

## Лекция 2 ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Основными видами термической обработки, различно изменяющими структуру и свойства стали являются: отжиг, нормализация, закалка, отпуск.

### 2.1 Отжиг I рода

Отжиг I рода в зависимости от исходного состояния стали и температуры его выполнения может включать процессы гомогенизации, рекристаллизации и снятия остаточных напряжений. Характерная особенность этого вида отжига в том, что указанные процессы происходят независимо от того, протекают ли в сплавах при этой обработке фазовые превращения или нет. Поэтому отжиг I рода можно проводить при температурах выше или ниже температур фазовых превращений.

Этот вид обработки в зависимости от температурных условий его выполнения уменьшает в определенной степени химическую или физическую неоднородность, созданную предшествующими обработками.

*Гомогенизация (диффузионный отжиг).* Диффузионный отжиг применяют для слитков легированной стали с целью уменьшения дендритной или внутрикристаллитной ликвации, которая повышает склонность стали, обрабатываемой давлением, к хрупкому излому, к анизотропии свойств и возникновению таких дефектов, как шиферность (слоистый излом) и флокены (тонкие внутренние трещины, наблюдаемые в изломе в виде белых овальных пятен). Диффузионный отжиг способствует более благоприятному распределению некоторых неметаллических включений вследствие частичного растворения и коагуляции.

Дендритная ликвация понижает пластичность и вязкость легированной стали. Поэтому не только слитки, но и крупные отливки так же нередко подвергают гомогенизации. Нагрев при диффузионном отжиге должен быть высоким (1100 - 1200 °С), так как только в этом случае более полно протекают диффузионные процессы, необходимые для выравнивания состава в отдельных объемах стали.

Общая продолжительность диффузионного отжига (нагрев, выдержка и медленное охлаждение) больших садок металла достигает 30 - 100 ч и более. В зависимости от состава стали и массы садки продолжительность выдержки составляет 8 - 20 ч. Наиболее интенсивно гомогенизация протекает в начальный период отжига, так как по мере выравнивания состава сплава градиент концентрации  $dC/dx$  уменьшается. Поэтому очень большие выдержки при отжиге не эффективны. Для сокращения продолжительности процесса, уменьшения расхода топлива в печь загружают горячие слитки (сразу после разливки).

В результате диффузионного отжига получается крупное зерно. Этот недостаток устраняется при последующей обработке слитка давлением. Для удаления поверхностных дефектов методом механической обработки слитки после отжига иногда подвергают отпуску при 670 - 680 °С в течение 1 - 16 ч, что снижает твердость. Фасонные отливки после гомогенизации подвергают полному отжигу или нормализации для измельчения зерна и улучшения свойств.

*Рекристаллизационный отжиг.* Под рекристаллизационным отжигом понимают нагрев холоднодеформированной стали выше температуры рекристаллизации, выдержку при этой температуре с последующим охлаждением. Цель отжига — устранение наклепа и повышение пластичности. Этот вид отжига применяют перед холодной обработкой давлением и как промежуточную операцию для снятия наклепа между операциями холодного деформирования. В некоторых случаях рекристаллизационный отжиг используют и в качестве окончательной термической обработки.

Температура рекристаллизационного отжига стали зависит от ее состава и чаще находится в пределах 650 - 760 °С.

Увеличение в стали содержания углерода и легирующих элементов повышает температуру рекристаллизации. Температура отжига для достижения рекристаллизации по всему объему и для сокращения времени протекания процесса разупрочнения превышает температуру порога рекристаллизации. Для низкоуглеродистой (0,08 - 0,20 % С) листовой стали, подвергаемой холодной штамповке, температура рекристаллизационного отжига составляет 650 - 700 °С, продолжительность отжига 8 - 12 ч. Структура листа после отжига — зерно феррита овальной или округлой формы, размером 5 - 8-го балла. Отжиг калиброванных прутков (холодная протяжка) из высокоуглеродистой легированной стали (хромистой, хромокремнистой и др.) проводят при 730 °С. Продолжительность нагрева от 0,5 до 1,5 ч.

При отжиге стали, кроме рекристаллизации феррита, может протекать процесс коагуляции и сфероидизации цементита. Это повышает пластичность, что облегчает холодную обработку давлением (глубокую вытяжку). Рекристаллизационному отжигу часто подвергают электротехнические, нержавеющие и другие стали.

*Отжиг для снятия остаточных напряжений.* Этот вид отжига применяют для отливок, сварных изделий, деталей после обработки резанием и др., в которых в процессе предшествующих технологических операций из-за неравномерного охлаждения, неоднородной пластической деформации и т. п., возникли остаточные напряжения.

Остаточные напряжения могут вызвать изменение размеров, коробление и подводку изделия в процессе его обработки (например, резанием), эксплуатации или хранения. Отжиг стальных изделий для снятия напряжений проводят при 160 - 700 °С с последующим медленным охлаждением. Так, многие детали прецизионных станков (ходовые винты, высоконапряженные зубчатые колеса, червяки и др.) нередко проходят отжиг (отпуск) после основной механической обработки при 570 - 600 °С в течение 2 - 3 ч, а после окончательной механической обработки для снятия шлифовочных напряжений - при 160 - 180 °С в течение 2 - 2,5 ч. Отжиг для снятия сварочных напряжений проводят при 650—700 °С.

Остаточные напряжения снимаются и при проведении других видов отжига (например, рекристаллизационного, с фазовой перекристаллизацией, а также при отпуске — особенно высоком закаленной стали).

## 2.2 Отжиг II рода (фазовая перекристаллизация)

Отжиг II рода, заключается в нагреве стали до температур выше точек  $A_{c3}$  или  $A_{c1}$  выдержке и последующем, как правило, медленном охлаждении, в результате которого протекающие фазовые превращения приближают сталь к практически равновесному структурному состоянию; феррит + перлит в доэвтектоидных сталях; перлит в эвтектоидной стали, перлит + вторичный цементит в заэвтектоидных сталях. После отжига сталь обладает низкой твердостью и прочностью при достаточной пластичности. Фазовая перекристаллизация, происходящая при отжиге, измельчает зерно и устраняет строчечность, которая образуется при окончании горячей деформации ниже  $A_3$ , видманштеттову и другие неблагоприятные (с точки зрения уровня механических свойств) структуры стали.

Отжиг в промышленности в большинстве случаев является подготовительной термической обработкой. Отжигу подвергают отливки, поковки, прокат. Понижая прочность и твердость, отжиг улучшает обработку резанием средне- и высокоуглеродистой стали. Измельчая зерно, снимая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность, отжиг способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению с полученной после литья,ковки и прокатки. Отжиг для многих крупных отливок является окончательной термической обработкой, так как при этом в изделиях практически отсутствуют остаточные напряжения и их деформация оказывается минимальной.

Различают следующие виды отжига: полный, изотермический, неполный, сфероидизирующий и низкий.

*Полный отжиг* заключается в нагреве доэвтектоидной стали на  $30 - 50^\circ\text{C}$  выше температуры, соответствующей точке  $A_{c3}$ , выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения фазовых превращений в объеме металла и последующем медленном охлаждении (рис. 2.1).

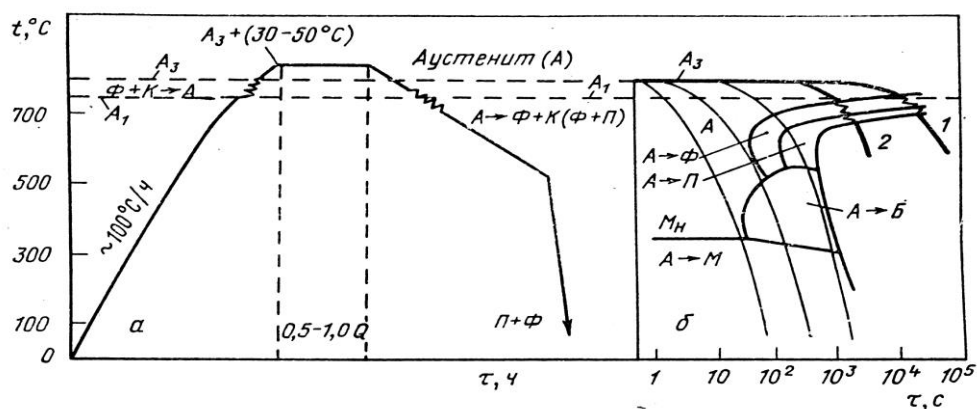


Рисунок 2.1 – Схема полного отжига доэвтектоидной легированной стали (а) и термокинетическая (б) диаграмма, на которой указана скорость охлаждения при отжиге и нормализации (жирные линии).

Ломаные линии – интервал температур, при котором происходит фазовое превращение (1 – отжиг, 2 – нормализация); Q – масса садки

При этом отжиге происходит полная фазовая перекристаллизация стали. При нагреве выше точки  $A_{c3}$  на 30 - 50 °С образуется аустенит, характеризующийся мелким зерном, поэтому при охлаждении возникает мелкозернистая структура, обеспечивающая высокую вязкость и пластичность и получение высоких свойств после окончательной термической обработки (рис. 2.2).

Чрезмерное повышение температуры нагрева выше точки  $A_{c3}$  вызывает рост зерна аустенита, что ухудшает свойства стали. Если исходная структура кристаллографически упорядочена (мартенсит, видманштеттова структура, бейнит), при нагреве несколько выше  $A_{c3}$  размер, форма и кристаллографическая ориентировка новых зерен аустенита будет такой же, как и у исходного зерна аустенита. Если исходное зерно было крупным (сталь была перегрета), то и после повторного нагрева несколько выше  $A_{c3}$ , т. е. после полного отжига, оно также будет крупным. Однако при продолжении нагрева в аустенитной области зерно аустенита вместо того чтобы укрупняться, будет измельчаться.

Измельчение зерна, особенно в легированной стали, может быть достигнуто нагревом на 100 - 300 °С выше  $A_{c3}$  вследствие рекристаллизации аустенита, получившего наклеп в процессе фазового  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. В некоторых случаях требуется выполнение двух или даже трехкратного нагрева для накопления этого фазового наклепа в такой степени, чтобы прошла рекристаллизация.

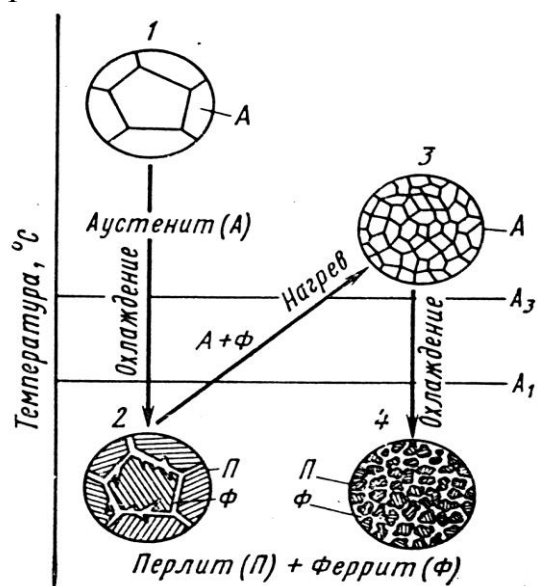


Рисунок 2.2 – Изменение размера зерна при фазовой перекристаллизации доэвтектоидной стали. При нагреве до высоких температур зерно крупное (1), после охлаждения размер его сохраняется (2). Повторный нагрев несколько выше  $A_3$  (отжиг) позволяет измельчить зерно аустенита (3), а после охлаждения сохранить его (4)

В результате рекристаллизации образуются новые зерна аустенита, не связанные по ориентации с исходной структурой. Если после такого высокого нагрева зерно получается все же увеличенных размеров, то проводят еще нормальный отжиг для получения мелкого зерна. Такое наследование размера,

формы и ориентировки аустенитного зерна называют *структурной наследственностью*. Время нагрева и продолжительность выдержки при заданной температуре зависят от типа нагревательной печи, способа укладки изделий в печь, от высоты садки, типа полуфабриката (лист, сортовой прокат и т. д.).

На металлургических заводах скорость нагрева не ограничивают, а обычно принимают  $\sim 100^\circ\text{C}/\text{ч}$ , а продолжительность выдержки может колебаться от 0,5 до 1,0 ч на 1,0 т нагреваемого металла.

Медленное охлаждение должно обеспечить распад аустенита при малых степенях переохлаждения (рис. 2.3, б), чтобы избежать образования излишне дисперсной феррито - карбидной структуры и свойственной ей более высокой твердости. Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от состава стали. Чем больше устойчивость аустенита в области температур перлитного превращения, тем медленнее должно быть охлаждение. Поэтому легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждают значительно медленнее (10 - 100  $^\circ\text{C}/\text{ч}$ ), чем углеродистые (150 - 200  $^\circ\text{C}/\text{ч}$ ). Скорость охлаждения при отжиге можно регулировать, проводя охлаждение печи с закрытой или открытой дверцей, с полностью или частично выключенным обогревом. После распада аустенита в перлитной области дальнейшее охлаждение для многих сталей можно ускорить и выполнять даже на воздухе.

Если отжиг предназначенся и для снятия напряжений (например, в отливках сложной конфигурации), медленное охлаждение с печью проводят почти до комнатной температуры.

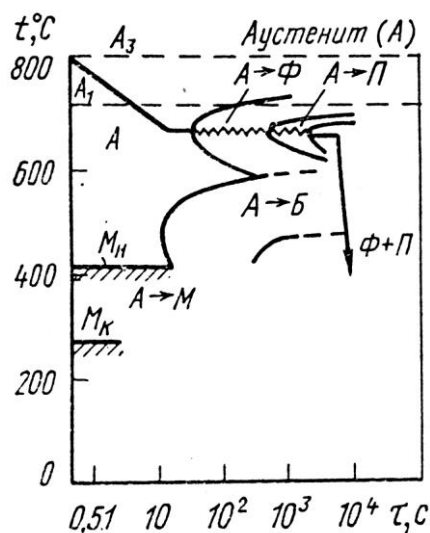


Рисунок 2.3 – Диаграмма изотермического отжига легированной доэвтектоидной стали

Охлаждение деформированных легированных сталей, склонных к образованию флокенов, следует проводить особенно медленно и часто по сложным (ступенчатым) режимам.

Полному отжигу подвергают сортовой прокат, поковки и фасонные отливки.

Изотермический отжиг (рис. 2.3). В этом случае сталь, обычно легированную,

нагревают до точки  $A_{c3} + (50 - 70 \text{ }^\circ\text{C})$  и сравнительно быстро охлаждают (обычно переносом в другую печь) до температуры, лежащей ниже точки  $A_1$  на 100 - 150  $^\circ\text{C}$ , в зависимости от характера кривой изотермического распада аустенита. При этой температуре назначают изотермическую выдержку, необходимую для полного распада аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе.

Преимущество изотермического отжига состоит, в уменьшении длительности процесса, особенно для легированных сталей, которые приходится очень медленно охлаждать для требуемого снижения твердости. Для наибольшего ускорения этого типа отжига температуру изотермической выдержки выбирают близкой к температуре минимальной устойчивости переохлажденного аустенита в перлитной области. Другое преимущество изотермического отжига заключается в получении более однородной структуры, так как при изотермической выдержке температура по сечению изделия выравнивается и превращение по всему объему стали происходит при одинаковой степени переохлаждения. После отжига при температуре до 930 - 950  $^\circ\text{C}$  укрупняется зерно аустенита, улучшается обрабатываемость резанием и повышается чистота поверхности.

Изотермическому отжигу подвергают штамповки, заготовки инструмента и других изделий небольших размеров. Нагрев нередко осуществляется с применением контролируемых атмосфер - *светлый изотермический отжиг*.

При отжиге больших садок (20 - 30 т и более) быстрое и равномерное охлаждение до температуры изотермической выдержки невозможно. Превращение в отдельных местах садки протекает при разных температурах, что приводит к неравномерной структуре и твердости в пределах одной садки, и поэтому для таких больших садок изотермический отжиг обычно не применяется.

*Патентирование.* После предыдущего холодного волочения проводят аустенизацию и изотермическую обработку с выдержкой при 450 - 554)  $^\circ\text{C}$  перед последующим волочением проволоки. В результате распада аустенита образуется тонкопластинчатый сорбит. Такая структура и отсутствие избыточного феррита позволяют при холодной протяжке давать большие обжатия без обрывов. Проволока из стали с 0,45 - 0,9 % С, после патентирования и заключительного холодного волочения сильно упрочняется.

*Неполный отжиг* отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (немного выше точки  $A_{c1}$ ). При неполном отжиге доэвтектоидной стали происходит частичная перекристаллизация стали, а именно лишь переход перлита в аустенит. Избыточный феррит лишь частично превращается в аустенит, поэтому значительная его часть не подвергается перекристаллизации. Для доэвтектоидной стали неполный отжиг применяется лишь тогда, когда отсутствует перегрев, ферритная полосчатость, а требуется только снижение твердости. Заэвтектоидные стали подвергают только неполному отжигу. В этих сталях нагрев несколько выше точки  $A_{c1}$ , (обычно на 10 - 30  $^\circ\text{C}$ ) вызывает практически полную перекристаллизацию металлической матрицы.

*Сфероидизирующий отжиг.* Охлаждение после нагрева несколько выше  $A_{c1}$  до температур несколько ниже  $A_{c3}$  позволяет получить зернистую форму перлита вместо пластинчатой (рис. 2.4).

Частицы цементита, не растворившегося при нагреве, и микрообъемы с

повышенной концентрацией углерода в аустените из-за недостаточно полной его гомогенизации служат центрами кристаллизации для цементита, выделяющегося при последующем охлаждении ниже точки  $A_1$  и принимающего в этом случае зернистую форму. В результате нагрева значительно выше точки  $A_{c1}$  и растворения большей части цементита и более полной гомогенизации аустенита последующее выделение его ниже точки  $A_{ct}$  происходит в пластинчатой форме. Если избыточный цементит находился в виде сетки (рис. 2.4, а), что является дефектом, то перед этим отжигом предварительно нужно провести нормализацию с нагревом выше  $A_{ct}$  для растворения сетки из вторичного цементита с последующим охлаждением на воздухе или в воздушной струе для предупреждения выделения этого цементита по границам аустенита. Нормализацию нередко проводят с прокатного (ковочного) нагрева.

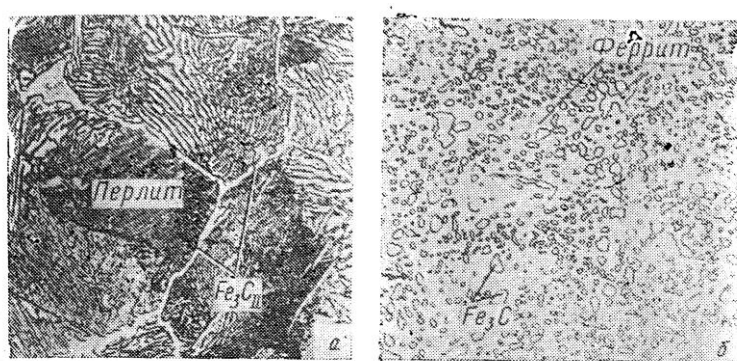


Рисунок 2.4 – Микроструктура заэвтектоидной стали, х 500:  
а – пластинчатый перлит и цементитная сетка; б – зернистый цементит

Стали, близкие к эвтектоидному составу, имеют узкий интервал температур нагрева (750 - 760 °С) для отжига на зернистый цементит, для заэвтектоидных углеродистых сталей интервал расширяется до 770 - 790 °С. Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур и в более широком интервале (770 - 820 °С).

Охлаждение при сфероидизации медленное. Оно должно обеспечить распад аустенита на феррито-карбидную структуру, сфероидизацию и коагуляцию образовавшихся карбидов, при охлаждении 620 - 680 °С. Чаще применяют изотермический отжиг, требующий меньше времени. В этом случае сталь медленно охлаждают (30 - 50 °С/ч) до 620 - 680 °С. Выдержка при постоянной температуре, необходимая для окончательного распада переохлажденного аустенита и коагуляции карбидов, составляет 1 - 3 ч в зависимости от массы отжигаемого металла. Последующее охлаждение проводят на воздухе.

Сталь с зернистым перлитом имеет более низкие значения твердости временного сопротивления и, соответственно, более высокие относительного удлинения и сужения. После отжига на зернистый перлит эвтектоидные и заэвтектоидные стали обладают хорошей обрабатываемостью резанием — возможно применение больших скоростей резания и достигается высокая чистота поверхности. Кроме того, такая структура при последующей закалке стали обеспечивает мелкое зерно, расширяет интервал закалочных температур и

уменьшает склонность к образованию трещин.

Отжигу на зернистый перлит подвергают также тонкие листы и прутки из низко- и среднеуглеродистой стали перед холодной штамповкой или волочением для повышения пластичности.

*Высокий отпуск («низкий отжиг»)*. После горячей механической обработки сталь чаще имеет мелкое зерно и удовлетворительную микроструктуру, поэтому не требуется фазовой перекристаллизации (отжига). Но вследствие ускоренного охлаждения после прокатки или другой горячей обработки легированные стали имеют неравновесную структуру: сорбит, троостит, бейнит или мартенсит и, как следствие этого, высокую твердость. Для снижения твердости на металлургических заводах сортовой прокат подвергают высокому отпуску при 650 - 680°C (несколько ниже точки  $A_1$ ). При нагреве до указанных температур происходят процессы распада мартенсита и (или) бейнита, коагуляция карбидов в троостите и в итоге снижается твердость. Углеродистые стали подвергают высокому отпуску в тех случаях, когда они предназначены для обработки резанием, холодной высадки или волочения. После высокотемпературного отпуска доэвтектоидная сталь лучше обрабатывается резанием, чем после полного отжига, когда структура — обособленные участки феррита и перлита. Структурно свободный феррит налипает на кромку инструмента, ухудшает качество поверхности изделия, снижает теплоотдачу, и поэтому снижает скорость резания и стойкость инструмента. Для высоколегированных сталей, у которых практически не отмечается перлитного превращения (см. рис. 1.25, в), высокий отпуск является единственной термической обработкой, позволяющей понизить их твердость.

*Отжиг нормализационный (нормализация)*. Нормализация заключается в нагреве доэвтектоидной стали до температуры, превышающей точку  $A_{c3}$  на 50 °C, заэвтектоидной выше  $A_{c3}$  также на 50 °C, непродолжительной выдержке для прогрева сядки и завершения фазовых превращений и охлаждении на воздухе (см. рис. 2.1, б). Нормализация вызывает полную фазовую перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье или прокатке, ковке или штамповке. Нормализацию широко применяют для улучшения свойств стальных отливок вместо закалки и отпуска.

По сравнению с печью ускоренное охлаждение на воздухе (см. рис. 2.1, б) приводит к распаду аустенита при более низких температурах, что повышает дисперсность феррито - цементитной структуры и увеличивает количество перлита или точнее (квазиэвтектоида типа сорбита или троостита). Это на 10—15 % повышает прочность и твердость нормализованной средне- и высокоуглеродистой стали по сравнению с отожженной. Нормализация горячекатаной стали (по сравнению с отжигом) повышает ее сопротивление хрупкому разрушению, снижая порог хладноломкости и повышая работу развития трещины. Назначение нормализации различно в зависимости от состава стали. Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига. Нормализация обеспечивает большую производительность при обработке резанием и получение более чистой поверхности. Для отливок из среднеуглеродистой стали нормализацию или нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки и высокого



отпуска. Механические свойства в этом случае будут ниже, но изделия будут подвергнуты меньшей деформации, по сравнению с получаемой при закалке, и вероятность появления трещин практически исключается.

Для высокоуглеродистой (заэвтектоидной) стали нормализацию применяют для устранения цементитной сетки (рис. 2.4, а), которая может возникать при медленном охлаждении в интервале  $A_{сг} - A_1$ . Нормализацию с последующим высоким отпуском (600 - 650 °С) часто используют для исправления структуры легированных сталей вместо полного отжига, так как производительность первых двух операций выше, чем одного отжига.

### 2.3 Закалка стали

Закалка заключается в нагреве стали на 30 - 50 °С выше  $A_{с3}$  для доэвтектоидных сталей или на 30 - 50 °С выше  $A_{с1}$  для заэвтектоидных сталей, выдержке для завершения фазовых превращений и последующем охлаждении со скоростью выше критической (рис. 2.5).

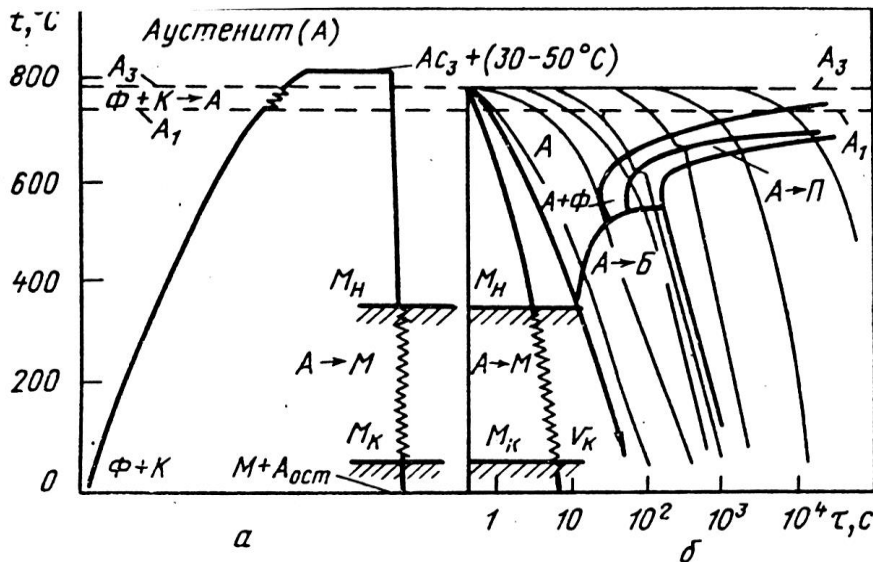


Рисунок 2.5 – Схема закалки легированной стали (а) и термокинетическая диаграмма (б), на которой указана скорость охлаждения при закалке

Для углеродистых сталей это охлаждение проводят чаще в воде, а для легированных — в масле или других средах. Закалка не является окончательной операцией термической обработки. Чтобы уменьшить хрупкость и напряжения, вызванные закалкой, и получить требуемые механические свойства, сталь после закалки подвергают отпуску.

Инструментальную сталь подвергают закалке и отпуску для повышения твердости, износостойкости и прочности, а конструкционную сталь — для повышения прочности, твердости, получения достаточно высокой пластичности, вязкости (параметров вязкости разрушения), а для ряда деталей также и получения высокой износостойкости.

*Выбор температуры закалки.* Доэвтектоидные стали нагревают до температуры на 30 - 50 °С выше точки  $A_{с3}$  (рис. 2.6, а). В этом случае сталь с

исходной структурой перлит + феррит при нагреве приобретает аустенитную структуру, которая при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в мартенсит.

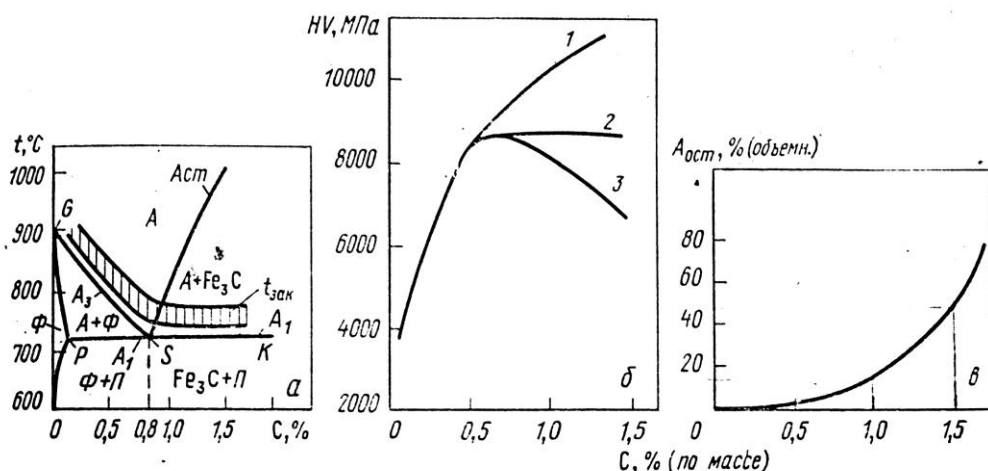


Рисунок 2.6 – Диаграмма состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C:

а – диаграмма состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C с указанием температур заковки доэвтектоидной и заэвтектоидной стали; б – зависимость твердости стали после заковки от содержания углерода; 1 – сталь со структурой мартенсита; 2 – заэвтектоидная сталь, закаленная с температуры A<sub>1</sub> + (20 ÷ 30<sup>0</sup>C); 3 – заэвтектоидная сталь, закаленная в воде с температуры A<sub>ст</sub> + (20 ÷ 30<sup>0</sup>C); в – зависимость количества остаточного аустенита от содержания в стали углерода

Закалку доэвтектоидных конструкционных сталей от температур, соответствующих межкритическому интервалу (A<sub>с1</sub>— A<sub>с3</sub>), до недавнего времени не применяли. Вообще говоря, при всех температурах нагрева в межкритическом интервале температур вследствие получения после заковки структуры мартенсита и сохранившегося при нагреве феррита, твердость и другие механические свойства стали оказываются более низкими по сравнению с закалкой от температур выше A<sub>с3</sub>. Однако в последнее время установлено, что при нагреве в межкритическом интервале происходит рафинирование феррита по примесям (они уходят в аустенит), что делает феррит пластичным; получение двухфазной структуры низкоуглеродистой стали после заковки из межкритического интервала, состоящей из рафинированного феррита и островков мартенсита в тройных стыках зерен, что предопределяет низкие значения предела текучести при высоких значениях временного сопротивления. Низкое отношение  $\sigma_T/\sigma_B$  выгодно для глубокой штамповки листовых малоуглеродистых сталей, что предопределило использование двухфазных сталей после заковки из межкритического интервала в автомобильной промышленности (детали корпуса автомобиля).

Заэвтектоидные стали под закалку нагревают несколько выше A<sub>с3</sub>. При таком нагреве образуется аустенит при сохранении некоторого количества

вторичного цементита. В итоге после охлаждения структура стали состоит из мартенсита и нерастворимых частиц карбидов, обладающих высокой твердостью, и закаленная сталь характеризуется высокой твердостью (рис. 2.6, б). Верхний предел температуры закалки для большинства заэвтектоидных сталей ограничивают, так как чрезмерное повышение температуры выше  $A_{c3}$  связано с пересыщением аустенита углеродом, большим количеством остаточного аустенита, со снижением прочности. Поэтому интервал температур закалки большинства сталей невелик (15 - 20 °С).

Для многих легированных сталей температура нагрева под закалку значительно превышает критические точки, что определяется малой скоростью и степенью растворения специальных карбидов в аустените для получения нужной степени его легированности. Это повышение температуры во многих случаях не ведет к заметному росту зерна, так как нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

Условия аустенитизации и соответственно состояние аустенита оказывают большое влияние на кинетику фазовых превращений при последующем охлаждении и конечные свойства образующихся при этом структур стали.

Пониженная температура аустенитизации или недостаточная выдержка при этой температуре стали, легированной карбидообразующими элементами, приводит к образованию малоуглеродистого и низколегированного и поэтому малоустойчивого при охлаждении аустенита. Кроме того, ускоренному распаду аустенита при охлаждении способствуют нерастворенные карбиды, оказывающие зародышевое влияние, повышается критическая скорость закалки и уменьшается прокаливаемость стали. Вследствие указанных изменений повышаются температуры мартенситных точек  $M_n$  и  $M_k$  к снижается твердость мартенсита — уменьшается закаливаемость стали из-за того, что значительное количество углерода находится не в аустените, а в нерастворившихся карбидах. В инструментальных (быстрорежущих) сталях после такой аустенитизации ухудшается теплостойкость (красностойкость) инструмента, а в конструкционных сталях образующийся после такой закалки и высокого отпуска низколегированный или неоднородно легированный феррит в сочетании с укрупненными частицами карбидов определяет понижение механических свойств.

Повышение температуры нагрева под закалку (или увеличение длительности нагрева) приводит к растворению карбидов, укрупнению зерна и гомогенизации аустенита. Это способствует повышению устойчивости переохлажденного аустенита, особенно в районе температур перлитного превращения, и уменьшению критической скорости закалки и увеличению прокаливаемости стали. Однако чрезмерное повышение температуры нагрева для закалки увеличивает количество остаточного аустенита (рис. 128, б), что снижает твердость стали (рис. 2.6, б), приводит к сильному росту зерна и увеличению деформации обрабатываемых изделий.

*Продолжительность нагрева при аустенитизации стали.* Продолжительность нагрева должна обеспечить прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна и обезуглероживание поверхностных слоев стали.

Общая продолжительность нагрева  $\tau_{\text{общ.}} = \tau_{\text{с.п.}} + \tau_{\text{и.в.}}$  - продолжительность сквозного прогрева до заданной (конечной) температуры, обусловлена формой и размером изделий, их расположением, типом печи, составом и свойствами стали и т. д.;  $\tau_{\text{и.в.}}$  — продолжительность изотермической выдержки при данной температуре, которая не зависит от формы и размера изделия и определяется только составом и исходным состоянием стали.

В настоящее время разработаны инженерные методы расчета основных тепловых параметров — продолжительности нагрева, скорости нагрева, перепада температуры по толщине металла и т. д. Для ориентировочного определения общей продолжительности нагрева  $\tau_{\text{общ}}$  можно пользоваться данными, приведенными в табл. 2.1.

Таблица 2.1

Ориентировочная продолжительность нагрева изделий в различных печах для закалки от 800 – 850<sup>0</sup>С

Нагрев	Продолжительность нагрева, с на 1 мм сечения или толщины изделия		
	Круглое	Квадратное	прямоугольное
В электропечи	40 – 50	50 – 60	60 – 75
В плазменной печи	35 – 40	45 – 50	55 - 60
В соляной ванне	12 – 15	15 – 18	18 – 22
В свинцовой ванне	6 - 8	8 - 10	10 -12

Величина  $\tau_{\text{и.в.}}$  должна быть минимальной, но должна обеспечить завершение фазовых превращении в стали и получение необходимой концентрации углерода и легирующих элементов в аустените.

Продолжительность изотермической выдержки при заданной температуре для деталей машин часто принимают равной 15 - 25 % от продолжительности сквозного прогрева.

Выдержка в электропечи при температуре закалки 750 - 900 °С для инструмента из углеродистой стали (0,7 - 1,3 % С) рекомендуется 50 – 80 с на 1 мм наименьшего сечения, а из легированной стали 70 - 90 с; при нагреве в соляной ванне, соответственно 20 - 25 с для углеродистой стали и 25 - 30 с - для легированной стали.

Фасонный инструмент и детали машин сложной формы при нагреве под закалку для уменьшения деформации рекомендуется предварительно подогревать в печи при 400 - 600 °С.

*Выбор среды для нагрева при термической обработке.* При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие печной атмосферы с поверхностью нагреваемого изделия приводит к окислению и обезуглероживанию стали. Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания в рабочее пространство печи вводят защитную газовую среду (контролируемые атмосферы).

Применяются следующие атмосферы:

1. *Эндотермическая атмосфера* (условное обозначение ПС- 0,25 или ПС-Э, эндогаз), получаемая частичным сжиганием метана  $\text{CH}_4$  (природного газа) при коэффициенте избытка воздуха  $\alpha = 0,25$  в присутствии катализатора и содержащая 21 %  $\text{CO}$ , 40 %  $\text{H}_2$ , 2 %  $\text{CH}_4$ , 37 %  $\text{N}_2$  Рекомендуется при нагреве под нормализацию и закалку конструкционных и инструментальных легированных сталей.

При нагреве в водородсодержащих атмосферах возможно наводороживание стали, что приводит к снижению ее пластичности и росту склонности к замедленному разрушению. Кроме того, возможно и нежелательное обезуглероживание поверхности. Поэтому в последнее время широко начинают применять относительно маловодородную атмосферу (20 %  $\text{CO}$ , 20 %  $\text{H}_2$  и 60 %  $\text{N}_2$ ).

2. *Экзотермическая атмосфера* (богатая) с частичным сжиганием природного газа при  $\alpha = 0,6$  без очистки и осушки (ПС- 06) или с очисткой и осушкой (ПСО - 06). Атмосфера содержит 10 %  $\text{CO}$ ; 15 - 16 %  $\text{H}_2$ ; 0,05 - 1,5 %  $\text{CH}_4$ , 68 - 72 %  $\text{N}_2$ . Без осушки (ПС- 06) атмосфера содержит до 6 %  $\text{CO}_2$  и 2,3 %  $\text{H}_2\text{O}$ . Может быть использована при нагреве для отжига, нормализации и закалки легированных конструкционных и инструментальных сталей.

3. *Экзотермическая атмосфера* (бедная) с почти полным сжиганием природного газа при  $\alpha = 0,9$  без очистки и осушки (ПС - 09) и с очисткой и осушкой (ПСО - 09). В последнем случае эта атмосфера содержит 2 %  $\text{CO}$ , 2 %  $\text{H}_2$ , 96 %  $\text{N}_2$ . Без осушки и очистки (ПС -09) в атмосфере присутствуют 10 %  $\text{CO}_2$  и 2,3 %  $\text{H}_2\text{O}$  (за счет соответствующего уменьшения количества азота).

Эту атмосферу применяют для нагрева низкоуглеродистых конструкционных и инструментальных сталей.

4. *Диссоциированный аммиак* (ДА), содержащий 75 %  $\text{H}_2$  и 25 %  $\text{N}_2$ , или диссоциированный аммиак с частичным дожиганием водорода  $\alpha = 0,7 \div 0,9$  и последующей осушкой (ПСА - 08). Атмосфера ПСА - 08 состоит из 7 - 20 %  $\text{H}_2$ , 84 - 80 %  $\text{N}_2$ . Диссоциированный аммиак (ДА и ПСА - 08) применяют главным образом при нагреве для термической обработки нержавеющей и электротехнических сталей.

5. *Технический азот* (2 - 4 %  $\text{H}_2$ , 98 - 96 %  $\text{N}_2$ ), очищенный от кислорода, а также аргон, гелий и водород.

В последние годы все шире применяют нагрев в вакууме (обычно  $10 \cdot 10^{-1}$  Па, но иногда до  $10^{-2} - 10^{-4}$  Па), особенно для нержавеющей, жаропрочных, электротехнических, шарикоподшипниковых и других сталей и сплавов.

Режущие инструменты, а также детали машин небольших размеров чаще нагревают в расплавленных солях. При правильном выборе состава расплава солей и тщательном раскислении ванн в них обеспечивается хорошая защита от окисления и обезуглероживания. Для таких ванн обычно используют хлорид-ные соли (70 %  $\text{BaCl}_2$  и 30 %  $\text{NaCl}$  и др.), так как при нагреве в углекислых солях, содержащих кислород, возможны окисление и обезуглероживание.

*Охлаждающие среды для закалки.* Охлаждение при закалке должно обеспечивать получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных

дефектов: трещин, деформаций, коробления и высоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях.

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур  $A_1$  -  $M_n$  для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращения и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения  $M_n$  -  $M_k$ . Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к резкому увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. Особенно опасны растягивающие напряжения, которые в условиях, временного снижения сопротивления пластическим деформациям стали в период превращения могут вызвать трещины. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур  $M_n$ — $M_k$  может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Обычно для закалки используют воду, водные растворы солей и щелочей, масла. При закалке в этих средах различают три периода:

1) пленочное охлаждение: на поверхности стали образуется «паровая рубашка». Паровая рубашка — плохой проводник тепла, поэтому в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;

2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки. В этот период происходит быстрый отвод тепла, так как на образование пузырьков пара расходуется большое количество тепла, и температура металла быстро снижается;

3) конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости. Теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

В табл. 2.2 приведен примерный температурный интервал пузырькового кипения и относительная скорость охлаждения в середине этого интервала для различных охлаждающих сред.

При закалке углеродистой и некоторых низколегированных сталей, имеющих малую устойчивость переохлажденного аустенита, в качестве охлаждающей среды применяют воду и водные растворы  $NaCl$  или  $NaOH$ .

Вода как охлаждающая среда имеет некоторые существенные недостатки:

1) высокая скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения нередко приводит к образованию закалочных дефектов;

2) с повышением температуры резко ухудшается закалочная способность (табл. 2.2). При температуре воды 80 - 90 °С пленочное кипение распространяется на большую область температур и занимает до 95 % всего периода охлаждения.

При закалке изделий в горячей воде, вследствие их медленного охлаждения при высоких, и быстрого при низких температурах, тепловые напряжения получаются низкими, а наиболее опасные структурные высокими, что может вызвать образование трещин.

Таблица 2.2

Относительная охлаждающая способность закалочных сред при слабой их циркуляции

Охлаждающая среда и ее температура	Температура пузырькового кипения, °С	Относительная интенсивность охлаждения $H$
Вода, 20 <sup>0</sup> С.....	400 – 100	1,0
» 40 <sup>0</sup> С.....	350 – 100	0,7
» 80 <sup>0</sup> С.....	250 – 100	0,2
10%-ный раствор NaCl в воде, 20 <sup>0</sup> С	650 – 100	3,0
То же, NaOH в воде, 20 <sup>0</sup> С	650 – 100	2,0
50% - ный раствор NaOH в воде, 20 <sup>0</sup> С	650 – 100	2,0
500 - 250	500 - 250	0,3
Масло минеральное, 20 – 200 <sup>0</sup> С		

Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8 - 12 %-ные водные растворы NaCl и NaOH, которые хорошо зарекомендовали себя на практике. Для стали с низкой критической скоростью закалки рекомендуются растворы NaOH повышенной концентрации (30-50 %).

В случае использования при закалке воды и водных растворов солей или щелочей во избежание появления на поверхности изделия зон с пониженной скоростью отвода тепла обычно создают либо циркуляцию этих охладителей, либо перемещают изделия относительно охладителя. Это разрушает паровую рубашку и ускоряет теплоотвод. При высокой степени циркуляции воды относительная интенсивность охлаждения ( $H$ ) в воде достигает 4, соленой воде 5, а в масле 0,8 - 1,0. Увеличение охлаждающей способности достигается при использовании струйного или душевого охлаждения, широко применяемого, например в случае поверхностной закалки.

Дальнейшим усовершенствованием способов охлаждения явилось применение смесей воды с воздухом, подаваемых через форсунки. Изменяя соотношение между количеством воды и воздуха, а также давления смеси, можно варьировать скорость охлаждения от соответствующей воздуху до значений, значительно превышающих скорость охлаждения в воде. Водовоздушные охлаждающие среды применяют для крупных поковок, рельсов, труб и т. д.

Для легированных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлажденного аустенита при закалке, применяют минеральное масло (чаще нефтяное).

Масло как закалочная среда имеет ряд преимуществ: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов, постоянство закаливающей способности в широком интервале температур среды (20 - 150 °С). Перепад температур между поверхностью и центром изделия при закалке в масле меньше, чем при охлаждении в воде. К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температура вспышки 165 - 300 °С), недостаточную стабильность и низкую охлаждающую способность в области температур перлитного

превращения, образование пригара на поверхности изделий, а также повышенную стоимость.

Температуру масла при закалке необходимо поддерживать в пределах 60 - 90 °С, когда его вязкость оказывается минимальной.

В качестве охлаждающих сред применяют также водные растворы моющих сред, содержащие поверхностно- активные вещества, жидкий силикат и особенно синтетические вещества (например, аквапласт). Аквапласт представляет собой раствор в воде высоковязкого прозрачного полимера, содержащего растворимую в воде пластмассу и коррозионнозащитающий ингибитор. Концентрация раствора 0,5 - 0,7 %.

В отечественном автомобилестроении успешно используют закалочные водные растворы с добавками полимеров: ЗСП-1 на водном растворе полиакриламида; раствор модифицированной целлюлозы (АЗЛК), по характеру охлаждающей способности сходный с аквапластом. Однако у всех названных сред имеется серьезный недостаток, вызванный изменением растворимости полимеров при незначительных колебаниях температуры, вследствие чего происходит резкое изменение охлаждающей способности.

Более широкие возможности представляет использование повышенного давления. В США охлаждение под давлением в среде азота используют для различной объемной термической обработки, а также при охлаждении в потоке газов  $H_2$ ,  $N_2$ , Ar, He после нагрева в вакууме.

Для снижения коробления деталей сложной формы при закалке в масле применяют охлаждение в штампах или в специальных приспособлениях. При этом во многих случаях во время правки в процессе закалки используется эффект снижения сопротивления пластической деформации, наблюдающейся в момент развития мартенситного превращения.

*Закаливаемость и прокаливаемость стали.* Под закаливаемостью понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость. Легирующие элементы оказывают относительно небольшое влияние на закаливаемость (рис. 2.6, б).

*Под прокаливаемостью понимают способность стали получать закаленный слой с мартенситной или трооститно – мартенситной структурой и высокой твердостью, простирающийся на ту или иную глубину.* Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения, зависящей от состава стали. Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет превышать критическую скорость закалки  $v_k$  (рис. 2.7, III —  $v_k$ "), то сталь получит мартенситную структуру по всему сечению и тем самым будет иметь сквозную прокаливаемость.



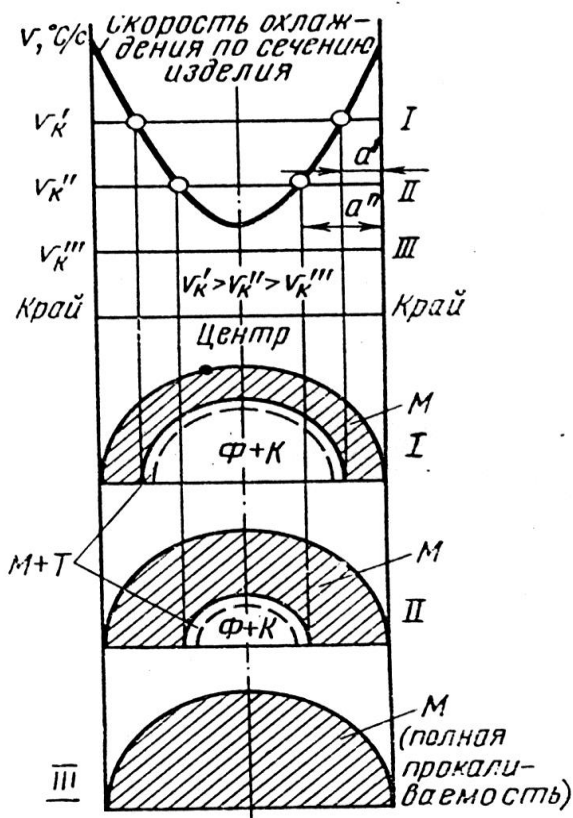


Рисунок 2.7 – Зависимость прокаливаемости стали от величины критической скорости заковки  $v_k$ :  $a'$  и  $a''$  – глубина закаленного слоя;  $v_k''$  – то же для низколегированной стали; I – углеродистая сталь; II – низколегированная; III – высоколегированная; Ф+К – пластинчатая феррито – карбидная структура (троостит, сорбит или перлит)

Если действительная скорость охлаждения в сердцевине будет меньше  $v_k$  (рис. 2.7,  $v_k'$  и  $v_k''$ ), то изделие прокалится - только на некоторую глубину  $a'$ ,  $a''$  и прокаливаемость будет неполной. В этом случае в сердцевине произойдет распад аустенита с образованием пластинчатой феррито-карбидной структуры (троостита, сорбита или перлита).

За глубину закаленного слоя условно принимают расстояние от поверхности до полу мартенситной зоны (50 % мартенсита + 50% троостита). Диаметр заготовки, в центре которой после заковки в данной охлаждающей среде образуется полумартенситная структура, называют *критическим диаметром*  $d_k$ . Величина критического диаметра определяет размер сечения изделия, прокаливающегося насквозь, т. е. получающего высокую твердость, а после отпуска — и высокие механические свойства по всему сечению.

Полумартенситная структура во многих случаях не обеспечивает максимума механических свойств. Так, предел усталости стали с полумартенситной структурой после высокого отпуска (HRC35) на 15 - 20 % ниже, чем у стали со структурой, состоящей из 90 - 95 % мартенсита. Поэтому часто прокаливаемость определяют по глубине закаленного слоя со структурой 95 % мартенсита. Критический диаметр для 95 % мартенсита примерно на 25 % меньше

критического диаметра, определенного по полумартенситной зоне. Полная прокаливаемость на структур из 99,9 % мартенсита составляет ~50 % от полумартенситной.

Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость закалки, т. е. чем выше устойчивость переохлажденного аустенита. Поэтому все факторы, уменьшающие величину критической скорости закалки (повышающие устойчивость переохлажденного аустенита) увеличивают прокаливаемость.

Легированные стали вследствие более высокой устойчивости переохлажденного аустенита и соответственно меньшей критической скорости охлаждения (рис. 2.7,  $v_{к'}$  и  $v_{к''}$ ) прокаливаются на значительно большую глубину, чем углеродистые. Сильно повышают прокаливаемость марганец, хром, молибден и малые присадки бора (0,003 - 0,005 %). Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь нескольких легирующих элементов. Кобальт, повышая критическую скорость закалки, уменьшает прокаливаемость стали.

Устойчивость переохлажденного аустенита повышается, а критическая скорость закалки уменьшается только при том условии, если легирующие элементы растворены в аустените. В случае если они не растворены в аустените и находятся в виде избыточных частиц (карбидов, карбонитридов, нитридов, и тому подобных фаз), то они не повышают устойчивость аустенита, а могут ее и уменьшить, так как карбиды служат готовыми зародышами, облегчающими распад аустенита. Карбиды (карбонитриды) титана, ниобия и ванадия при нормально принятом нагреве под закалку обычно не растворяются в аустените и понижают прокаливаемость. Сильно влияет на прокаливаемость величина зерна аустенита. В углеродистой стали при укрупнении зерна от балла 8 до 1 - 2 глубина закаленного слоя возрастает в 2 - 3 раза. Поэтому повышение температуры и увеличение длительности нагрева приводят к росту величины прокаливаемости. Легирующие элементы, присутствующие в виде карбидов, не только создают дополнительные центры, способствующие распаду аустенита, но и измельчают его зерно. Это также увеличивает критическую скорость закалки и уменьшает прокаливаемость. При сквозной закалке свойства стали и, в частности, твердость, по всему сечению изделия одинаковы. При несквозной закалке изменение структуры стали по сечению способствует соответствующим изменениям свойств. Распределение твердости по сечению закаленных цилиндров из разных сталей показано на рис. 2.8. При несквозной прокаливаемости твердость падает от поверхности к сердцевине. При несквозной прокаливаемости отпуск при высокой температуре уменьшает различие в твердости и временном сопротивлении по сечению. Однако предел текучести, ударная вязкость и относительное сужение в сердцевине образца остаются более низкими. Это объясняется разным характером строения феррито - карбидной структуры. В закаленном слое в результате отпуска мартенсита образуется более дисперсная феррито - карбидная структура зернистого строения, а в сердцевине она более грубая и имеет пластинчатое строение.

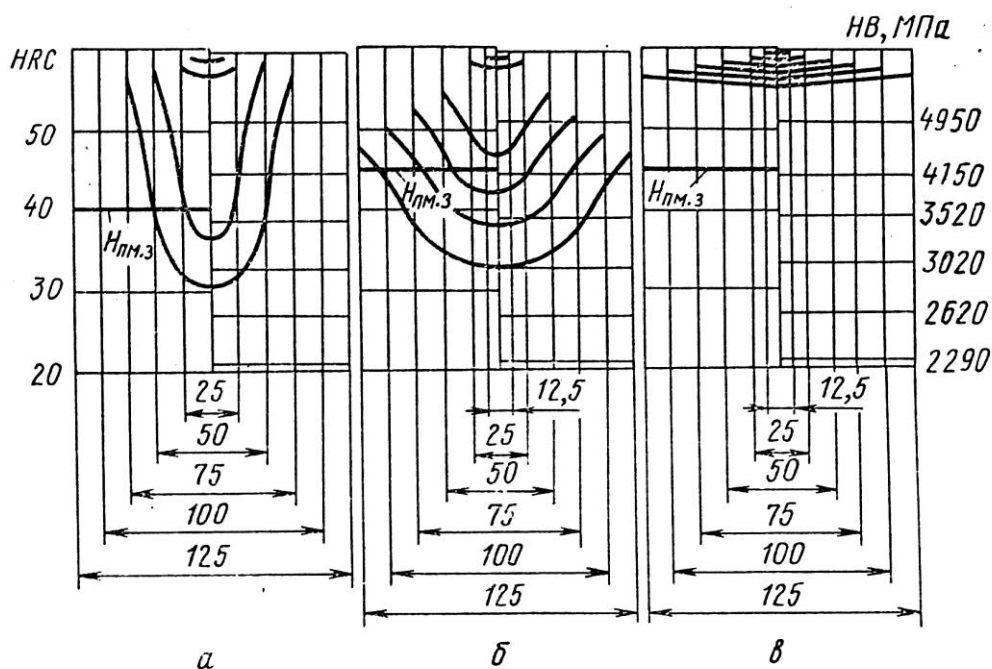


Рисунок 2.8 – Твердость по сечению закаленной стали разного состава:

а – 0,4% С; б – 0,1% С; 0,085% Мн и 1,0% Сг; в – 0,4% С; 3,5% Ni и 1,5% Сг (H<sub>пм.3</sub> – твердость полумартенситной зоны)

На рис. 2.9 приведена схема, иллюстрирующая влияние степени прокаливаемости на работу развития трещины улучшенной стали и количество волокнистой составляющей в изломе (В) в зависимости от температуры в интервале охрупчивания. Чем ниже степень прокаливаемости, тем при более высоких температурах начинается охрупчивание и тем ниже  $\alpha_t$ . Температура  $t_{100M}$  соответствует минимальной температуре, при которой сохраняется полностью волокнистое строение изломов высокоотпущенной стали после сквозной закалки (95 % мартенсита). При неполной прокаливаемости при  $t_{100M}$  в изломе обнаруживаются кристаллические участки. При малой степени прокаливаемости и при этой температуре излом полностью кристаллический и  $\alpha_t$  ( $\alpha_p$ ) имеет низкое значение. Следует отметить, что различие в твердости в этом случае невелико.

Прокаливаемость стали в небольших сечениях (диаметром до 15 - 25 мм) можно практически определить по виду излома закаленных образцов или по распределению твердости по сечению (см. рис. 2.7). Для этого образец ломают или разрезают и по диаметру сечения определяют твердость.

Прокаливаемость стали по стандарту определяют методом торцевой закалки. Цилиндрический образец определенной формы и размеров (диаметр = 25 мм, длина = 100 мм) (рис. 2.10, б), нагретый до заданной температуры, охлаждают водой с торца на специальной установке.

После охлаждения измеряют твердость по длине (высоте) образца. Так как скорость охлаждения убывает по мере увеличения расстояния от торца, то будет уменьшаться и твердость (рис. 2.10, а).

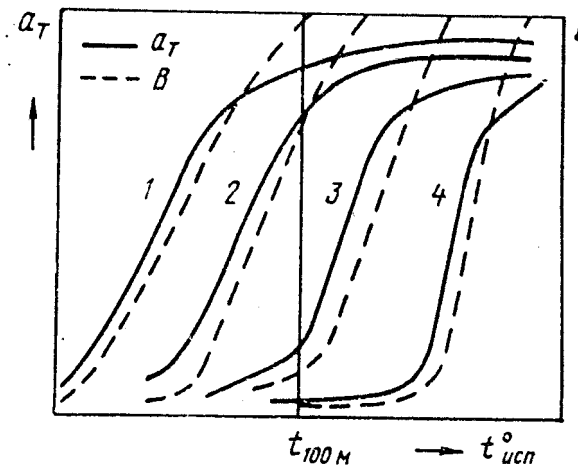


Рисунок 2.9 – Влияние степени прокаливаемости стали на температурные зависимости удельной работы развития трещины  $a_T$  и количество волокнистой составляющей в изломе  $B$ :

- 1 – сталь со сквозной прокаливаемостью после высокого отпуска;
- 2 - 4 – стали после высокого отпуска с различной степенью прокаливаемости (в порядке ее уменьшения)

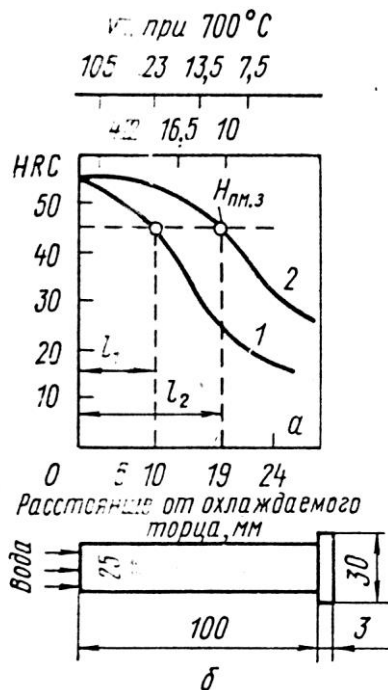


Рисунок 2.10 – Определение прокаливаемости по торцевой пробе:  
 а – изменение твердости по длине образца для низколегированной (1) и высоколегированной (2) стали; б – схема торцевой закалки образца;  
 $H_{пм.з}$  – твердость полумартенситной зоны

Результаты испытаний выражают графически в координатах твердость — расстояние от охлаждаемого торца. Определив расстояние от торца до твердости, (рис. 2.11), отвечающей заданной структуре (50, 95 или 99,9% мартенсита), можно

по номограмме найти критический диаметр. Чтобы характеристика прокаливаемости стала не была связана с видом охладителя, при использовании номограмм вводят понятие об идеальном критическом диаметре, который является наибольшим диаметром образца, прокаливаемого насквозь, при идеальном охлаждении ( $H = \infty$ ). Поверхность образца в идеальном охладителе должна мгновенно принимать его температуру, т. е. охлаждение следует проводить с бесконечно большой скоростью. От идеального критического диаметра можно перейти к реальному критическому диаметру, используя специальную номограмму.

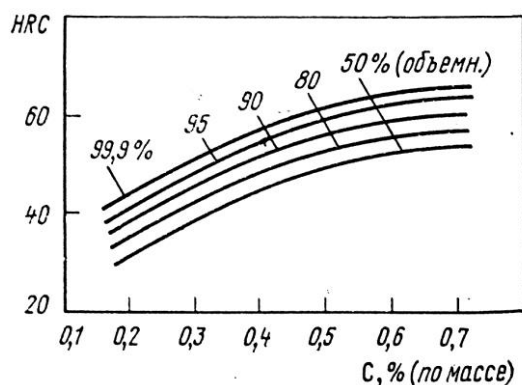


Рисунок 2.11 – Твердость стали с различным содержанием в структуре мартенсита (цифры у кривых)

На рис. 2.12, а приведена схема такой номограммы. В правом верхнем углу номограммы помещены две шкалы - для получения в сердцевине 99,9 % мартенсита или структуры состоящей из 50 % мартенсита и 50 % троостита. Однако в обоих случаях используются полученные на торцовой пробе расстояния до полумартенситной зоны ( $I_1, I_2$  на рис.2.10). В случае полной прокаливаемости на мартенсит (99,9 % ) на верхней шкале определяют точку  $O$ , соответствующую расстоянию от торца до полумартенситной зоны. Из этой точки опускают вертикаль до линии идеального охлаждения ( $H = \infty$ ), откуда проводится горизонталь до линии охлаждения в воде (точка  $b$ ;) или другого охладителя (масло, воздух). Опуская вертикаль из точки  $b$  на шкалу  $d_H$  (или  $a$ ) для тел разной формы находят искомый размер критического диаметра (точка  $c$ ), при котором данная сталь, закаленная в воде, будет иметь в сердцевине структуру мартенсит.

Аналогично определяют критический диаметр с получением в сердцевине полумартенситной структуры; в этом случае используют нижнюю шкалу (точка  $O'$ ).

На практике с достаточной точностью критический диаметр может быть определен по графику, представленному на рис. 2.12, б.

Для этого на оси абсцисс откладывают расстояние от охлаждаемого торца до твердости полумартенситной структуры (или 95 или 99,9 % мартенсита) и восстанавливают перпендикуляр до пересечения с кривой закалки в масле или воде. Горизонталь, проведенная от этой точки до ординаты укажет величину  $d_k$ .

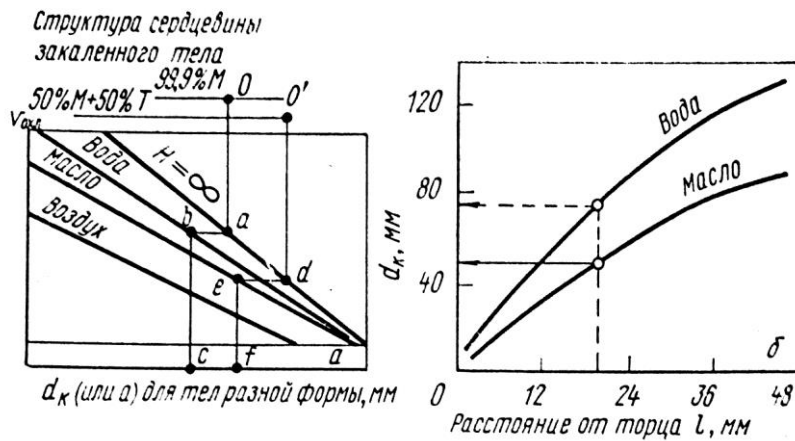


Рисунок 2.12 – Номограмма (схема) (а) и диаграмма (б) для определения критического диаметра прокаливаемости

Чем выше циркуляция охлаждающей среды ( $H$ ), тем больше прокаливаемость. Прокаливаемость даже одной и той же стали может колебаться в значительных пределах в зависимости от изменений химического состава, величины, зерна, размера и формы изделия, и многих других факторов.

Поэтому прокаливаемость стали характеризуют не кривой, а так называемой *полосой прокаливаемости*, которая не всегда отражает действительную прокаливаемость стали в изделии. Полосы прокаливаемости для углеродистой и легированной сталей, содержащих 0,4 % С, наглядно показывающие влияние легирующих элементов, приведены на рис. 2.13.

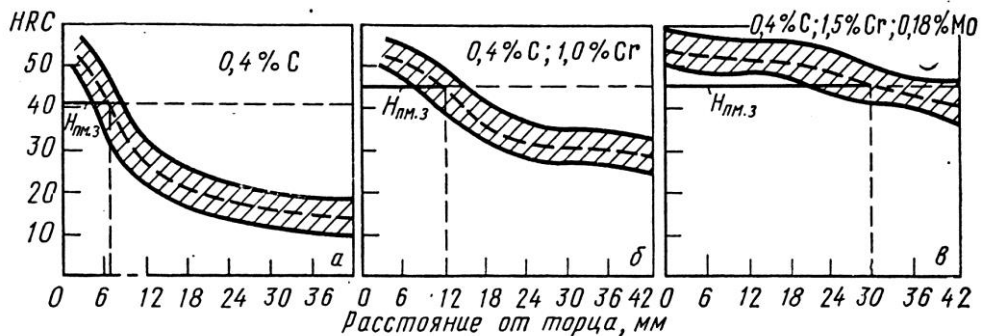


Рисунок 2.13 – Полосы прокаливаемости для различных сталей ( $H_{пм.з}$  – твердость полумартенситной зоны)

*Внутренние напряжения в закаленной стали.* Внутренние напряжения при закалке стали возникают вследствие неравномерного охлаждения поверхности и сердцевины изделия (эти напряжения называют тепловыми), увеличения объема и неоднородности протекания мартенситного превращения по объему изделия. Напряжения, вызываемые этим превращением, называют *структурным* и (или *фазовыми*).

Неодинаковое распределение температур по сечению изделия при быстром охлаждении сопровождается и неравномерным изменением объема. Поверх-

ностные слои сжимаются быстрее, чем внутренние. Однако сжатию поверхностных слоев препятствуют внутренние слои. Это приводит к тому, что в поверхностных слоях образуются временные растягивающие, а во внутренних слоях сжимающие напряжения. После того как поверхность охладителя и изменение объема прекратится, сердцевина еще будет испытывать тепловое сжатие. Вследствие этого напряжения начнут уменьшаться и в некоторый момент произойдет изменение знака напряжений на поверхности и в сердцевине. После окончательного охлаждения на поверхности получаются остаточные напряжения сжатия, а в сердцевине — растяжения (рис. 2.14, а). Появление остаточных напряжений является результатом того, что временные напряжения вызывают не только упругую, но также в той или иной степени неодновременную и неодинаковую пластическую деформацию слоев по сечению.

Рассмотрим теперь условия образования структурных напряжений при полной прокаливаемости. При этом тепловые напряжения условно учитываться не будут. Но достижении при закалке температур ниже точки  $M_n$  мартенсит в первую очередь образуется на поверхности, где точка  $M_n$  будет достигнута раньше, чем в сердцевине. Так как превращение аустенит  $\rightarrow$  мартенсит сопровождается увеличением объема, то это приводит к образованию на поверхности временных сжимающих напряжений, а во внутренних слоях — растягивающих. По мере развития превращения знак напряжений на поверхности и в сердцевине меняется.

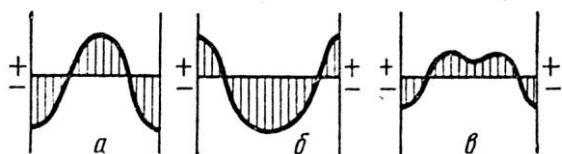


Рисунок 2.14 – Эпюры остаточных напряжений:  
а – тепловых; б – структурных; в – суммарных

Структурные напряжения относительно тепловых изменяются в обратном порядке. В результате мартенситного превращения на поверхности образуются остаточные напряжения растяжения, а в сердцевине — сжатия (рис. 2.14, б). Эти остаточные напряжения так же, как и тепловые, возникают в результате появления под действием временных напряжений не только упругой, но и неодинаковой по сечению остаточной деформации.

При закалке стали одновременно возникают как тепловые, так и структурные напряжения, которые суммируются (рис. 2.14, в). В данной схеме тепловые напряжения превышают структурные, поэтому на поверхности образовались сжимающие напряжения. Однако в зависимости от соотношения между тепловыми и структурными напряжениями могут получиться различные эпюры суммарных напряжений, а в поверхностных слоях напряжения могут иметь разный знак и различную величину. Во многих случаях величина фазовых напряжений больше, чем тепловых.

Остаточные напряжения, полученные после закалки, не характеризуют

напряжения, возникающие при охлаждении (нагреве) стали. Остаточные напряжения всегда меньше временных напряжений, образовавшихся в процессе охлаждения.

Если величина напряжений превышает сопротивление отрыву и металл мало пластичен, то напряжения не могут быть уменьшены пластической деформацией. В такой ситуации образуются трещины. Наиболее опасны при этом растягивающие напряжения на поверхности, которые, способствуя образованию трещин, снижают предел выносливости стали.

Растягивающие напряжения возникают в основном вследствие структурных напряжений, которые стараются уменьшить. Структурные напряжения тем больше, чем выше температура закалки и скорость охлаждения в интервале температур  $M_n$  и  $M_k$ . Для снижения структурных напряжений скорость охлаждения ниже  $M_n$  нужно замедлять и избегать перегрева стали.

### ***Способы закалки***

Наиболее широкое применение получила закалка в одном охладителе (см. рис. 2.5). Такую закалку называют непрерывной. Во многих случаях, особенно для изделий сложной формы и при необходимости уменьшения деформаций, применяют и другие способы закалки.

*Прерывистая закалка (в двух средах).* Изделие, закаливаемое по этому способу, сначала быстро охлаждают в воде до температуры несколько выше точки  $M_n$ , а затем быстро переносят в менее интенсивный охладитель (например, в масло или на воздух), в котором оно охлаждается до 20 °С. В результате охлаждения во второй закалочной среде уменьшаются внутренние напряжения, которые возникли бы при быстром охлаждении в одной среде (воде), в том числе и в области температур мартенситного превращения.

*Закалка с самоотпуском.* В этом случае охлаждение изделия в закалочной среде прерывают с тем, чтобы в сердцевине изделия сохранилось еще некоторое количество тепла. Под действием теплообмена температура в более сильно охладившихся поверхностных слоях повышается и сравнивается с температурой сердцевины — происходит отпуск поверхности стали (самоотпуск). Нередко в сердцевине остается большой запас тепла, чем это требуется для самоотпуска. Тогда во избежание излишнего разогрева поверхности изделие вновь погружают в закалочную среду. Сердцевина в случае закалки с самоотпуском имеет более низкую твердость, чем поверхностные слои.

Закалку с самоотпуском применяют для таких инструментов, как зубила, кувалды, слесарные молотки, крены, которые работают с ударными нагрузками и должны сочетать высокую твердость на поверхности с повышенной вязкостью в сердцевине.

*Ступенчатая закалка.* При выполнении закалки по этому способу (рис. 2.15, а) сталь после нагрева до температуры закалки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки  $M_n$  (обычно 180 - 250 °С), и выдерживают в ней сравнительно короткое время. Затем изделие охлаждают до комнатной температуры на воздухе. В результате выдержки в закалочной среде достигается



выравнивание температуры по всему сечению изделия, но эта выдержка должна быть ограничена и не должна вызывать превращения аустенита с образованием бейнита.

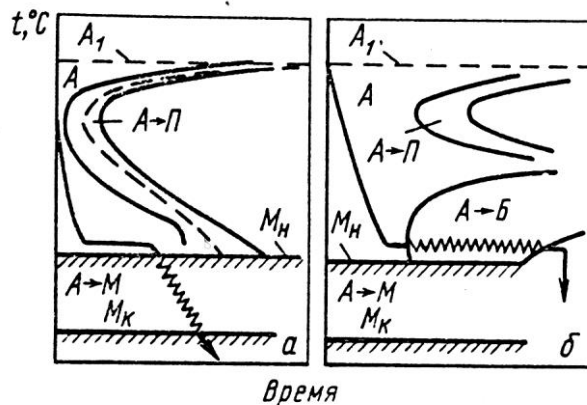


Рисунок 2.15 – Схема ступенчатой (а) и изотермической (б) закалки

Мартенситное превращение протекает при охлаждении на воздухе, но менее полно, чем при непрерывной закалке, вследствие чего сталь сохраняет больше остаточного аустенита. При ступенчатой закалке уменьшаются: объемные изменения вследствие присутствия большего количества остаточного аустенита и возможности самоотпуска мартенсита; коробление в результате того, что мартенситное превращение протекает почти одновременно во всех участках изделия; опасность появления трещин.

Во время мартенситного превращения снижается прочность стали и повышается пластичность. Это своеобразное разупрочнение, наблюдающееся в момент мартенситного превращения, используется при ступенчатой закалке для правки изделий, склонных к короблению. Правку чаще под прессом, выполняют в период охлаждения на воздухе после извлечения их из закалочной среды.

Ступенчатая закалка углеродистых сталей может быть применена лишь для изделий диаметром не более 8 - 10 мм. Скорость охлаждения более крупных изделий в среде с температурой выше точки  $M_n$  оказывается ниже критической скорости закалки, и аустенит претерпевает распад на не мартенситные продукты превращения.

Поэтому для более крупных изделий (диаметром 15 - 40 мм) из углеродистых сталей применяют закалочные среды, имеющие температуру ниже точки  $M_n$ , (160 - 110 $^{\circ}C$ ), что обеспечивает большую скорость охлаждения (горячая закалка). В этом случае деформация также меньше, но правка изделия затрудняется, так как при охлаждении до указанной температуры охлаждающей среды образуется значительное количество мартенсита. Для крупных изделий из легированных сталей такое снижение температуры закалочной среды, т. е. горячая закалка — не требуется.

*Изотермическая закалка.* Закалку по этому способу (рис. 2.15, б) выполняют так же как и ступенчатую, но предусматривается более длительная выдержка выше точки  $M_n$ . При выдержке происходит распад аустенита с образованием нижнего бейнита. Для углеродистых сталей изотермическая закалка не дает

существенного повышения механических свойств по сравнению с получаемыми обычной закалкой и отпуском.

У большинства легированных сталей распад аустенита в промежуточной области не идет до конца. Если аустенит, не распавшийся при изотермической выдержке, не претерпевает мартенситного превращения при дальнейшем охлаждении, то сталь получает структуру бейнита и 10 - 20 % остаточного аустенита, обогащенного углеродом. При такой структуре достигается высокая прочность при достаточной вязкости. Для многих сталей изотермическая закалка обеспечивает значительное повышение конструктивной прочности.

Если же большая часть аустенита, не распавшегося после окончания промежуточного превращения, при последующем охлаждении претерпевает мартенситное превращение, то после изотермической закалки резко снижается пластичность.

Конструкционные легированные стали (0,3 - 0,5 % С) приобретают оптимальные механические свойства в результате изотермической закалки с выдержкой в нижней части промежуточной зоны изотермического распада аустенита (несколько выше точки  $M_n$ ). Повышение температуры изотермической выдержки в промежуточной зоне снижает пластичность и вязкость. Продолжительность выдержки в закалочной среде зависит от устойчивости аустенита при температурах выше точки  $M_n$ .

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой и изотермической закалках чаще применяют расплавленные соли в интервале температур 150 - 500 °С (например, 55 %  $KNO_3$  + 45 %  $NaNO_2$  (или  $NaNO_3$ ), а также расплавленные щелочи (20 %  $NaOH$  + 80 %  $KOH$ ). Чем ниже температура соли (щелочи), тем выше скорость охлаждения в ней. Поскольку расплавленные соли охлаждают только вследствие теплоотдачи, то охлаждающая способность их возрастает при перемешивании. Добавление воды (3 - 5 %) в расплавы едких щелочей вызывает кипение и увеличение скорости охлаждения в области температур перлитного превращения. Скорость охлаждения возрастает при 400 - 450 °С в 4 - 5 раз, а при 300 °С - в 2 раза.

Охлаждение в расплавах едких щелочей, если предварительно детали нагревали в жидких солях (т. е. солях, не вызывающих окисления), позволяет получить чистую поверхность светло - серого цвета. Закалку по этому способу называют светлой.

*Обработка стали холодом.* В закаленной стали, содержащей более 0,4 - 0,5 % С, всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износостойкость и нередко приводит к изменению размеров деталей, в результате самопроизвольного превращения аустенита в мартенсит.

Для уменьшения количества остаточного аустенита в закаленной стали применяют обработку холодом, заключающуюся в охлаждении закаленной стали до температур ниже нуля. Этой обработке подвергают стали, температура окончания мартенситного превращения ( $M_n$ ) которых лежит ниже нуля.

Понижение температуры до точки  $M_k$  (- 30) ÷ (- 70 °С) для большинства сталей вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость сталей с 0,8 - 1,1 % С на HRC 1—3. Однако одновременно возрастают

напряжения. Поэтому изделия охлаждают медленно и сразу после обработки холодом подвергают их отпуску.

Выдержка закаленной стали при комнатной температуре до глубокого охлаждения в течение более 3 - 6 ч стабилизирует аустенит, вследствие этого он менее полно превращается в мартенсит при дальнейшем охлаждении и уменьшает эффект обработки холодом. Поэтому обработку холодом надо выполнять сразу после закалки.

Обработку холодом используют главным образом для стабилизации размеров точных шарикоподшипников и деталей приборов, при термической обработке цементованных изделий из высоколегированных сталей, содержащих много аустенита после закалки, а также нержавеющей сталей и для восстановления изношенных деталей.

## 2.4 Отпуск стали

Отпуск, заключается в нагреве закаленной стали до температуры ниже  $A_{c1}$ , выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с определенной скоростью. Отпуск является окончательной операцией термической обработки, в результате которого сталь получает требуемые механические свойства. Кроме того, отпуск полностью или частично устраняет внутренние напряжения, возникающие при закалке. Эти напряжения снимаются тем полнее, чем выше температура отпуска. Так, осевые напряжения в цилиндрическом образце из стали, содержащей 0,3 % С, в результате отпуска при 550 °С уменьшаются с 600 до 80 МПа.

Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки при

600 °С в течение 15 - 30 мин. После выдержки в течение 1,5 ч напряжения снижаются до минимальной величины, которая может быть достигнута отпуском при данной температуре.

Скорость охлаждения после отпуска оказывает большое влияние на величину остаточных напряжений. Чем медленнее охлаждение, тем меньше остаточные напряжения. Быстрое охлаждение в воде от 600 °С создает новые тепловые напряжения. Охлаждение после отпуска на воздухе дает напряжения на поверхности изделия в 7 раз меньшие, а в масле в 2,5 раза меньшие по сравнению с напряжениями при охлаждении в воде. По этой причине изделия сложной формы во избежание их коробления после отпуска при высоких температурах следует охлаждать медленно, а изделия из легированных сталей, склонных к обратимой отпускной хрупкости, после отпуска при 500 - 650 °С во всех случаях следует охлаждать быстро.

Основное влияние на свойства стали оказывает температура отпуска. Различают следующие три вида отпуска.

*Низкотемпературный (низкий)* отпуск проводят при нагреве до 250 °С. При этом снижаются закалочные макронапряжения, мартенсит закалки переводится в отпущенный мартенсит, повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,6 - 1,3 % С) после низкого отпуска сохраняет твердость в пределах HRC 58 - 63, а следовательно, высокую

износостойкость. Однако такое изделие (если оно не имеет вязкой сердцевины) не выдерживает значительных динамических нагрузок.

*Низкотемпературному отпуску* подвергают режущий и мерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей, а также детали, претерпевшие поверхностную закалку, цементацию, цианирование или нитроцементацию. Продолжительность отпуска составляет обычно 1 - 2,5 ч, а для изделий больших сечений и измерительных инструментов назначают более длительный отпуск.

*Среднетемпературный (средний) отпуск* выполняют при 350 - 500 °С и применяют главным образом для пружин и рессор, а также для штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие пределы упругости и выносливости и релаксационную стойкость. Структура стали после среднего отпуска — троостит отпуска или троостомартенсит; твердость стали HRC 40 - 50. Температуру отпуска надо выбирать таким образом, чтобы не вызвать необратимой отпускной хрупкости.

Охлаждение после отпуска при 400 - 450 °С следует проводить в воде, что способствует образованию на поверхности сжимающих остаточных напряжений, которые увеличивают предел выносливости пружин.

*Высокотемпературный (высокий) отпуск* проводят при 500 - 680 °С. Структура стали после высокого отпуска — сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Закалка с высоким отпуском (по сравнению с нормализацией или отжигом) весьма сильно одновременно повышает временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и особенно ударную вязкость. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют улучшением.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3-0,5 % С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования по пределу выносливости и ударной вязкости. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивая работу развития трещин и снижая температуру порога хладноломкости. Однако износостойкость улучшенной стали вследствие ее пониженной твердости не высокая.

Отпуск при 550 - 600 °С в течение 1 - 2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникшие при закалке. Длительность высокого отпуска составляет 1,0 - 6 ч в зависимости от габаритов изделия. Иногда ее увеличивают до нескольких десятков часов, чтобы снизить опасность возникновения флокенов.

## 2.6 Дефекты, возникающие при термической обработке стали

К основным дефектам, которые могут возникнуть при закалке стали, относятся трещины в изделии — внутренние или наружные, деформации и коробление.

*Трещины.* Трещины возникают при закалке в тех случаях, когда внутренние растягивающие напряжения I рода превышают сопротивление стали отрыву. Трещины образуются при температурах ниже точки  $M_n$  чаще после охлаждения. Склонность к образованию трещин возрастает с увеличением в стали содержания углерода до 0,8 % с повышением температуры закалки и увеличением скорости охлаждения в температурном интервале мартенситного превращения.

Кроме того, трещины образуются в изделии из-за концентраторов напряжений (резкое изменение сечения изделия или местные вырезки, углубления, выступы и т. д.).

Трещины — неисправимый дефект. Для предупреждения их образования рекомендуется: при конструировании изделий избегать резких выступов, заостренных углов, резких переходов от толстых сечений к тонким и т. д.; закалка с возможно более низких температур для деталей, прокаливаемых полностью; медленное охлаждение в мартенситном интервале температур, достигаемое закалкой в двух средах и ступенчатой закалкой; изотермическая закалка и выполнение отпуска немедленно после закалки.

*Деформация и коробление.* Деформация, т. е. изменение размеров и формы изделий, происходит при термической обработке в результате термических и структурных напряжений под действием неоднородных объемных изменений, вызванных неравномерным охлаждением и фазовыми превращениями.

Несимметричную деформацию изделий в практике называют короблением (*поводкой*). Оно наблюдается при неравномерном и чрезмерно высоком нагреве под закалку, неправильном положении детали при погружении в закалочную среду и высокой скорости охлаждения в мартенситном интервале температур. Устранение этих причин значительно уменьшает коробление.

Коробление труднее устранить в длинных и тонких изделиях. Для уменьшения его такие детали охлаждают при закалке в зажатом состоянии (в штампах, прессах и приспособлениях); при мартенситном превращении сталь разупрочняется; в таком состоянии она легко правится в штампе.

Размеры изделия после закалки даже при отсутствии коробления не совпадают с исходными значениями. Вызываемую этими изменениями деформацию можно уменьшить подбором стали соответствующего состава и условий термической обработки (в частности, применением ступенчатой и изотермической закалки).

## 2.7 Поверхностная закалка стали

При поверхностной закалке на некоторую (заданную) глубину закаливается только поверхностный слой, тогда как сердцевина изделия остается незакаленной.

Основное назначение поверхностной закалки: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости обрабатываемого изделия. Сердцевина изделия остается вязкой и воспринимает ударные нагрузки. В практике более

часто применяют поверхностную закалку с индукционным нагревом током высокой частоты (т. в. ч.). Реже, главным образом для крупных изделий, закалку с нагревом газовым пламенем.

*Закалка с индукционного нагрева.* Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуктируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле.

Для нагрева изделие устанавливают в индуктор, представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рис.2.17) Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное поле. В результате индукции в поверхностном слое возникают

вихревые токи, и в слое обрабатываемого изделия происходит выделение джоулева тепла. Плотность индуктированного переменного тока по сечению проводника (нагреваемого изделия) неодинакова. Ток проходит в основном в поверхностном слое проводника. Это явление называется *поверхностным эффектом*. Около 90 % тепла выделяется в слое толщиной  $y$ , м, который находится в следующей зависимости от частоты тока  $f$ , Гц, магнитной проницаемости  $\mu$ , Г/м, и электросопротивления  $\rho$ , Ом·м, нагреваемого металла:

$$y = 4,46 \cdot 10^3 \sqrt{\mu / \rho f} \quad (2.1)$$

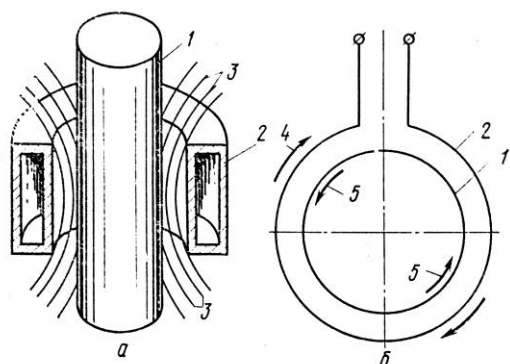


Рисунок 2.17 – Схема индукционного нагрева:

а – распределение магнитного потока в индукторе; б – направление токов в индукторе и детали; 1 – нагреваемая деталь; 2- виток индуктора;

3 – магнитные силовые линии; 4 – направление тока в индукторе;

5 – направление тока в детали

Глубина проникновения тока увеличивается с повышением температуры и наиболее сильно возрастает выше точки Кюри ( $768^{\circ}\text{C}$ ), вследствие резкого уменьшения магнитной проницаемости при переходе стали из ферромагнитного в парамагнитное состояние и увеличения  $\rho$ . Одновременно уменьшается скорость нагрева, что нужно учитывать при установлении режима нагрева. Скорость нагрева в области температур фазовых превращений ( $A_1$ - $A_3$ ) для дозвтектоидной стали составляет  $\sim 30 - 300^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

Для поверхностной закалки при поверхностном нагреве применяют

сравнительно большую удельную мощность (5 - 20  $MВт/м^2$ ), поэтому время нагрева незначительно (2 - 20 с).

Для получения слоя толщиной 1,0 мм оптимальная частота тока составляет 50 - 60, для слоя 2,0 мм ~15 и для слоя 4,0 мм всего ~4 кГц. При частотах звукового диапазона (2 - 8 кГц) можно проводить поверхностный нагрев и закалку на глубину 1 - 2 мм. На рис. 2.18 приведен характер распределения температуры и твердости по сечению закаленной детали. Структура слоя состоит из мартенсита и переходной зоны мартенсит - феррит. Глубина закалки

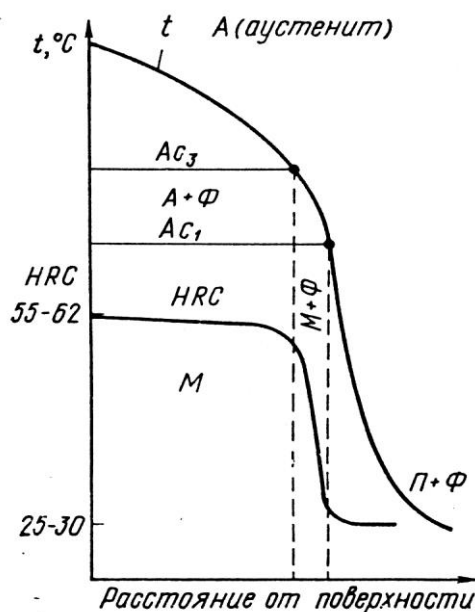


Рисунок 2.18 - Распределение температуры  $t$  по сечению образца из доэвтектоидной стали при индукционном нагреве и твердости HRC по толщине закаленного слоя

примерно равна толщине слоя прогреваемого до температуры выше критической точки; глубинные слои детали нагреваются ниже критических точек и при охлаждении не упрочняются. При необходимости повышения прочности сердцевины деталь перед поверхностной закалкой подвергают нормализации или улучшению.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Когда изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5 - 3,0 мм; в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки 4 - 5 мм. В случае особо больших контактных нагрузок (например, для валков холодной прокатки) толщина закаленного слоя достигает 10 - 15 мм и выше.

Обычно считают, что площадь сечения закаляемого слоя должна быть не более 20 % всего сечения.

Источником электропитания служат машинные и реже ламповые генераторы. Машинные генераторы имеют частоту от 1000 до 10000 при мощности 60-1000 кВт, а ламповые генераторы - частоту до 100 кГц и мощность от 5 до 220 кВт.

Закалку при нагреве т. в. ч. проводят на специальных установках, которые обычно механизированы и автоматизированы.

При больших скоростях нагрева превращение перлита в аустенит сдвигается в область высоких температур, и начальное зерно аустенита уменьшается. Поэтому температура закалки при индукционном нагреве выше, чем при нагреве в печах, где скорость нагрева не превышает  $1,5 - 3^0 \text{ C/c}$ . Чем больше скорость нагрева в районе фазовых превращений, тем выше должна быть температура для достаточно полной аустенитизации и получения при охлаждении оптимальной структуры (мелкокристаллического мартенсита) и максимальной твердости.

Так, при печном нагреве температура закалки стали с 0,4 % С составляет 840 - 860 °С, при индукционном нагреве со скоростью нагрева 250 °С/с равна 880 - 920 °С, а при 500 °С/с 980 - 1020 °С. Вследствие неоднородности аустенита при скоростном индукционном нагреве охлаждение должно быть более интенсивным, чем при обычной закалке. Охлаждающую жидкость (воду, масло, реже – водные растворы органических соединений и др.) подают через душевое устройство (спрейер), что обеспечивает высокую скорость охлаждения. Спрейер часто совмещают с индуктором.

После закалки с индукционным нагревом изделия подвергают низкому отпуску при 160 - 200 °С, нередко - самоотпуску. В этом случае охлаждение после закалки проводят до конца, тогда в детали сохраняется некоторое количество тепла, нагревающего закаленный слой до температур отпуска.

Поверхностной индукционной закалке подвергают углеродистые стали с 0,4 - 0,5 % С, которые после закалки имеют высокую твердость (ННС 55 - 62) и сопротивляемость износу, реже - легированные (например, хромистые - 35Х, 40Х, 45Х, хромоникелевые - 40ХН) или хромоникельмолибденовые - 40ХНМ).

Распространена поверхностная закалка при глубинном индукционном нагреве. В этом случае глубина нагрева до надкритических температур больше, чем глубина закалки (прокаливаемость). Детали, имеющие тонкое сечение, нагреваются насквозь. Глубина закалки таким образом определяется не толщиной прогреваемого слоя, а прокаливаемостью стали. Поэтому при поверхностной закалке деталь должна прокаливаться на меньшую глубину, чем глубина нагрева. После закалки структура поверхностного слоя детали — мартенсит (HRC ~ 60), а сердцевины, поскольку здесь скорость охлаждения меньше критической, сорбит или троостит (HRC 30 - 40,  $\sigma_b = 1200 \div 1300 \text{ МПа}$ ).

Для глубинного нагрева используют специально разработанные стали пониженной или регламентированной прокаливаемости (РП). Это достигается ограничением содержания примесей (Mn, Si, Cr, Cu и др.) получением устойчиво - мелкого зерна аустенита, наличием в стали нерастворимых частиц AlN, TiC и др. Применяют стали пониженной прокаливаемости (55ПП), содержащей 0,55 - 0,63 % С и <0,5 % примесей (Si, Mn, Cr и Cu) и регламентированной прокаливаемости (47РП), содержащей 0,44 - 0,51 % С; 1,0 - 1,2 % Mn; 0,06 - 0,12 % Ti.

Сталь 55ПП используют для деталей, у которых глубина закаленного слоя <2-3 мм. В стали РП для закаленного слоя глубиной 7 - 8 мм необходимую глубину закаленного слоя обеспечивает марганец, а мелкое зерно — титан.



Эти стали можно использовать и при обычной поверхностной закалке. Необходимость нагрева на большую глубину требует невысокой концентрации энергии в зоне нагрева (удельная мощность  $0,5 - 2 \text{ МВт/м}^2$ ) - это значительно меньше, чем в случае поверхностной закалки при поверхностном нагреве.

Скорость нагрева в области температур фазовых превращений составляет 2-10 °С/с, время нагрева 20 - 100 с; частота тока 2,5 - 10 кГц.

При поверхностной закалке с использованием индукционного нагрева можно получить твердость на HRC 3 - 6 ед. больше, чем при закалке после нагрева в печи. Это часто объясняется высокой скоростью охлаждения при поверхностной закалке в мартенситном интервале температур, исключающей возможность отпуска в процессе закалки.

После закалки с индукционного нагрева действительное зерно аустенита значительно мельче (балл 10 - 12), чем при обычной закалке с печным нагревом (балл 7 - 8). С повышением температуры число зародышей аустенита возрастает более интенсивно, чем скорость их роста. Поэтому при быстром нагреве до высоких температур и короткой выдержке, в момент окончания аустенитизации зерно получается мельче.

Предварительное улучшение или нормализация, при которых можно получить мелкодисперсную исходную структуру, в сочетании с использованием высоких скоростей нагрева (500-1000 °С/с) при аустенитизации позволяет получить особо мелкое зерно аустенита (балл 14 - 15) и очень дисперсный мартенсит. Сталь с таким зерном обладает высокой прочностью ( $\sigma_B \approx 2500 \text{ МПа}$ ) и пластичностью ( $\Psi < 20 \%$ ).

При поверхностной закалке, в том числе и с глубинным нагревом, сильно повышается сопротивление усталостному разрушению. Предел выносливости (при испытании образца с надрезом) для стали с 0,4 % С после нормализации составляет 150 (100 %), а после поверхностной закалки 420 МПа (285 %). Повышение предела усталости объясняется образованием в закаленном слое остаточных напряжений сжатия (рис.2.19).

Большинство деталей машин (оси, валы и др.) работает на изгиб и кручение, когда максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений.

Как правило, при знакопеременной нагрузке трещины усталости возникают на поверхности под влиянием растягивающих напряжений. При образовании на поверхности остаточных напряжений сжатия они уменьшают растягивающие напряжения от внешней нагрузки, поэтому повышается предел выносливости.

Индукционный нагрев позволяет: сократить длительность термической обработки, а следовательно, увеличить производительность труда; получать изделия без окалины, что уменьшает величину припуска на дальнейшую обработку, и уменьшить деформацию и коробление изделий в процессе термической обработки. Наряду с этим индукционная закалка создает условия для автоматизации процесса и обеспечивает возможность выполнения термической обработки непосредственно в поточной линии механической обработки без разрыва технологического цикла. Особенно эффективен этот метод для серийного и массового производств. В то же время он экономически нерентабелен для

закалки единичных деталей, для каждой из которых требуется изготовить собственный индуктор и подобрать режим обработки.

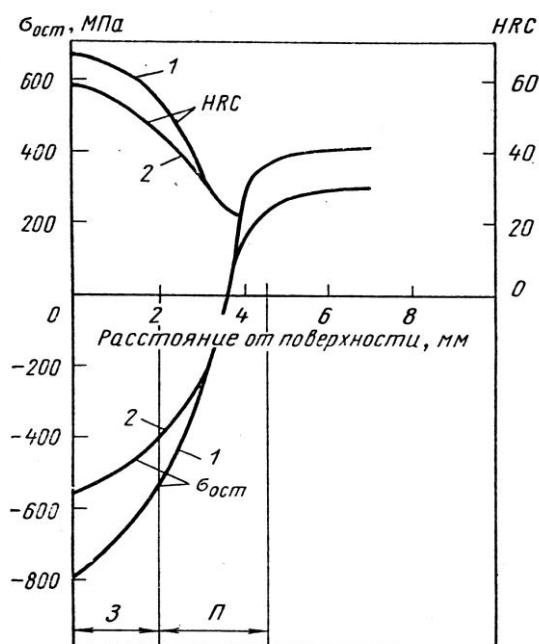


Рисунок 2.19 – Эпюры остаточных напряжений и распределение твердости по толщине закаленного слоя стержня из стали 45 диаметром 30 мм, подвергнутого поверхностной закалке на глубину 2 мм:

1 – без отпуска; 2 – отпуск при  $180^{\circ}\text{C}$ ; 3 – закаленный слой;

П – поверхностный слой

Закалка с индукционного нагрева находит широкое применение в промышленности. Так, коленчатые валы, распределительные валики, маломодульные шестерни и многие другие детали автомобилей и тракторов подвергают индукционной закалке, осуществляемой непосредственно в поточной линии механической обработки деталей. Широко применяется индукционная закалка и в других отраслях машиностроения. В последнее время для нагрева под закалку крупногабаритных деталей (например, прокатных валов или бурильных труб) вместо нагрева в печах применяют скоростной индукционный нагрев токами промышленной частоты (ТПЧ).

Поверхностная закалка при нагреве лазером. Лазеры — это генераторы света (квантовые генераторы оптического диапазона). В основу их работы положено усиление электромагнитных колебаний при помощи индуцированного излучения атомов (молекул). Лазерное излучение монохроматично, распространяется очень узким пучком и характеризуется чрезвычайно высокой концентрацией энергии. Для промышленных целей применяют лазеры, у которых в качестве активных тел, т. е. источников генерируемого излучения, служат: 1) твердые тела (твердотельные лазеры): рубины, иттрий – алюмини-иевые гранаты (ИАГ) и стекла, активированные неодимом; 2) газы (газовые лазеры): He, Ne, Ar, CO<sub>2</sub> и т. д. и их смеси. Наиболее часто применяют CO<sub>2</sub> лазеры непрерывно - волнового типа мощностью 0,5 - 5 кВт. Применение лазеров для термической обработки основано на трансформации световой энергии в тепловую.

Под воздействием лазерного излучения за короткий промежуток времени ( $10^{-3}$  -  $10^{-7}$  с) поверхность детали из стали или чугуна нагревается до очень высоких температур. Распространение теплоты в глубь металла осуществляется путем теплопроводности. После прекращения действия лазерного излучения происходит закалка нагретых участков, благодаря интенсивному отводу тепла в глубь металла (самозакалка).

След воздействия луча лазера («дорожка») имеет сферическую форму и состоит из центральной оплавленной зоны и периферийной -зоны термического влияния.

На сталях (35, 40, 45, 40X12 и др.) зона оплавления выявляется микро-структурно в виде белого нетравящегося слоя и представляет собой очень дисперсный мартенсит с твердостью  $H_{100} = 8-8,5$  ГПа. Непосредственно под белым слоем располагается слой крупноиглочатого мартенсита и далее зона неполной закалки - мартенсит ( $H_{100} = 8000$  МПа) и сетка феррита. С увеличением скорости перемещения луча в пределах  $(10 - 15) \cdot 10^{-2}$  м/с твердость на поверхности возрастает, а степень оплавления, ширина (4-1,5 мм) и глубина (1,0-0,05 мм) дорожки уменьшаются. При большой скорости перемещения луча (40-50 км/с) «белый» оплавленный слой не образуется. Твердость после обработки лазером высокоуглеродистых сталей (У100, ШХ15 и др.) достигает  $H_{100} = 10000$  МПа и выше. Белый слой на стали У10 состоит из высокоугле-родистого мартенсита закалки, мартенсита отпуска (40 - 50 %) и остаточного аустенита (20-25 %).

Лазерная обработка успешно применяется для поверхностного упрочнения отливок из серого, ковкого и высокопрочного чугунов. Благодаря оплавлению поверхности и образованию ледебуритной эвтектики (отбел чугуна) и мартенситного подслоя твердость на поверхности достигает 7500 - 9000 МПа.

Частичное оплавление ухудшает чистоту поверхности. При отсутствии оплавления, твердость после нагрева лазером повышается в результате закалки тонкого поверхностного слоя. Лазерная обработка повышает износостойкость чугунных деталей в 8 - 10 раз. Лазер может быть использован и для химико-термической обработки. В этом случае перед обработкой лучом лазера на поверхность наносят обмазки или порошки, содержащие насыщающие элементы (Al, Cr, C, N, B и т. д.).

В результате лазерной закалки без оплавления возрастает предел выносливости при изгибе (на 70-80 %) и предел контактной выносливости (на 60-70 %) вследствие образования мартенситной структуры высокой степени дисперсности. Ударная вязкость при этом снижается.

Лазерная закалка — перспективный метод упрочнения сложных изделий, долговечность которых лимитируется износостойкостью и усталостной прочностью когда их закалка другими методами затруднена.

*Закалка с газопламенным нагревом.* Этот способ закалки применяют для крупных деталей (прокатных валков, валов и т. д.). Поверхность детали нагревают газовым пламенем, имеющим высокую температуру (2400-3150 °С). Вследствие подвода значительного количества тепла поверхность детали быстро нагревается до температуры закалки, тогда как сердцевина ее не успевает нагреться. Последующее быстрое охлаждение обеспечивает закалку только поверхностного

слоя. В качестве горючего применяют ацетилен, светильный и природный газы, а также керосин. Для нагрева используют щелевые (имеющие одно отверстие в форме щели) и многопламенные горелки.

Толщина закаленного слоя равна 2-4 мм, а его твердость для стали с 0,45-0,5 % С HRC 50 - 56. В тонком поверхностном слое образуется мартенсит, а в нижележащих слоях троосто-мартенсит. Газопламенная закалка вызывает меньшие деформации, чем объемная. Процесс газопламенной закалки можно автоматизировать и включить в общий поток механической обработки. Для крупных деталей этот способ закалки часто более рентабелен, чем закалка с индукционным нагревом.