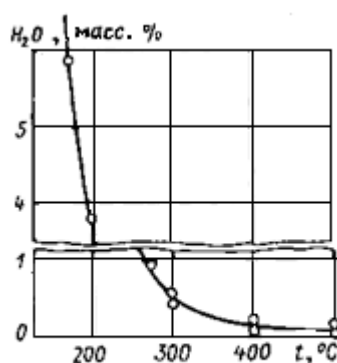


Рис. 29. Растворимость воды в соли в зависимости от температуры

Горячей закалочной средой может служить также вязкое масло типа тяжелого цилиндрического 52, известного под названием Вапор. Это масло имеет высокую температуру вспышки и рабочий интервал температур 170—190°С. Такая температура бывает необходима при ступенчатой закалке. Для удаления масляной пленки, образующейся на деталях после закалки в горячем масле, проводят промывку в 3—5% содовом растворе. Такая пленка

удаляется гораздо лучше, если после выдержки в горячем масле провести охлаждение деталей в холодном масле.

Способы закалки

Для того чтобы уменьшить внутренние напряжения в деталях и избежать появления трещин, применяют различные способы закалки.

Прерывистая закалка. Изделия, нагретые до закалочной температуры, охлаждаются последовательно в двух средах — вначале с большей, а затем с меньшей охлаждающей способностью. Например, вначале охлаждение проводится в воде, а затем, незадолго до начала мартенситного превращения, изделия переносятся в масло. Благодаря этому образование мартенсита происходит в условиях умеренной скорости охлаждения в масле, в результате чего уменьшаются внутренние напряжения и деформация. Такой способ закалки осуществляется обычно вручную. Он требует высокого мастерства и не получил распространения в массовом производстве.

Ступенчатая закалка. Деталь, нагретая до закалочной температуры, охлаждается в горячей среде, имеющей температуру немного выше начала мартенситного превращения (обычно 180—250°C). Поверхность детали быстро приобретает температуру среды, и по мере выдержки происходит выравнивание температуры по ее сечению. При дальнейшем охлаждении образуется мартенсит. Таким образом, охлаждением в горячей среде удается сохранить аустенит до температуры 180—250°C, когда он, как это можно видеть на С-образных кривых, обладает сравнительно высокой устойчивостью. В этих условиях последующее охлаждение даже на воздухе обеспечивает получение мартенситной структуры. Но поскольку теперь температура детали выровнялась по всему сечению, мартенситное превращение произойдет одновременно по всему объему. Благодаря этому уменьшаются внутренние напряжения и снижается опасность образования трещин (рис.30, а).

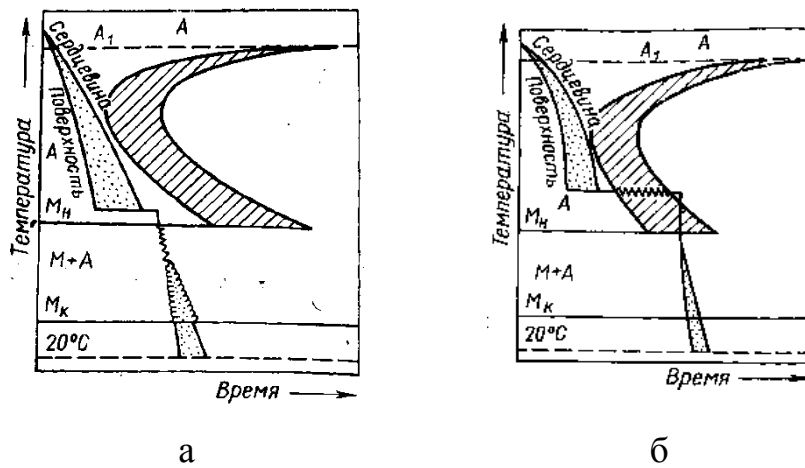


Рис.30. Схема ступенчатой (а) и изотермической (б) закалки

Ступенчатую закалку нельзя, однако, применять для деталей крупных сечений, так как в этом случае потребуется длительная выдержка для выравнивания температуры по сечению, и поэтому может начаться распад аустенита. В результате закалка на мартенсит не получится.

Горячая закалка. Такая закалка проводится аналогично ступенчатой, но в отличие от нее температура горячей среды устанавливается ниже температуры начала мартенситного превращения. Обычно она бывает в пределах 160-110°C. Скорость охлаждения при этом снижается по сравнению с холодной закалочной средой, благодаря чему уменьшаются внутренние напряжения и коробление детали. Горячую закалку применяют для деталей из углеродистых сталей с размерами сечения до 40 мм.

Изотермическая закалка. Такая закалка также сходна со ступенчатой. Температура горячей среды, как и при ступенчатой закалке, устанавливается выше температуры начала мартенситного превращения. Однако в отличие от ступенчатой, выдержка в горячей среде более длительная. В результате образуется уже не мартенсит, а структура промежуточного типа, известная под названием бейнита. Кроме бейнита, в структуре сохраняется еще остаточный аустенит. В связи с этим, хотя сталь и не будет обладать такой высокой твердостью, как при закалке на мартенсит, однако в ней будут сочетаться достаточно высокая прочность и вязкость, что обеспечивает хорошие

эксплуатационные свойства. Изотермическую закалку применяют преимущественно для легированных сталей (рис. 30, б).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Отпуск – вид термической обработки закаленных сплавов, применяемый с целью восстановления устойчивого физико-химического равновесия их структуры. Операция отпуска проводится после закалки сплава. Само название этой операции говорит о том, что сталь как бы отпускается из напряженного, закаленного состояния. В результате снижается хрупкость, повышаются вязкость и сопротивление ударной нагрузке. Процесс отпуска заключается в нагревании закаленного сплава до некоторой температуры, лежащей ниже температуры фазового превращения, с последующим быстрым или медленным охлаждением.

Как мы уже видели, структура закаленной стали представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в железе, что вызывает сильные внутренние напряжения. Вследствие этого атомная решетка искажается, превращаясь из кубической в тетрагональную, а сталь приобретает хрупкость и легко разрушается при ударных нагрузках. Если же устранить внутренние напряжения, то, не снижая прочности и твердости стали, можно уменьшить хрупкость и тем самым существенно улучшить ее эксплуатационные свойства, что и достигается операцией отпуска с нагревом до температуры 150-200°C. Это так называемый *низкий отпуск*. Что же происходит при низком отпуске? Под действием повышенной температуры атомы углерода приобретают более высокую подвижность и благодаря этому выходят из твердого раствора. Они образуют с атомами железа химическое соединение карбид Fe_2C . При этом внутренние напряжения в атомной решетке железа уменьшаются, и в результате снижается хрупкость закаленной стали. Образующиеся карбиды имеют настолько малые размеры, что их невозможно обнаружить с помощью микроскопа, поэтому видимых изме-

нений в микроструктуре после низкого отпуска не наблюдается. Зато свойства стали существенно улучшаются.

Низкий отпуск применяют в тех случаях, когда после закалки необходимо сохранить высокую твердость и износостойкость стали. Для завершения всех процессов, происходящих при низком отпуске, достаточно дать выдержку при температуре 200°C в течение 1 ч. Хотя при этом не весь углерод выходит из раствора, однако продолжение выдержки не дает существенных изменений. Твердость стали после низкого отпуска зависит от содержания в ней углерода. В высокоуглеродистых сталях, содержащих более 0,7% С, она бывает обычно в пределах *HRC* * 59-63.

При повышении температуры отпуска до 200-300°C происходят изменения в структуре: остаточный аустенит превращается в отпущенный мартенсит. В легированных сталях это превращение происходит при более высокой температуре.

В некоторых высоколегированных сталях, например, в быстрорежущих, которые содержат до 35% остаточного аустенита, превращение его в мартенсит происходит при нагреве свыше 500°C.

При отпуске в интервале 200-300°C появляются так называемые цвета побежалости, что связано с возникновением на чистой (шлифованной, полированной) металлической поверхности при этих температурах тонких слоев окислов. Данные об изменении цвета поверхности стали в зависимости от толщины слоя и температуры следующие:

Цвет побежалости	Температура, °С	Толщина слоя, мкм
Соломенно-желтый	220-240	0,045
Оранжевый	240-260	0,050
Красно-фиолетовый	260-280	0,065
Синий	280-300	0,070

* *HR, HRB, HRC и HRA* - твёрдость, определённая по методу Роквелла.

HB (*H* = *hardness* (твёрдость, англ.), *B* — Бринелль) - число твердости по Бринеллю. Являются безразмерными величинами.

Цвет слоя окисла зависит от его толщины; уже за короткое время пребывания стали при 220°C она покрывается слоем толщиной 0,04 мкм, придающим поверхности светло-желтый цвет. При дальнейшем повышении температуры до 300-400°C в углеродистой закаленной стали полностью завершается процесс выделения углерода из твердого раствора. Карбид Fe_2C преобразуется в знакомый нам цементит Fe_3C . Другими словами, в результате отпуска при 300—400°C происходит распад мартенсита, и образуется структура, состоящая из феррита, в котором будут равномерно распределены мельчайшие кристаллики цементита. Такая структура называется *трооститом*. При повышении температуры отпуска до 450°C и более происходят существенные изменения как в структуре, так и в свойствах закаленной стали, обусловленные укрупнением цементитных частиц: мелкие частицы как бы сливаются с более крупными. Такой процесс называется *коагуляцией* цементита. При температуре отпуска свыше 450°C частицы цементита становятся настолько крупными, что их без труда можно различить при наблюдении под микроскопом. Такую ферритно-цементитную структуру, полученную в результате закалки и отпуска при указанной температуре, называют *сорбитом*. Таким образом, сорбит отличается от троостита только тем, что частицы цементита в нем более крупные.

Если теперь повысить температуру отпуска до 600-650°C, то частицы цементита укрупнятся настолько, что структура по виду будет приближаться к обычному перлиту, который был до закалки. Тем не менее будут и отличия: перлит, полученный после закалки и отпуска, будет иметь более однородное мелкодисперсное строение. Это способствует улучшению свойств стали, и потому сочетание закалки с высоким отпуском носит название *улучшения*.

Отпуск закаленной стали в интервале температур 300-450°C принято называть *средним*, а отпуск в интервале температур 500-600°C — *высоким*.

При среднем отпуске закаленной стали образуется трооститная структура, и сталь приобретает наиболее упругие свойства.

При высоком отпуске образуется сорбитная структура. При этом значительно снижается твердость стали, но зато существенно повышается ее вязкость и сопротивление ударной нагрузке (ударная вязкость). Кроме того, как установлено исследованиями, высокий отпуск почти полностью (на 90—95%) устраняет внутренние напряжения, поэтому его применяют для многих ответственных деталей и инструментов, работающих в условиях динамической нагрузки: валов, шатунов, молотовых штампов и др.

Отпуск легированных сталей имеет существенные особенности. До температуры 150°C легирующие элементы не оказывают существенного влияния на процесс отпуска. Но при более высоких температурах такие элементы, как хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан и кремний, тормозят распад мартенсита, а также образование и рост (коагуляцию) карбидных частиц. Объясняется это тем, что как для распада мартенсита, так и для роста карбидных частиц необходима диффузия (перемещение) атомов углерода, а легирующие элементы препятствуют этому. Поэтому в углеродистых сталях мартенсит сохраняется только до 300—350°C, в легированных сталях — до 450—500°C, а в высоколегированных он может сохраняться до еще более высоких температур. Это имеет важное практическое значение для деталей и инструментов, от которых требуется сохранение высокой твердости и износостойкости в условиях повышенной температуры.

Однако при отпуске легированных сталей наблюдается отрицательное явление, известное под названием *отпускной хрупкости*. Оно заключается в том, что в случае отпуска таких сталей при температурах 250-400°C или 500-550°C происходит падение сопротивления стали ударной нагрузке, т. е. возникает хрупкость. В первом случае хрупкость вызывается тем, что в интервале температур 250-400°C при распаде мартенсита образуются карбиды, которые выделяются преимущественно по границам кристаллов мартенсита. Это приводит к возникновению больших внутренних напряжений, а следовательно, к хрупкости. Для устранения такой хрупкости

нужно провести повторный нагрев выше 400°C, однако при этом уже получится пониженная твердость. Во втором случае при отпуске в интервале температур 500-550°C хрупкость наблюдается, если охлаждение после отпуска было замедленным. Полагают, что такая хрупкость вызывается диффузией к границам зерен фосфора и некоторых других элементов. Одни из легирующих элементов, например хром в сочетании с никелем, марганцем или кремнием, усиливают такую диффузию, а значит, повышают хрупкость. Другие, как, например вольфрам или молибден, тормозят диффузию, а следовательно, подавляют отпускную хрупкость. При быстром охлаждении после отпуска диффузия не успевает произойти, и отпускная хрупкость не наблюдается. Однако резкое охлаждение после высокого отпуска, особенно крупных деталей, может вызвать внутренние напряжения и потому не всегда допустимо. Именно в таких случаях в сталь вводят небольшое количество вольфрама или молибдена, и тогда отпускная хрупкость даже в условиях медленного охлаждения после отпуска не возникает.

Рационально проведенный отпуск закаленного сплава обыкновенно способствует повышению предела упругости, предела текучести, относительного удлинения и сужения при небольшом понижении твердости. Состояние закаленных сплавов может быть в отдельных случаях неустойчивым, так как при комнатной температуре иногда уже через несколько часов после закалки начинается распад твердого раствора с выделением мелкодисперсного растворенного компонента. Такой процесс изменения структуры и свойств закаленного сплава называют *старением*. При этом происходит часто весьма значительное изменение механических свойств. На характер и степень изменения свойств при старении большое влияние оказывают и температура нагрева, и скорость охлаждения при закалке. Основным признаком старения считается самопроизвольное повышение твердости закаленного сплава с течением времени при комнатной температуре или после незначительного нагрева. Если старение сплавов

происходит при комнатной температуре, без специальных нагревов, то такой процесс называется *естественным старением*.

Иногда производится специальная термическая обработка при низких температурах (до 200°C), что позволяет ускорить выпадение мелкодисперсных частиц в сплавах. В этом случае старение называется *искусственным*. По существу искусственное старение — это лишь ускоренное естественное старение, так как в обоих случаях причиной повышения твердости и изменения других механических свойств является выпадение мелкодисперсных частиц из твердых растворов.

Явление старения имеет большое практическое значение и широко используется при термической обработке на упрочнение сплавов. Наибольшее применение получил процесс старения при обработке алюминиевых сплавов, сплавов меди и никеля с бериллием. Так, твердость сплава меди с 2,5% бериллия после закалки и старения повышается с *НВ* 100 до *НВ* 400. Старение происходит также у золотых и серебряных сплавов, однако влияние его на механические свойства не столь значительно, как у алюминиевых и медных сплавов.

ОТЖИГ И НОРМАЛИЗАЦИЯ

Отличительной особенностью операции отжига является замедленное охлаждение. При нормализации охлаждение проводится на воздухе. В зависимости от того, какие требуется получить свойства стали, применяют различные виды отжига: 1) диффузионный, 2) полный, 3) неполный, 4) сфероидизирующий, 5) рекристаллизационный, 6) изотермический.

На рис. 31 приведены виды отжига, имеющие наиболее широкое использование в промышленности.

Диффузионный отжиг. Такой отжиг называют иногда гомогенизирующим. Слитки, особенно из легированной стали, имеют неоднородное строение. Как известно, углерод и железо образуют с легирующими элементами химические соединения — карбиды.

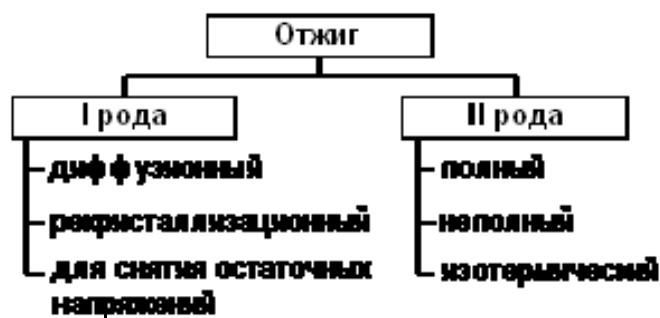


Рис. 31. Основные виды отжига

Вследствие этого легирующие элементы оказываются неравномерно распределенными по объему стали: в местах образования карбидов их больше. Возникает неоднородность стали, называемая *карбидной ликвацией*. Кроме того, в образующихся при затвердевании слитка кристаллах (они имеют древовидную форму и потому называются *дендритами*) возникает химическая неоднородность. Содержание тугоплавких легирующих элементов, таких как хром, вольфрам, ванадий, в средней части дендрита больше, чем по краям. Такая химическая неоднородность носит название *дендритной ликвации*. Для выравнивания химического состава слитков нагревают до высокой температуры, при которой увеличивается подвижность атомов элементов. Благодаря этому происходит перемещение атомов из мест с большей концентрацией к местам с меньшей концентрацией. В результате такой диффузии и происходит выравнивание химического состава. Отсюда и название — диффузионный отжиг. Чтобы ускорить диффузию, нагрев проводят до очень высокой температуры (1100—1200°C). Длительность всей операции достигает 100 ч и более, поэтому такой отжиг сравнительно редко применяют в производстве.

Полный отжиг. Такой отжиг осуществляется путем нагрева стали до температуры выше A_{c3} , т.е. до аустенитного состояния, с последующим замедленным охлаждением. Он применяется для конструкционных сталей с целью получения однородной мелкозернистой структуры, снижения твердости, повышения пластичности и устранения внутренних напряжений.

Например, при изготовлении стальных отливок получается очень грубая крупнозернистая структура (рис. 32). Полный отжиг можно применить для измельчения зерна.

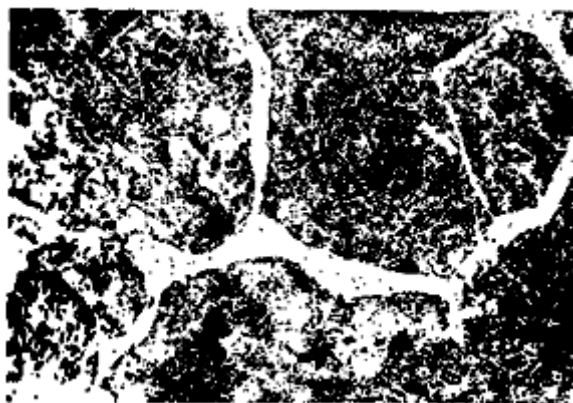


Рис.32. Крупнозернистая структура литой стали

При изготовлении поковок получается неоднородная структура: в тонких сечениях, где обжатие было большим, зерно получается мелким, а в крупных сечениях, где обжатие было незначительным, структура более крупнозернистая. Для получения однородной структуры по всему объемуковки также применяют полный отжиг. Почему же при таком отжиге происходит измельчение структуры, и зерна по размерам становятся более однородными? Чтобы уяснить это, проследим за структурными превращениями при нагреве и охлаждении. При нагреве стали выше температуры A_{c3} перлит превращается в аустенит. Это кристаллизационный процесс. Он происходит путем образования в начальной стадии мельчайших зародышей кристалликов аустенита и постепенного их роста по мере повышения температуры. Следовательно, если нагрев проводить лишь немного выше температуры A_{c3} (всего на $30\text{—}50^\circ\text{C}$), то вновь образовавшиеся кристаллы аустенита остаются мелкими. В дальнейшем, при охлаждении ниже температуры A_{c3} образуется однородная мелкозернистая структура ферритно-перлитного типа. При этом в пределах одного аустенитного зерна возникает несколько перлитных зерен, и поэтому перлит

получается еще более мелкозернистым, чем аустенит, из которого он образовался.

Полный отжиг можно применять как предварительную термическую обработку перед закалкой. Поскольку такой отжиг обеспечивает образование более однородной структуры, то и после закалки получают более однородные свойства.

Неполный отжиг. При неполном отжиге, как и при неполной закалке, нагрев проводится выше температуры A_{c3} на 30—50°C. После выдержки осуществляется замедленное охлаждение. Если исходная структура была ферритно-перлитной, как, например, в конструкционной стали, то после нагрева до такой температуры она превратится в ферритно-аустенитную. Иначе говоря, лишь перлит и частично феррит превратятся в аустенит, а остальная часть феррита останется без изменений. Очевидно, если зерна феррита имели неоднородные размеры или вытянутую форму в виде строчек (как, например, после прокатки), то все это останется неизменным и после отжига. Следовательно, такой отжиг не обеспечивает полной перекристаллизации и получения однородной структуры. Но зато при неполном отжиге, как и при полном, происходит снижение твердости, повышение пластичности, улучшение обрабатываемости резанием, и требуется более низкая температура нагрева. В связи с этим уменьшается количество образующейся окалины, тратится меньше времени, снижается расход энергии. Следовательно, такой отжиг экономичнее. Схематически структурные изменения при неполном отжиге показаны на рис. 33.

Высокоуглеродистые стали типа инструментальных, шарикоподшипниковых и др. подвергаются неполному отжигу. Полный отжиг с нагревом до аустенитного состояния не дает никаких преимуществ, поскольку после охлаждения получается также перлитно-цементитная структура, с той лишь разницей, что в условиях замедленного охлаждения цементит выделяется по границам перлитных зерен, что повышает хрупкость стали после закалки.

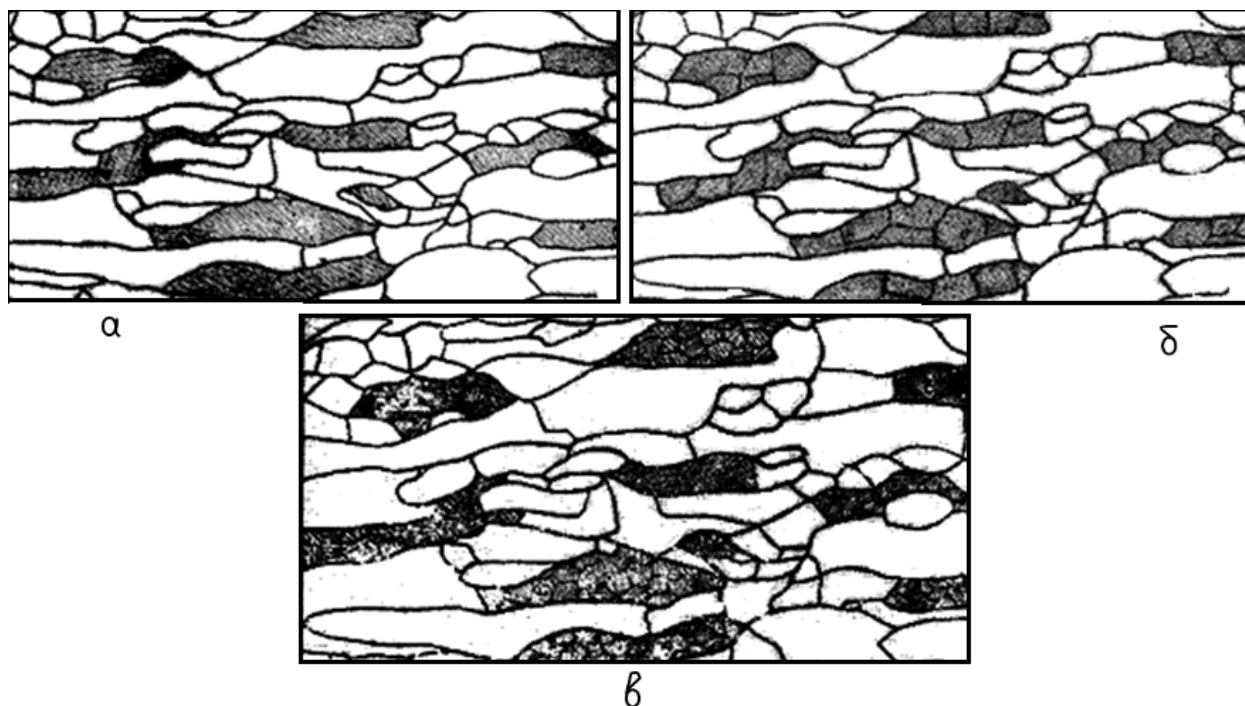


Рис. 33. Схема изменений структуры при неполном отжиге: *a* - исходная структура: перлит (заштрихованные участки) и феррит (светлые участки); *б* - структура при нагреве выше точки A_{c1} : феррит (без изменений) и аустенит (темные участки); *в* - структура после охлаждения: мелкозернистый перлит, (заштрихованные участки) и феррит (светлые участки)

Сфероидизирующий отжиг. Такое название отжиг получил, потому что целью его является превращение пластинчатого перлита в зернистый — сфероидизированный, что улучшает обрабатываемость сталей резанием.

В результате сравнительно быстрого охлаждения таких сталей после прокатки они приобретают структуру пластинчатого перлита или сорбита. В пластинчатом перлите цементит имеет форму тонких пластинок, расположенных в виде слоев в поле феррита. Сталь с такой структурой имеет повышенную твердость, что затрудняет ее обработку режущим инструментом. Если же цементит располагается в феррите в виде мелких округлых зернышек, то твердость стали снижается, и обработка ее режущим инструментом значительно облегчается. Перлит, в котором цементит имеет форму мелких зерен, называется *зернистым* (рис. 34). Главное при отжиге — не нагревать сталь значительно выше A_{c3} , иначе будет происходить образование не зернистого, а пластинчатого перлита.

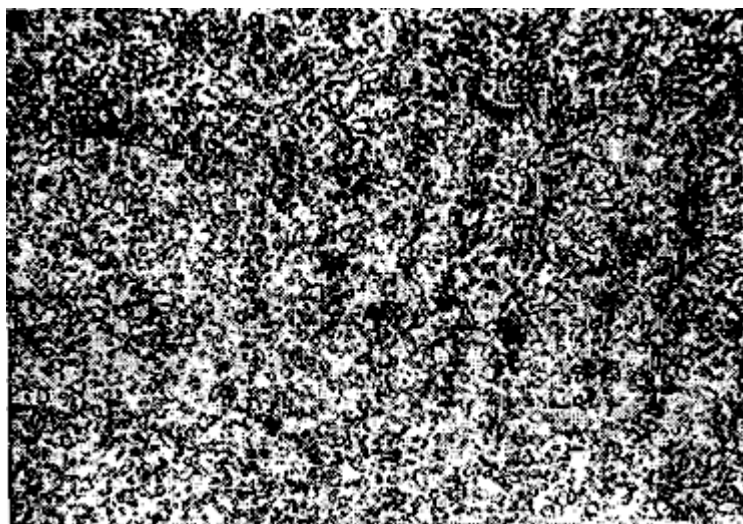


Рис. 34. Микроструктура зернистого перлита

Сфероидизацию можно осуществить также путем нагрева ниже температуры A_{c3} , как при высоком отпуске. В этом случае выдержка при повышенной температуре будет способствовать переходу пластинчатого цементита в более устойчивый — зернистый. Однако для этого потребуется значительно большее время выдержки, и потому такой процесс редко применяют в производстве.

Рекристаллизационный отжиг. Такой отжиг применяют после холодной прокатки листов или после волочения (калибровки) прутков, а также после холодной штамповки деталей из листовой стали с целью устранения наклепа, вызванного пластической деформацией. Рекристаллизационный отжиг осуществляется путем нагрева до температуры ниже A_{c1} , выдержки и последующего замедленного охлаждения. Проследим, как изменяются структура и свойства стали при наклепе и последующем рекристаллизационном отжиге.

При холодной прокатке, волочении и листовой штамповке зерна металла деформируются, дробятся, в них возникают многочисленные дислокации, которые, двигаясь в разных направлениях, встречаются и блокируют друг друга. В результате дальнейшее движение дислокаций затрудняется, т. е. увеличивается сопротивление деформации. Другими словами, повышается твердость и прочность при одновременном снижении

пластичности, т. е. возникает хрупкость. В этом и заключается сущность наклепа. Такое состояние металла с многочисленными дислокациями и другими искажениями атомной решетки неустойчиво. Тем не менее, при обычной температуре, когда подвижность атомов мала, оно может сохраниться очень долго. Но уже при повышении температуры до 650-700°C диффузионная подвижность атомов возрастает настолько, что становятся возможными кристаллизационные процессы. При этом возникают новые центры кристаллизации, вокруг которых благодаря диффузии атомов как бы заново строится решетка, но уже без дислокаций и искажений. Взамен старых, деформированных зерен вырастают новые равноосные зерна, примерно такие же, какие были до пластической деформации, восстанавливается первоначальная структура, а следовательно, и свойства металла.

Изотермический отжиг. Отличительной особенностью изотермического отжига является то, что при его проведении распад аустенита на ферритно-цементитную смесь происходит при постоянной температуре. При других видах отжига такой распад происходит в период охлаждения в условиях непрерывного снижения температуры. После того, как уже произошел распад аустенита, скорость охлаждения не имеет существенного значения, поэтому охлаждение после изотермической выдержки можно проводить на воздухе. Это дает определенные преимущества. Во-первых, сокращается длительность процесса, особенно для легированных сталей, для которых при обычном отжиге требуется очень медленное охлаждение. Во-вторых, структура получается более однородной, поскольку превращение аустенита в перлит происходит при одной и той же температуре, а не в интервале температур, как при обычном отжиге.

Изотермический отжиг осуществляется путем нагрева до аустенитного состояния, т. е. на 30—50°C выше температуры A_{c3} . После этого температура снижается примерно на 150°C ниже A_{c1} , и дается изотермическая выдержка. С этой целью после нагрева детали быстро переносят в другую печь или

ванну с температурой 600—700°C (в зависимости от марки стали) и выдерживают в течение времени, необходимого для полного распада аустенита. Длительность выдержки зависит от размеров детали и от состава стали. Если, например, для углеродистых сталей бывает достаточно нескольких минут, то для легированных сталей иногда требуется несколько часов.

Существуют такие легированные стали, которые не отжигаются даже при очень медленном охлаждении, например сталь 18Х2Н4ВА. В таких случаях применяют изотермический отжиг. Для таких сталей он является лучшим способом снижения твердости и улучшения обрабатываемости резанием. На рис. 35 представлены режимы различных видов отжига.

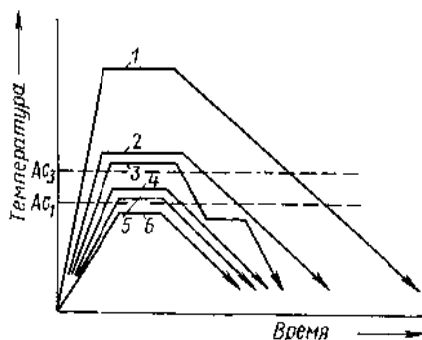


Рис. 35. Режимы различных видов отжига: 1 - диффузионный; 2 - полный; 3 - изотермический; 4 - неполный; 5 - сфероидизирующий; 6 - рекристаллизационный

Нормализация. Нормализация осуществляется путем нагрева стали до аустенитного состояния с последующей выдержкой, аналогично полному отжигу, с той лишь разницей, что охлаждение при нормализации всегда проводится на спокойном воздухе. Это упрощает процесс и сокращает его длительность, поэтому тогда, когда возможно, целесообразно отжиг заменять нормализацией.

Нормализация, как правило, применима лишь для углеродистых и низколегированных сталей. Средне- и высоколегированные стали при охлаждении на воздухе приобретают сорбитно-трооститную или мартенситную структуру с высокой твердостью. С повышением содержания

углерода в стали увеличивается и различие в свойствах между отожженной и нормализованной сталью.

Для низкоуглеродистых сталей, содержащих до 0,2% С, нормализацию нужно предпочесть отжигу. Это диктуется не только сокращением длительности операции, но также улучшением обрабатываемости ее резанием. Нормализацию стали, содержащей 0,3—0,4% С, целесообразно проводить лишь в том случае, если более высокая твердость в нормализованном состоянии заметно не отражается на обрабатываемости резанием.

Нормализацию применяют также для устранения цементитной (или карбидной) сетки в инструментальных сталях. Такая сетка придает стали хрупкость. При нагреве этих сталей под закалку до температуры немного выше A_{c1} цементит или карбиды почти не растворяются в аустените, и после закалки сохраняются в стали в виде сетки. Если же нагрев проводить до аустенитного состояния, т. е. выше линии SE на диаграмме состояния (см. рис. 8), то весь цементит или карбиды оказываются растворенными в аустените, и при последующем сравнительно быстром охлаждении на воздухе выделение цементита или карбидов происходит в виде разрозненных включений, а не в виде сетки. В результате хрупкость стали уменьшается.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЦВЕТНЫХ И ДРАГОЦЕННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

В ювелирном производстве, где применяются драгоценные и цветные металлы и их сплавы, термическую обработку производят главным образом для снятия наклепа, полученного металлом при деформации, и для восстановления окисленного поверхностного слоя после пайки ювелирных изделий ручными газовыми горелками. Получение ювелирных металлов с высокими механическими характеристиками является одной из основных задач ювелирного производства, поэтому рассмотрение режимов и спе-

цифики термической обработки наиболее распространенных ювелирных сплавов имеет особое значение.

Как мы уже знаем, цель отжига — обеспечить получение максимально равновесной структуры металла в данном сплаве, уменьшить его прочность и твердость, увеличить пластичность.

Так как основные металлы ювелирной техники не имеют полиморфного превращения, то к ним применимы следующие виды отжига: гомогенизационный, рекристаллизационный, дорекристаллизационный, гетерогенизационный.

Назначение *гомогенизационного отжига* или гомогенизации — устранение дендритной ликвации, выравнивание химического состава сплава по телу зерна.

При кристаллизации сплава часто возникает дендритная ликвация — неоднородность химического состава сплава внутри зерна. Она связана с тем, что кристаллизация твердого раствора происходит в интервале температур кристаллизации, между температурой линии ликвидус и солидус. При этом состав твердого раствора, находящегося в равновесии с жидкой фазой, непрерывно изменяется с изменением температуры. Если скорость охлаждения мала, то состав растущего кристалла в процессе охлаждения успевает сравняться, и химический состав в центре зерна и на его границе оказывается одинаковым. В реальных условиях скорость охлаждения при кристаллизации оказывается обычно высокой, и процесс диффузионного выравнивания состава не успевает произойти. После кристаллизации состав зерна оказывается неоднородным. В частности, такое явление наблюдается в литой оловянистой бронзе и мельхиоре. При среднем содержании никеля в сплаве МН19 19-20% в центре зерна его содержание может достигать 30%, на границе зерна 10-15%.

Следствием дендритной ликвации являются:

1. уменьшение коррозионной стойкости сплава в результате образования гальванических пар из-за различия химического состава центральных и периферийных участков зерна;

2. понижение пластичности сплава. Особенно в тех случаях, когда по границам зерен образуются грубые прослойки нитридов, фосфидов и других фаз, а также неравновесной эвтектики;

3. образование строчечной структуры при обработке давлением. Строчечная структура сплава вызывает повышенную склонность сплава к межкристаллитному излому;

4. понижение температуры солидус и опасность оплавления границ зерен при термической обработке;

5. нестабильность структуры и свойств металла во времени.

Неоднородность зерен сплава по составу – нежелательное явление для ювелирных сплавов. Такие сплавы сильнее корродируют, имеют неоднородные механические свойства и пр.

Дендритную ликвацию можно устранить, если отжечь сплав при температурах 50-100°C ниже линии солидус.

Гомогенизирующий отжиг заключается в нагреве сплава до определенных температур, выдержке и последующем медленном охлаждении. Температура гомогенизирующего отжига выбирается обычно на 100 - 150°C ниже температуры солидуса для данного сплава. В частности, для сплава МН19 температура составляет 950 - 1000°C, время выдержки при данной температуре определяется скоростью диффузии компонентов сплава. Обычно гомогенизирующий отжиг требует большой продолжительности от 6 до 20 ч для полного выравнивания состава. Скорость охлаждения после выдержки особенного значения не имеет. После гомогенизирующего отжига структура металла однородна по составу.

Рекристаллизационный отжиг — это термическая обработка холоднодеформированного металла. Назначение рекристаллизационного отжига — уменьшение прочности и увеличение пластичности деформированного

металла, снятие наклепа, вызванного холодной пластической деформацией. Основным процессом, который происходит при рекристаллизационном отжиге — рекристаллизация обработки.

Температура рекристаллизационного отжига обычно выбирается на 100 - 150°C выше температуры порога рекристаллизации. Время выдержки 1 ч. Скорость охлаждения особого значения не имеет. Значительный перегрев металла нежелателен, т. к. может привести к росту зерна и уменьшению пластичности сплава.

В производстве изделий из цветных металлов рекристаллизационный отжиг применяется намного чаще, чем при производстве стали. Наибольшее применение имеет полный рекристаллизационный отжиг — как в качестве подготовительной стадии перед очередной операцией холодного деформирования, так и окончательной термообработки. При выборе режима отжига часто пользуются диаграммами рекристаллизации (рис. 36), причем следует учитывать возможность укрупнения зерен и формирование разнородной структуры. Скорость нагрева следует выбрать по возможности выше, если есть опасность нежелательного укрупнения зерна. Быстрый нагрев обеспечивается, например, погружением детали в соляную ванну.

Специальный рекристаллизационный отжиг на ультрамелкое зерно (размером ≈ 10 мкм и менее) возможен при большем числе центров рекристаллизации, что достигается быстрым нагревом в селитровой ванне. Дополнительно необходимым условием является наличие в структуре дисперсных частиц, тормозящих рост зерна. Такая обработка широко применяется для ряда медных сплавов.

В ряде случаев ограничиваются неполным рекристаллизационным отжигом. При таком отжиге частично сохраняются деформированные зерна. Латунь перед обработкой давлением и получением требуемых свойств заготовок подвергается рекристаллизационному отжигу при 500 - 550°C с охлаждением на воздухе. Для улучшения отделения слоя окалина

охлаждение проводят в воде. Если требуется получить мелкое зерно (последующая операция — глубокая вытяжка), температуру отжига снижают до 450 - 500°C. Перегрев при отжиге приводит к крупнозернистости, снижающей как прочность, так и пластичность.

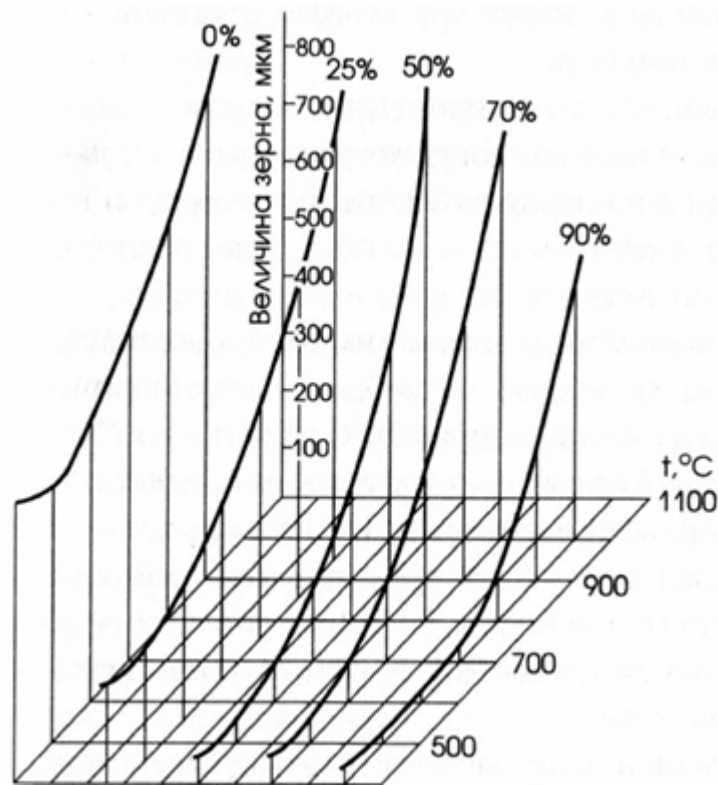


Рис. 36. Диаграмма рекристаллизации Au

Особая разновидность отжига первого рода — отжиг, уменьшающий остаточные напряжения.

Остаточные напряжения (1-го рода) получаются при литье заготовок, сварке, закалке, шлифовке и прочих технологических операциях. Они могут быть сжимающими или растягивающими. Последние наиболее опасны, так как, складываясь с приложенной внешней нагрузкой, могут вызывать разрушения даже при относительно небольшом нагружении. Температуры отжига для снятия внутренних напряжений обычно невелики. Для сплавов на основе меди, серебра и золота 400-500°C, на основе платины 600-700°C.

Назначение *гетерогенизационного отжига* — получить наиболее равновесную, стабильную структуру в сплаве, понизить прочность и повысить его пластичность. Гетерогенизационный отжиг применим только в том случае, когда растворимость одного из компонентов в твердом состоянии значительно изменяется с температурой. Главным процессом при гетерогенизационном отжиге является, возможно, более полное выделение второй фазы из матрицы.

На рис. 37 приведена часть диаграммы состояния серебро — медь. Медь ограниченно растворима в серебре, и ее растворимость изменяется с температурой от 0,2% при 220°С до 8,8% при 779°С. В сплавах, содержащих до 8,8% меди, структура в равновесном состоянии α -твердый раствор меди в серебре и β -твердый раствор серебра в меди, т. е. двухфазна. Если скорость охлаждения после кристаллизации сплава недостаточно низкая, то β -фаза или выделяется не полностью, или не образуется вообще. В этом случае назначается гетерогенизационный отжиг.

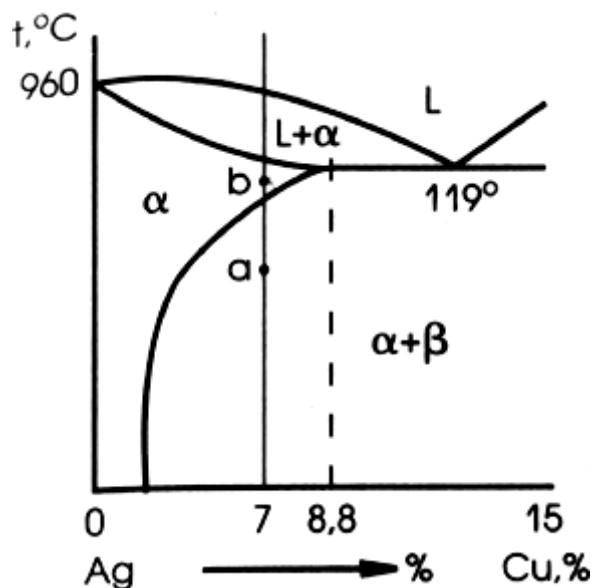


Рис. 37. Часть диаграммы Ag - Cu

Полный смягчающий отжиг заключается в нагреве выше температуры солидуса до температуры однофазной области — точка b на рис. 37. В

результате нагрева выше линии ограниченной растворимости (рис. 37, точка b) в структуре формируется однородный твердый раствор α . Последующее медленное охлаждение сплава позволит получить наиболее равновесную структуру, снизить концентрацию твердого раствора α до равновесной за счет понижения растворимости компонентов при понижении температуры. При этом успевает произойти процесс образования частиц второй фазы. Все это приводит к разупрочнению структуры сплава. Поэтому скорость охлаждения играет в данном случае решающую роль. При более быстром охлаждении очень часто твердый раствор оказывается пересыщенным.

Для сокращения времени обработки сплавов, у которых растворимость слабо зависит от температуры до некоторого предела, а затем резко возрастает, может быть применен неполный смягчающий отжиг. Такой отжиг проводят при температуре ниже линии солидуса, но достаточной для протекания диффузии и заметного снижения концентрации матричного раствора (рис. 37, точка a). Хотя время выдержки при неполном отжиге больше, нежели при полном, скорость охлаждения может быть достаточно высокой (на воздухе и даже в воде).

Регулируя параметры гетерогенизационного отжига (скорости нагрева и охлаждения, температуру и время выдержки), добиваются различной твердости, пластичности, коррозионной стойкости.

Латуни, даже после небольших степеней деформации, при хранении во влажной атмосфере растрескиваются, поэтому изделия и заготовки из них даже после небольшой деформации нужно отжигать.

Для снятия наклепа и уменьшения твердости *медь* и *латунь* отжигают при температурах 600—700°C; охлаждение можно производить с любой скоростью в печи, на воздухе и в воде. При охлаждении в воде окалина более легко отделяется от поверхности медных изделий. После отжига чистая медь имеет следующие механические свойства: предел прочности $\sigma_b = 20$ кгс/мм², удлинение $\delta = 50\%$, твердость *НВ* 35. Режимы термической обработки латуней различных марок приведены в табл. 5.

Режимы термической обработки латуней

Марка латуни	Температура отжига, °С	Примерные механические свойства		
		σ_B , кгс/мм ²	δ , %	<i>НВ</i>
Л96	600—700	24	50	40
Л90	600—720	20	44	53
Л85	600—700	28	45	54
Л80	600-700	31	52	58
Л70	600-700	33	40	—
Л68	550—650	33	40—55	52
Л62	550—650	36	49	56
ЛА77-2	600—650	34	50	50
ЛАН59-3-2	600-650	50	42	117
ЛН65-5	600-650	33—45	40-55	65
ЛЖМц59-1-1	600—650	47	36	83
ЛММц58-2	600-650	45	35	85
ЛО70-1	620	35	62	48
ЛО62-1	620—670	38	37	85
ЛО90-1	650—720	28	45	57
ЛС74-3	620—670	35	50	—
ЛС64-2	620-670	30-35	40-50	55
ЛС60-1	600—650	35	50	—
ЛС59-1	560—650	35-45	До 50	75

Примечание.
Охлаждение после отжига производится на воздухе.

Изделия из бронз различных марок можно загружать в печь, нагретую до температуры отжига. Охлаждение этих изделий после отжига производят вместе с печью или на воздухе. Режимы термической обработки бронз приведены в табл. 6 и 7.

При отжиге никеля и сплавов на медно-никелевой основе в качестве защитной атмосферы может применяться водород, вакуум, диссоциированный аммиак, экзо- и эндотермические газы. При отсутствии данных защитных газовых атмосфер безокислительный отжиг изделий из никеля можно проводить в железных ящиках с засыпкой древесным углем.

Температура отжига никеля 780—850° С. В отожженном состоянии никель имеет $\sigma_B = 50$ кгс/мм², $\delta = 45\%$, *НВ* 60.

Ориентировочный режим отжига бронз

Марка бронзы	Температура нагрева, °С	Примерные механические свойства		
		σ_b , кгс/мм ²	δ , %	НВ
БрА5	600-700	38	63	63
БрА7	650—750	42	70	70
БрА10	650—750	60	70	128
БрАЖ9-4	700-750	60	40	110
БрАМц9-2	650—750	60	40	110
БрАЖМц10-3-1,5	650—750	56	32	150
БрКМц3-1	700—750	56	32	80
БрАЖН10-4-4	700—750	60	35	100
БрМц5	700—750	30	40	80
БрБ2	650—750	50	30	100
БрКН1-3	650-750	45	12	100

Основным процессом *закалки* является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения.

Закалка с полиморфным превращением (на мартенсит) — самый древний вид термообработки стали.

Закалка без полиморфного превращения — термическая обработка, фиксирующая при более низкой температуре состояние сплава, свойственное ему при более высокой температуре. Ее промышленное использование началось одновременно с применением дюралюминия в авиастроении. В сочетании со старением она является основным способом упрочнения очень многих сплавов цветных металлов.

Новейшим видом термической обработки, появившимся в 1970-е годы, является закалка с плавлением поверхности. Она имеет пока очень узкое применение главным образом после лазерного нагрева.

Как известно, основные параметры любого вида закалки — температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Как и в случае отжига, в процессе нагрева под закалку необходимо обеспечить наибольшую полноту фазовых изменений, растворение неравновесных фаз и т. д.

Основным отличием закалки от отжига является такая высокая скорость охлаждения, при которой максимально ограничены диффузионные процессы.

При высоких скоростях охлаждения сплава распад твердого раствора произойти не успевает. Концентрация компонентов в твердом растворе остается такой же, какой она была при температуре нагрева под закалку. В результате при низких температурах фиксируется структура пересыщенного твердого раствора с повышенной внутренней энергией. Поэтому структура закаленного металла нестабильна. Это явление наблюдается в чистом виде при закалке без полиморфного превращения.

Пример закалки в сплаве системы Ag - Cu показан на рис. 37. Если сплав с 7% Cu нагреть выше линии солидус (точка b), то его структура — α -твердый раствор с 7% Cu. Быстрое охлаждение этого сплава, например в воде, зафиксирует твердый раствор исходной концентрации. Таким образом, при комнатной температуре структура этого сплава после закалки — α -твердый раствор с 7% меди в серебре. Этот твердый раствор является пересыщенным, т. к. растворимость меди в серебре при 20°C менее 0,2%.

Закалка без полиморфного превращения приводит к уменьшению твердости и прочности сплава, т. к. при этом в структуре отсутствуют упрочняющие сплав частицы второй фазы.

Закалка редко является завершающей операцией термообработки. После закалки проводят обычно отпуск или старение — изменение структуры и свойств металлов и сплавов в процессе длительных выдержек при комнатной или повышенной температуре с целью упрочнения сплава.

В процессе длительных выдержек в неравновесной закаленной структуре сплава происходит постепенный распад пересыщенного твердого раствора. Из твердого раствора выделяется компонент, концентрация которого в растворе избыточна. Он образует или области повышенной концентрации (зоны Гинье — Престона), или мелкодисперсные частицы второй фазы. Все это приводит к упрочнению сплава.

Основными технологическими параметрами старения являются температуры старения и время выдержки. Скорость и нагрева и охлаждения особой роли не играет. Режимы старения специфичны и подбираются для сплава данного состава индивидуально (табл. 7).

Таблица 7

Ориентировочный режим закалки и отпуска бронз

Марка бронзы	Закалка		Отпуск	НВ
	Температура нагрева, °С	Охлаждающая среда	Температура нагрева, °С	
БрАЖ9-4	850	Вода	350	—
БрАМц9-2	800	»	400	150—187
БрАЖМц10-3-1,5	830-860	»	300—350	207-285
БрЛЖН10-4-4	920	»	650	200-240
БрКМц3-1	800	»	410—475	130—180
БрНА14-3	800—820	Воздух или	520-540	260-210
БрНА6-1,5	800-820	вода	520-540	260-210
БрБ2	780-800	Вода	300-350	340—370
БрКН1-3	850	»	450	150-200

Сплавы золота, применяемые в отечественной ювелирной промышленности, являются главным образом трехкомпонентными. При охлаждении с температуры 600°С в них наблюдается распад твердого раствора, а при температурах 360°С и ниже, кроме того, происходит еще и упорядоченное расположение атомов в кристаллической решетке. У сплава марки ЗлСрМ 583-80 распад твердого раствора начинается при температуре 560°С с границ зерен и практически не влияет на механические свойства сплава, в то время как упорядочение расположения атомов, происходящее у золотых сплавов при низких температурах, оказывает значительное влияние на уровень механических свойств. Так, у сплава ЗлСрМ583-80 упорядоченное расположение атомов начинается при температуре 280°С, здесь же продолжается процесс старения, который происходит более интенсивно, чем при высоких температурах. После упорядочения пластичность сплава значительно понижается, что иногда приводит к хрупкости изделий.

Упорядоченное расположение атомов сплавов золота 750-й пробы начинается при температуре ниже 390°C , причем в сплавах с повышенным содержанием серебра оно происходит при более низких температурах. При этом значительно понижается пластичность, что особенно заметно при быстром охлаждении крупнозернистых сплавов белого золота с высоких температур после плавки или литья. При медленном охлаждении сплавов золота 750-й пробы упорядочение также приводит к понижению пластичности, однако если произвести последующую закалку с низких температур (400°C), то пластичность сплавов можно значительно повысить.

В практике ювелирных заводов в качестве термической обработки для золотых сплавов главным образом применяют отжиг для снятия напряжений после различных видов деформации на заготовительных монтажных операциях. Отжигают золотые заготовки или изделия при температурах $700\text{—}750^{\circ}\text{C}$ в конвейерных печах с защитной газовой атмосферой или в соляных ваннах.

Серебряные ювелирные сплавы в большинстве случаев двухкомпонентные, с ограниченной взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии и с малой растворимостью компонентов при понижении температуры. Отжиг серебряных сплавов производят в соляных ваннах или в муфельных печах с засыпкой изделий древесным углем. Температуры отжига выбираются несколько ниже критических температур распада.

Для сплавов серебра 875-й и 916-й проб оптимальная температура отжига $600\text{—}650^{\circ}\text{C}$. При отжиге серебряных сплавов на воздухе проявляется различное отношение серебра и меди к кислороду: медь в сплавах сразу окисляется с поверхности изделий, серебро поглощает кислород, который при охлаждении металла выделяется и взаимодействует с медью, образуя закись меди (Cu_2O) во внутренних слоях металла. В сплавах с содержанием серебра около 80% окисляемость металла наиболее сильная. При нагреве этих сплавов на поверхности образуется толстый внешний слой закиси меди, который сравнительно легко пропускает кислород во внутренние слои

металла, образуя внутренний окисный слой. С уменьшением содержания серебра склонность сплавов к внутреннему окислению понижается, так как мелкозернистая эвтектическая структура препятствует диффузии кислорода в металл, и окисление происходит главным образом на поверхности. У заэвтектических сплавов, содержащих пониженное количество меди, окисляются также преимущественно поверхностные слои. Поверхностный слой закиси меди, полученный в результате нагрева сплавов серебра на воздухе, удаляется травлением в кислотах, при этом поверхность получается обогащенной серебром.

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА.

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ

Химико-термической обработкой (ХТО) называют обработку, заключающуюся в сочетании термического и химического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя детали в необходимом направлении. При этом происходит поверхностное насыщение металлического материала соответствующим элементом (С, N, В, Al, Cr, Si, Ti и др.) путем его диффузии в атомарном состоянии из внешней среды (твердой, газовой, паровой, жидкой) при высокой температуре. Широкое применение ХТО в различных областях техники объясняется тем, что большинство деталей машин и механизмов работают в условиях износа, кавитации, циклических нагрузок, коррозии при криогенных или высоких температурах, при которых максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях металла. ХТО металлов и сплавов как с целью их поверхностного упрочнения, так и для защиты от коррозии повышает надежность и долговечность деталей и изделий.

Наиболее распространенные виды химико-термической обработки стали — цементация, азотирование и цианирование, приведены на рис. 38.

ХТО включает следующие основные взаимосвязанные стадии:

- образование активных атомов в насыщающей среде и диффузию их к поверхности обрабатываемого металла;
- адсорбцию образовавшихся активных атомов поверхностью насыщения;
- диффузию — перемещение адсорбированных атомов внутри металла.

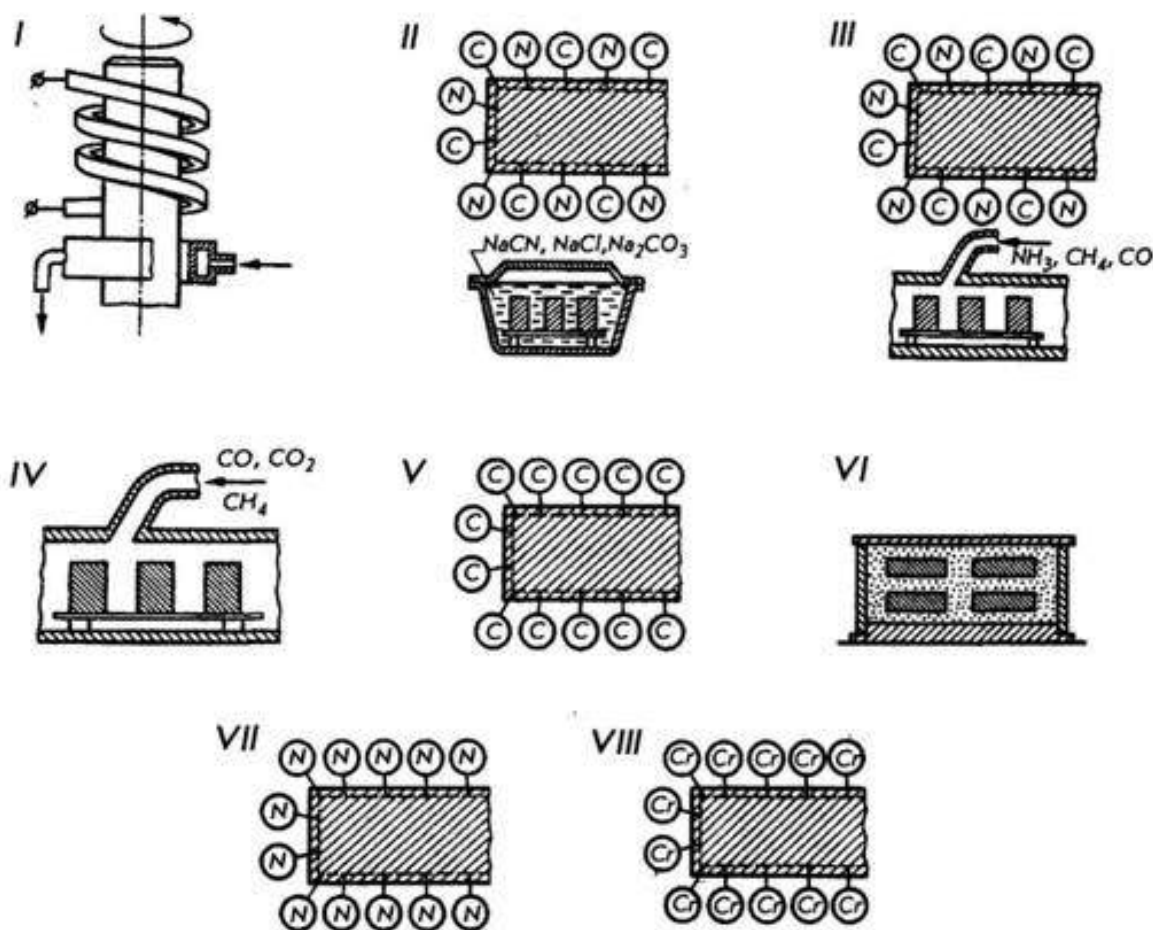


Рис. 38. Методы упрочнения поверхности металлических изделий: I— индукционная закалка; II — цианирование; III — нитроцементация; IV — газовая цементация; V — цементация; VI — цементация в твердом карбюризаторе; VII — азотирование; VIII —диффузное хромирование

Важнейший этап ХТО — диффузия. Диффузия может осуществляться в том случае, когда диффундирующий элемент образует с основным металлом твердый раствор или химическое соединение. Наиболее вероятным

следует считать механизм диффузии по вакансиям (вакансионный механизм) и по междоузлиям (межузельный механизм).

Вакансии и межузельные атомы — точечные дефекты структуры реального металла, механизм образования которых заключается в следующем. Атом, находящийся в правильном (регулярном) положении в узле кристаллической решетки и имеющий достаточно большую энергию, может переместиться в неправильное (иррегулярное) положение (в междоузлие), оставляя место в узле решетки незанятым. Атом, переместившийся в междоузлие, называется дислоцированным, а узел, не занятый атомом, называется вакансией (атомной дыркой).

В образовавшуюся в кристаллической решетке вакансию может переместиться рядом расположенный атом, например, атом *A* (рис. 39, а), оставив после себя вакансию в том месте, где он находился до этого. В эту вакансию может перейти соседний атом, например, атом *B* (рис. 39, б и в), его место может занять атом *C* (рис. 39, в и г) и т. д. Работа, необходимая для перехода атома из регулярного положения в иррегулярное, называется энергией активации. Рассмотренное перемещение атомов в собственной кристаллической решетке называется *самодиффузией*.

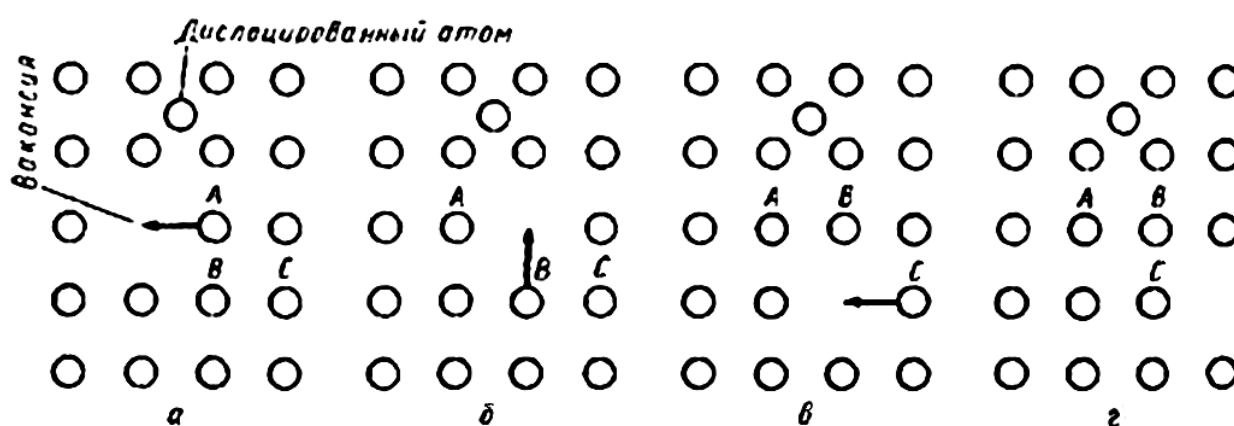


Рис. 39. Схемы механизма диффузии

В металлах при образовании твердых растворов замещения диффузия в основном происходит по вакансионному механизму. При образовании

твердых растворов внедрения реализуется механизм диффузии по междоузлиям.

Развитие процесса диффузии приводит к образованию *диффузионного слоя*, под которым понимают слой материала детали у поверхности насыщения, отличающийся от исходного по химическому составу, а значит, структуре и свойствам (рис. 40). Материал детали под диффузионным слоем, не затронутый воздействием насыщающей активной среды, называется *сердцевинной*. Кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до сердцевинной составляет общую толщину диффузионного слоя. При контроле



Рис. 40. Схема диффузионного слоя: П.З — переходная зона; C — сердцевина; x_0 — общая толщина диффузионного слоя; $x_э$ — эффективная толщина диффузионного слоя; $a_п$ — значение базового параметра у поверхности; $a_э$ — предельное значение базового параметра, установленное для эффективной толщины; a_c — значение базового параметра для сердцевины

ХТО чаще пользуются *эффективной толщиной диффузионного слоя*, под которой понимают кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до мерного участка, характеризуемого установленным предельным номинальным значением базового параметра. Под *базовым параметром* диффузионного слоя понимают параметр материала, служащий в данном испытании критерием изменения качества в зависимости от расстояния от поверхности насыщения. В качестве базового параметра принимают или концентрацию диффундирующего элемента, или свойства, или структурный признак. Прилегающую к сердцевине внутреннюю часть диффузионного

слоя, протяженность которой определяется разностью общей и эффективной толщин, называют *переходной зоной диффузионного слоя*.

ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ СПЛАВОВ УГЛЕРОДОМ И АЗОТОМ

Цементация. Цементацией (науглероживанием) называется ХТО, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали углеродом при нагревании в соответствующей среде — *карбюризаторе*. Как правило, цементацию проводят при температурах выше точки A_{c3} (930—950 °С), когда устойчив аустенит, растворяющий углерод в больших количествах. Для цементации используют низкоуглеродистые с содержанием углерода 0,1—0,18% (Ст1, Ст2, Ст3), чаще легированные стали: хромистые, хромоникелевые, хромомарганцевые (15Х, 18ХГТ, 20ХГМ, 15ХГН2ГА и др.) Детали поступают на цементацию после механической обработки с припуском на шлифование 50—100 мкм. Во многих случаях цементации подвергают только часть детали: тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем малопористой меди (0,02—0,05 мм), которую наносят электролитическим способом, или изолируют специальными обмазками. Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по толщине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рис.41, а). В связи с этим в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны (рис.41, б): заэвтектоидную, состоящую из перлита и вторичного цементита, образующего сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную, состоящую из пластинчатого перлита; доэвтектоидную — из перлита и феррита. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает. При высокой концентрации углерода (более 1,2-1,3%) на поверхности слоя образуется грубая цементитная сетка или цементит выделяется в виде игл, что отрицательно сказывается на прочности диффузионного слоя.

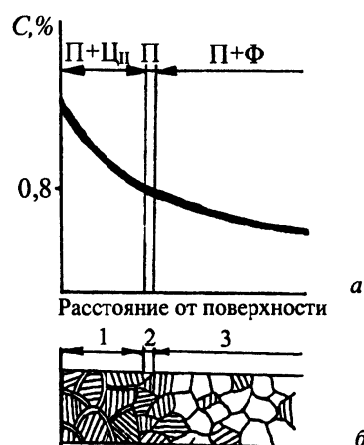


Рис. 41. Изменение концентрации углерода по глубине цементованного слоя (а) и схема микроструктуры незакаленного науглероженного слоя (б): 1 — заэвтектоидная; 2 — эвтектоидная; 3 — доэвтектоидная зоны

Основные виды цементации — твердая и газовая. Газовая цементация является более совершенным технологическим процессом, чем твердая. Она имеет ряд преимуществ по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе. В случае газовой цементации можно получить заданную концентрацию углерода в слое; сокращается длительность процесса; обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процесса; значительно упрощается последующая термическая обработка деталей, так как закалку можно проводить непосредственно из цементационной печи. Наиболее качественный цементованный слой получается при использовании в качестве карбюризатора природного газа, состоящего почти полностью из метана (CH_4) и пропан-бутановых смесей, а также жидких углеводородов. Основной реакцией, обеспечивающей науглероживание при газовой цементации, является $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}_{\text{ат}}$; $\text{C}_{\text{ат}} \rightarrow \gamma\text{Fe}(\text{C})$; процесс ведут при $910\text{—}930^\circ\text{C}$ 6—12 ч.

Окончательные свойства цементованные изделия приобретают в результате термической обработки после цементации. Эта обработка необходима для того, чтобы исправить структуру и измельчить зерно сердцевины и цементованного слоя, неизбежно увеличивающееся во время длительной выдержки при высокой температуре цементации, получить

высокую твердость в цементованном слое и хорошие механические свойства сердцевины.

В большинстве случаев, особенно при обработке наследственно мелкозернистых сталей, применяют закалку выше точки A_{c1} (сердцевины) при 820—850°C. Это обеспечивает измельчение зерна и полную закалку цементованного слоя и частичную перекристаллизацию и измельчение зерна сердцевины.

При газовой цементации часто применяют закалку без повторного нагрева, а непосредственно из цементационной печи после подстуживания изделий до 840—860°C. Такая обработка не исправляет структуру цементованного слоя и сердцевины, поэтому ее применяют только для изделий, изготовленных из наследственно мелкозернистых сталей.

После цементации термическая обработка иногда состоит из двойной заковки и отпуска. Первую заковку (или нормализацию) с нагревом до 880—900°C (выше точки A_{c3} сердцевины) назначают для исправления структуры сердцевины. Вторую заковку проводят с нагревом до 760—780 °C для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Недостаток такой термообработки — сложность технологического процесса, возможность окисления и обезуглероживания.

Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий является низкий отпуск при 160—180 °C, переводящий мартенсит заковки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит, снимающий напряжения и улучшающий механические свойства.

В результате термической обработки цементованный слой должен иметь структуру мелкоигольчатого мартенсита и изолированных участков остаточного аустенита (15—20%) или мартенсита, остаточного аустенита и небольшого количества избыточных карбидов в виде глобулей. Твердость на поверхности цементованного слоя находится в пределах $HRC \sim 58—62$ и в сердцевине $HRC \sim 30—45$. При цементации чаще контролируют не общую, а эффективную толщину слоя. Эффективная толщина соответствует зоне слоя

от поверхности насыщения до границы зоны с твердостью $HRC \sim 50$. Толщина эффективного слоя составляет 0,4—1,8 мм.

Азотирование. Азотированием называется ХТО, заключающаяся в диффузионном насыщении поверхностного слоя стали азотом при нагревании в соответствующей среде. Азотированию подвергают гильзы цилиндров двигателей внутреннего сгорания, детали арматуры турбин и целый ряд других деталей, работающих на износ при повышенных температурах в агрессивных средах. Твердость азотированного слоя стали выше, чем цементованного, и сохраняется при нагреве до высоких температур ($\sim 500^\circ\text{C}$), тогда как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до $200\text{—}225^\circ\text{C}$.

Азотирование чаще проводят при $500\text{—}600^\circ\text{C}$ (низкотемпературное азотирование). Стали ферритного и аустенитного классов и тугоплавкие металлы (Ti, Mo и др.) подвергают высокотемпературному азотированию ($600\text{—}1200^\circ\text{C}$). Наиболее распространено газовое азотирование. Его обычно проводят в герметических камерах (ретортах), куда поступает с определенной скоростью аммиак, диссоциирующий по реакции:

$\text{NH}_3 \leftrightarrow \text{N} + \frac{3}{2} \text{H}_2$. Для снижения хрупкости и экономии аммиака

рекомендуется азотирование в аммиаке, разбавленном азотом. Выделяющийся атомарный азот адсорбируется поверхностью металла и диффундирует в его кристаллическую решетку, образуя различные азотистые фазы. В сплавах железа с азотом образуются следующие фазы: α -фаза — твердый раствор азота в α -железе; γ -фаза — азотистый аустенит, который образуется при температуре выше эвтектоидной (591°C); γ' -фаза — твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N (5,7—6,1% N); ϵ -фаза — твердый раствор на основе нитрида Fe_{2-3}N (8,0—11,2% N).

Следовательно, в случае азотирования при температуре ниже эвтектоидной диффузионный слой состоит из трех слоев: $\epsilon + \gamma' + \alpha$.носителем твердости является нижний α -слой (вследствие выделения

дисперсных нитридов); γ' -слой очень тонок, часто даже не обнаруживается, а ε -слой непрочный и хрупкий.

В случае азотирования при температуре выше эвтектоидной, например 650°C , слой состоит из следующих фаз $\varepsilon + \gamma' + \gamma + \alpha$.

При медленном охлаждении азотистый γ -аустенит распадается на эвтектоид: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$, а при быстром охлаждении претерпевает мартенситное превращение. В этом случае максимальной твердости отвечает мартенситный подслоя.

При азотировании легированных сталей образуются легированные ε - и γ' -фазы. Легирующие элементы W, Mo, Cr, Ti, V, будучи растворенными в феррите, повышают растворимость азота в α -фазе и образуют специальные нитриды MN, M_2N , VN, TiN, Cr_2N и др. Выделяясь в мелкодисперсном состоянии, эти нитриды способствуют повышению твердости азотированного слоя.

Для активизации процессов в газовой среде и на насыщаемой поверхности применяют ионное азотирование. При этом достигается существенное сокращение общего времени процесса (в 2—3 раза) и повышение качества азотированного слоя. Ионное азотирование осуществляют в стальном контейнере, который является анодом. Катодом служат азотируемые детали. Через контейнер при низком давлении пропускается азотсодержащая газовая среда. Вначале азотируемая поверхность очищается катодным распылением в разреженном азотсодержащем газе или водороде. При напряжении около 1000 В и давлении 13,33—26,33 Па ионы газа бомбардируют и очищают поверхность катода (детали). Поверхность при этом нагревается до температуры не более 200°C . Затем устанавливается рабочий режим: напряжение 300—800 В, давление 133,3—1333 Па, удельная мощность 0,7—1 Вт/см². Поверхность детали нагревается до требуемой температуры (450 — 500°C) в результате бомбардировки положительными ионами газа. Ионы азота поглощаются поверхностью катода (детали), а затем диффундируют вглубь. Параллельно с

этим протекает процесс катодного распыления поверхности, что позволяет проводить азотирование трудноазотируемых сплавов, самопроизвольно покрывающихся защитной оксидной пленкой, которая препятствует проникновению азота при обычном азотировании.

Наряду с ионным азотированием применяют ионную цементацию. При ионной цементации требуется высокая температура нагрева поверхности (900—1050°C), что достигается либо увеличением удельной мощности, либо применением дополнительного внешнего нагрева цементуемых деталей. При ионной цементации и ионном азотировании наблюдается ускорение диффузионных процессов, особенно в начальной стадии, и сокращается общая длительность насыщения по сравнению с традиционными способами цементации и азотирования.

Нитроцементация. Многочисленные исследования показали, что в ряде случаев совместное диффузионное насыщение стали азотом и углеродом имеет определенные преимущества. Так, азот способствует диффузии углерода, поэтому можно понизить температуру диффузионного насыщения до 850°C. Процесс одновременного насыщения поверхности стали азотом и углеродом называется нитроцементацией, так как исходной средой является смесь цементирующего газа и аммиака. Продолжительность процесса 4—10 ч. Основное назначение нитроцементации — повышение твердости и износостойкости стальных изделий.

По сравнению с цементацией нитроцементация имеет ряд существенных преимуществ. При легировании аустенита азотом снижается температура $\alpha \leftrightarrow \gamma$ - превращения, что позволяет вести процесс насыщения при более низких температурах. Одновременно в присутствии азота резко возрастает диффузионная подвижность углерода в аустените. Скорость роста нитроцементированного и цементованного слоев практически одинакова, хотя температура нитроцементации почти на 100°C ниже. Понижение температуры насыщения без увеличения длительности процесса позволяет снизить деформации обрабатываемых деталей, уменьшить нагрев печного

оборудования. Для газовой цементации и нитроцементации применяют практически одинаковое оборудование.

Для нитроцементации легированных сталей используют контролируемую эндотермическую атмосферу, к которой добавляют 1,5—5,5 об.% природного газа и 1,0—3,5 об.% аммиака. После нитроцементации следует закалка непосредственно из печи, реже — после повторного нагрева. После закалки проводят отпуск при 160—180°C. При оптимальных условиях насыщения структура нитроцементованного слоя состоит из мелкоигольчатого мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 25—30% остаточного аустенита. Твердость слоя после закалки и низкого отпуска — $HRC \sim 58—60$. Толщина нитроцементованного слоя составляет 0,2—0,8 мм. Нитроцементации обычно подвергают детали сложной формы.

Одновременное насыщение стали углеродом и азотом происходит также при цианировании в расплавленных солях, содержащих цианид натрия при 820—860 °С. Однако токсичность расплава солей является серьезным недостатком, препятствующим внедрению этого процесса.

Решением проблемы можно считать разработанный в МВТУ им. Н. Э. Баумана процесс карбонитрации. Для получения активного расплава используется цианат калия. При температуре нагрева и плавлении в атмосферных условиях происходит окисление циановокислого калия по реакции $2KNCO + O_2 = K_2CO_3 + CO + N_2$. При температуре ниже 600°C оксид углерода распадается по реакции $2CO = CO_2 + C_{ат}$. Для интенсификации процесса карбонитрации применяется продувка воздухом. Продолжительность выдержки при температуре нагрева в расплаве составляет от нескольких минут до нескольких часов. В результате карбонитрации (температура расплава 530—570°C, время выдержки 5—30 мин) долговечность инструмента из быстрорежущей стали повышается в 1,5—4 раза.

ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ СПЛАВОВ МЕТАЛЛАМИ И НЕМЕТАЛЛАМИ

Борирование — насыщение поверхности металлов и сплавов бором с целью повышения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости. Борированию подвергают стали перлитного, ферритного и аустенитного классов, тугоплавкие металлы и никелевые сплавы. При борировании железа упрочненный слой состоит из ромбического борида FeB и тетрагонального борида Fe_2B , образующих столбчатые кристаллы. Под слоем боридов располагается переходный слой из твердого раствора бора в α -железе. При нагреве бориды устойчивы: FeB до $800^\circ C$, Fe_2B до $1000^\circ C$. Установлено, что углерод сталей полностью вытесняется из зоны боридов вглубь и, в зависимости от легирующих элементов в стали, образует переходную зону. Хром и марганец при борировании диффундируют в зону боридов, образуя $(Fe, Mn, Cr)B$ и $(Fe, Mn, Cr)_2B$, которые по строению аналогичны боридам FeB и Fe_2B . Кремний при борировании диффундирует из зоны боридов вглубь, обогащая зону α -фазы, а при большом количестве кремния в переходной зоне могут образоваться графит и феррит. В этом случае будет наблюдаться скалывание боридного слоя. Вообще боридный слой хрупкий. Наибольшей хрупкостью обладает борид FeB по сравнению с Fe_2B . Высокая микротвердость боридного слоя сохраняется до $700^\circ C$, что позволяет применять борирование для повышения износостойкости деталей, работающих при высоких температурах.

Борированные стали обладают высокой коррозионной стойкостью в водных растворах соляной, серной и фосфорной кислот, причем при одинаковой толщине слоя однофазные боридные слои имеют большую кислотостойкость, чем двухфазные. В азотной кислоте боридные слои неустойчивы, однако скорость разрушения борированных сталей в 1,5—5 раз ниже, чем неборированных. Борированные слои на углеродистых сталях устойчивы к воздействию кипящих водных растворов $NaOH$ и KOH , а также расплавов цинка, свинца, олова, кадмия.

Силицирование. В результате диффузионного насыщения поверхности кремнием (силицирования) повышаются коррозионная стойкость, жаростойкость, твердость и износостойкость металлов и сплавов. При силицировании железа и стали на поверхности образуется α -фаза (твердый раствор кремния в α -железе). Иногда диффузионный слой состоит из двух фазовых слоев: на поверхности образуется слой упорядоченной α' -фазы (Fe_3Si), а далее следует α -фаза. Качество силицированного слоя значительно снижается из-за возникновения пористости. Беспористые слои кремнистого феррита на стали Ст20 при 1100—1200°C в течение 3—5 ч были получены в смеси моносилана SiH_4 (6—10 л/ч) с диссоциированным аммиаком, либо аргоном, либо азотом (15—20 л/ч), либо водородом (20—30 л/ч). Наибольший интерес представляет силицирование легированных сталей, так как Cr, Al и Ti, попадая в силицированный слой, повышают его окислительную стойкость.

Хромирование — насыщение поверхности изделий хромом. Диффузионному хромированию подвергают чугуны, стали различных классов, сплавы на основе никеля, молибдена, вольфрама, ниобия, кобальта и металлокерамические материалы. Хромирование производят в вакуумных камерах ($10\text{—}10^{-1}$ Па) при 1420°C. За 18—24 ч получают хромированный слой толщиной 2,0—2,5 мм с концентрацией хрома на поверхности до 70%. Этот процесс обеспечивает повышенную устойчивость стали против газовой коррозии (окислительная стойкость) до 800 °C. Хромирование сталей, содержащих свыше 0,3—0,4% C, повышает твердость и износостойкость. Хромирование используют для упрочнения деталей паросилового оборудования, пароводяной арматуры, клапанов, различных деталей, работающих на износ в агрессивных средах.

Алитирование — процесс диффузионного насыщения поверхности изделий алюминием с целью повышения жаростойкости, коррозионной и эрозионной стойкости. При алитировании железа и сталей наблюдается плавное падение концентрации алюминия по толщине слоя. В зависимости

от метода и режима насыщения она может достигать до 58% (по массе) на поверхности и соответствовать образованию фазового слоя FeAl_3 . В результате алитирования сталь приобретает высокую окалиностойкость (до 850—900°C), так как в процессе нагрева поверхности алитированных изделий образуется плотная пленка оксида алюминия Al_2O_3 , предохраняющая металл от окисления. Алитированный слой обладает также хорошим сопротивлением коррозии в атмосфере и морской воде. Толщина алитированного слоя достигает 0,2—1,0 мм, твердость высокая, износостойкость низкая. Алитированию подвергают различные изделия, работающие при высоких температурах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев, А.П. *Металловедение*/ А.П. Гуляев . – М.: *Металлургия*, 1986. –544 с.
2. Дриц, М.Е. *Технология конструкционных материалов и материаловедение* / М.Е. Дриц, М.А. Москалева. – М.: *Высш. шк.*, 1990. –382 с.
3. Лахтин, Ю.М. *Материаловедение* / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева.– М.: *Машиностроение*, 1990. –528 с.: ил.
4. Мозберг, Р.К. *Материаловедение* / Р.К. Мозберг. – М.: *Высш. шк.*, 1991. – 448 с.
5. *Материаловедение и технология металлов* / Г.П. Фетисов [и др.]; под ред. Г.П. Фетисова. – М.: *Высш. шк.*, 2000. –638 с: ил.
6. Лахтин, Ю.М. *Химико-термическая обработка металлов* / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов.- М.: *Металлургия*, 1985. –256 с.

Учебное издание

Кира Евгеньевна Румянцева

ТЕРМИЧЕСКАЯ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ
ОБРАБОТКА

Учебное пособие

Редактор О.А. Соловьева

Подписано в печать 23.04.2012. Формат 60x84 1/16. Бумага писчая.
Усл.печ.л. 6,05. Уч.-изд.л. 6,71. Тираж 50 экз. Заказ 3014

ФГБОУ ВПО Ивановский государственный
химико-технологический университет

Отпечатано на полиграфическом оборудовании
кафедры экономики и финансов ФГБОУ ВПО «ИГХТУ»
153000, г. Иваново, пр. Ф. Энгельса, 7