

РАЗДЕЛ 2. ОСНОВЫ ТЕОРИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Тема 2.1. Формирование структуры и свойств металлов и сплавов методами термической обработки

Виды термической обработки металлов.

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

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

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, выполняемых в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств (представляется в виде графика в осях температура – время, см. рис. 62).

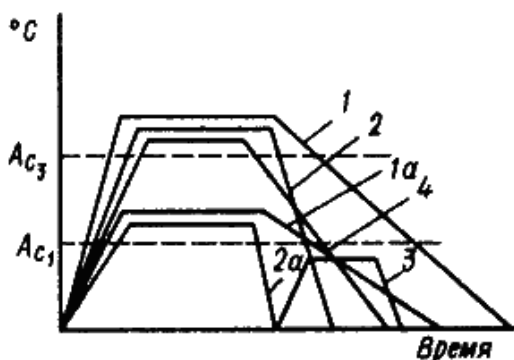


Рис. 62. Графики различных видов термообработки: отжига (1, 1а), закалки (2, 2а), отпуска (3), нормализации (4)

Различают следующие виды термической обработки:

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

Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии. Нагрев, при отжиге первого рода, повышая подвижность атомов, частично или полностью устраняет химическую неоднородность, уменьшает внутреннее напряжения.

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

Разновидностями отжига первого рода являются: диффузионный; рекристаллизационный; отжиг для снятия напряжения послековки, сварки, литья.

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

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

Проводят отжиг второго рода с целью получения более равновесной структуры и подготовки ее к дальнейшей обработке. В результате отжига измельчается зерно, повышаются пластичность и вязкость, снижаются прочность и твердость, улучшается обрабатываемость резанием. Характеризуется нагревом до температур выше критических и очень медленным охлаждением, как правило, вместе с печью (рис. 62 (1, 1а)).

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

Характеризуется нагревом до температур выше критических и высокими скоростями охлаждения (рис. 62 (2, 2а)).

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

Характеризуется нагревом до температуры ниже критической A_1 (рис. 62 (3)). Скорость охлаждения роли не играет. Происходят превращения, уменьшающие степень неравновесности структуры закаленной стали.

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

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

Окончательная – формирует свойство готового изделия.

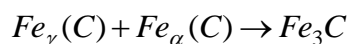
Преобразования, протекающие в структуре стали при нагреве и охлаждении

Любая разновидность термической обработки состоит из комбинации четырех основных превращений, в основе которых лежат стремления системы к минимуму свободной энергии (рис. 63).

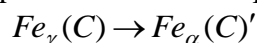
1. Превращение перлита в аустенит (П→А), происходит при нагреве выше критической температуры A_1 , минимальной свободной энергией обладает аустенит



2. Превращение аустенита в перлит (А→П), происходит при охлаждении ниже A_1 , минимальной свободной энергией обладает перлит:



3. Превращение аустенита в мартенсит (А→М), происходит при быстром охлаждении ниже температуры неустойчивого равновесия



4. Превращение мартенсита в перлит (М→П), – происходит при любых температурах, т.к. свободная энергия мартенсита больше, чем свободная энергия перлита.

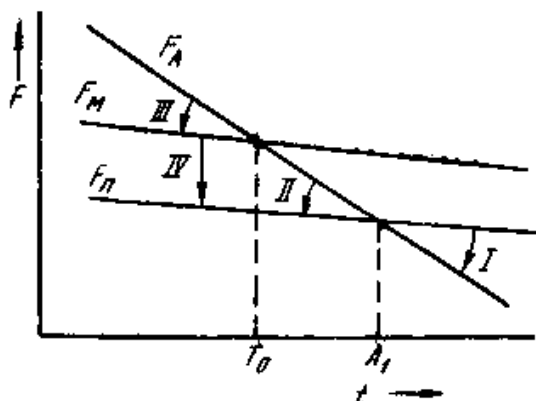


Рис. 63. Зависимость свободной энергии структурных составляющих сталей от температуры: аустенита (F_A), мартенсита (F_M), перлита (F_P)

Механизм основных превращений

Преобразование перлита в аустенит

Преобразование основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$, а так же растворением цементита в аустените.

Для исследования процессов строят диаграммы изотермического образования аустенита (рис. 64). Для этого образцы нагревают до температуры выше A_1 и выдерживают, фиксируя начало и конец превращения.

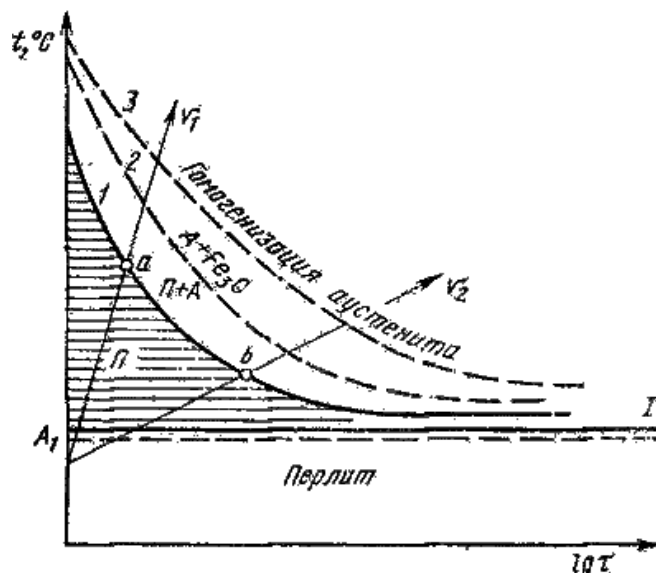


Рис. 64. Диаграмма изотермического образования аустенита: 1 – начало образования аустенита; 2 – конец преобразования перлита в аустенит; 3 – полное растворение цементита

С увеличением перегрева и скорости нагрева продолжительность превращения сокращается. Механизм превращения представлен на рис. 65.

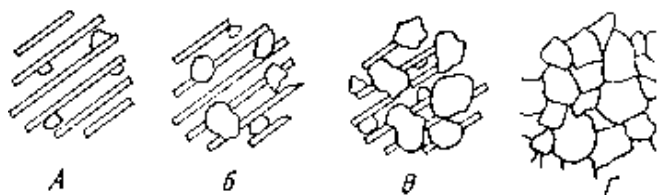


Рис. 65. Механизм превращения перлита в аустенит

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

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

Образующиеся зерна аустенита имеют вначале такую же концентрацию углерода, как и феррит. Затем в аустените начинает растворяться вторая фаза перлита – цементит, следовательно, концентрация углерода увеличивается. Превращение Fe_α в Fe_γ идет быстрее.

После того, как весь цементит растворится, аустенит неоднороден по химическому составу: там, где находились пластинки цементита концентрация углерода более высокая. Для завершения процесса перераспределения углерода в аустените требуется дополнительный нагрев или выдержка.

Величина образовавшегося зерна аустенита оказывает влияние на свойства стали.

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

Стали различают по склонности к росту зерна аустенита. Если зерно аустенита начинает быстро расти даже при незначительном нагреве выше температуры A_1 , то сталь наследственно крупнозернистая. Если зерно растет только при большом перегреве, то сталь наследственно мелкозернистая.

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

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

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

Различают величину *зерна наследственного* и *действительного*.

Для определения величины наследственного зерна, образцы нагревают до 930°C и затем определяют размер зерна.

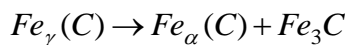
Действительная величина зерна – размер зерна при обычных температурах, полученный после той или иной термической обработки.

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

Перегрев. Нагрев доэвтектоидной стали значительно выше температуры A_3 приводит к интенсивному росту зерна аустенита. При охлаждении феррит выделяется в виде пластинчатых или игольчатых кристаллов. Такая структура называется видманштеттовой структурой и характеризуется пониженными механическими свойствами. Перегрев можно исправить повторным нагревом до оптимальных температур с последующим медленным охлаждением.

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

Превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении



Превращение связано с диффузией углерода, сопровождается полиморфным превращением $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$, выделением углерода из аустенита в виде цементита, разрастанием образовавшегося цементита.

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

Образцы нагревают до температуры, при которой структура состоит из однородного аустенита (770 °С). Затем переносят в термостаты с заданной температурой (интервал 25–50 °С). Превращение аустенита можно легко обнаружить с помощью наблюдений за изменением магнитных характеристик, так как аустенит парамагнитен, а феррит и цементит обладают магнитными свойствами.

Получают серию кинетических кривых (рис. 66, а), которые показывают количество образовавшегося перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения.

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

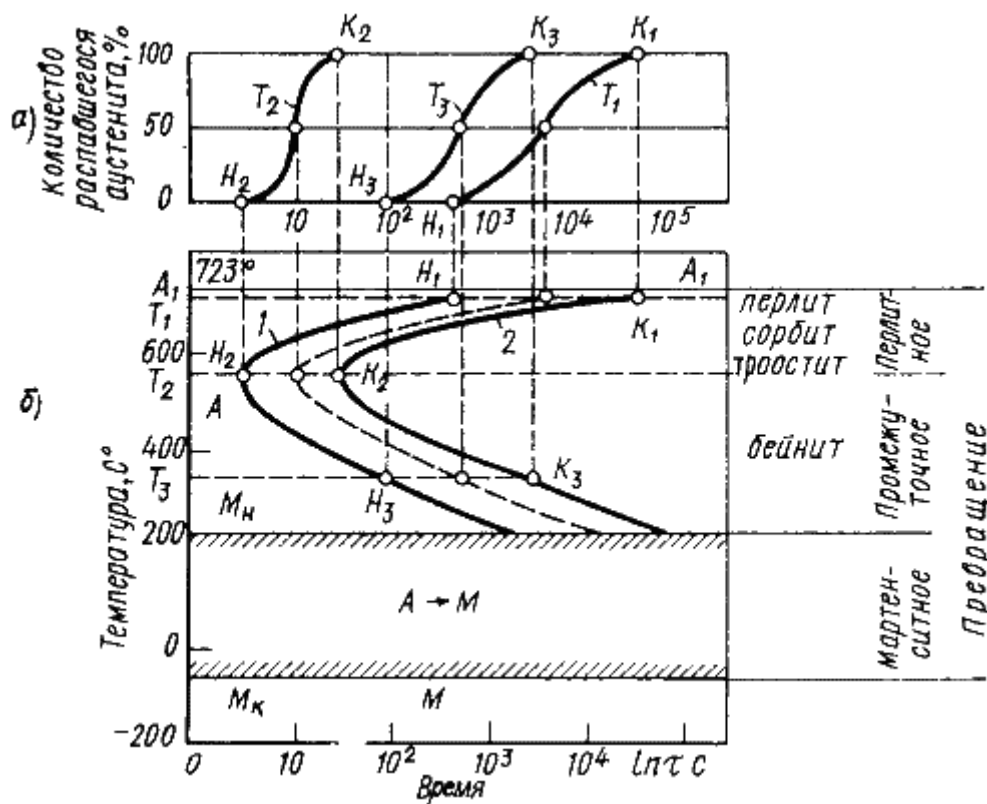


Рис. 66. Кинетические кривые превращения аустенита при охлаждении (а); диаграмма изотермического превращения аустенита (б)

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

Горизонтальная линия M_n показывает температуру начала бездиффузного мартенситного превращения. Такие диаграммы называются *диаграммами изотермического превращения аустенита* (рис. 66, б).

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

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

Максимальная скорость превращения соответствует переохлаждению ниже температуры A_1 на 150–200 °С, то есть соответствует минимальной устойчивости аустенита.

Механизм превращения представлен на рис. 67.

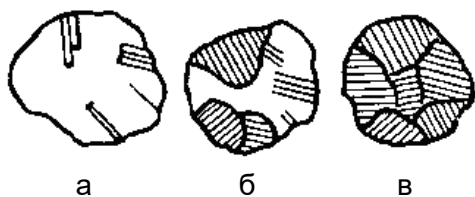


Рис. 67. Механизм превращения аустенита в перлит

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

столкновения с кристаллами перлита, растущими из других центров.

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

Толщина соседних пластинок феррита и цементита определяет дисперсность структуры и обозначается Δ_0 . Она зависит от температуры превращения. В зависимости от дисперсности продукты распада имеют различное название.

$$\Delta_0 \approx (0,5 - 0,7) \cdot 10^{-3} \text{ мм} - \text{перлит.}$$

Образуется при переохлаждении до температуры $T = 650 - 700$ °С, или при скорости охлаждения $V_{охл} = 30 - 60$ °С/ч. Твердость составляет 180–250 НВ.

$$\Delta_0 = 0,25 \cdot 10^{-3} \text{ мм} - \text{сорбит}$$

Образуется при переохлаждении до температуры $T = 600 - 650$ °С, или при скорости охлаждения $V_{охл} = 60$ °С/с. Твердость составляет 250–350 НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, достаточной вязкостью и прочностью.

$$\Delta_0 = 0,1 \cdot 10^{-3} \text{ мм} - \text{троостит}$$

Образуется при переохлаждении до температуры $T = 550 - 600$ °С, или при скорости охлаждения $V_{охл} = 150$ °С/с. Твердость составляет 350–450 НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, малой вязкостью и пластичностью.

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

Если температура нагрева незначительно превышала температуру A_1 и полученный аустенит неоднороден по составу, то при малой степени переохлаждения образуется зернистый перлит.

Промежуточное превращение

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

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

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

Такая структура, состоящая из цементита и феррита, называется *бейнитом*. Особенностью является повышенное содержание углерода в феррите (0,1–0,2 %).

Дисперсность кристаллов феррита и цементита зависят от температуры превращения.

При температуре 550 °С – $\Delta_0 = 0,12 \cdot 10^{-3}$ мм – *верхний бейнит*. Структура характеризуется недостаточной прочностью, при низких относительном удлинении (δ) и ударной вязкости (a_H).

При температуре 300 °С – $\Delta_0 = 0,08 \cdot 10^{-3}$ – *нижний бейнит*. Структура характеризуется высокой прочностью в сочетании с пластичностью и вязкостью.

Превращение аустенита в мартенсит при высоких скоростях охлаждения

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

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

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

Так как процесс диффузии не происходит, то весь углерод аустенита остается в решетке Fe_α и располагается либо в центрах тетраэдров, либо в середине длинных ребер (рис. 68).

Мартенсит – пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в Fe_α .

При образовании мартенсита кубическая решетка Fe_α сильно искажается, превращаясь в тетрагональную (рис. 68, а). Искажение решетки характеризуется *степенью тетрагональности*: $c/a > 1$. Степень тетрагональности прямо пропорциональна содержанию углерода в стали (рис. 68, б).

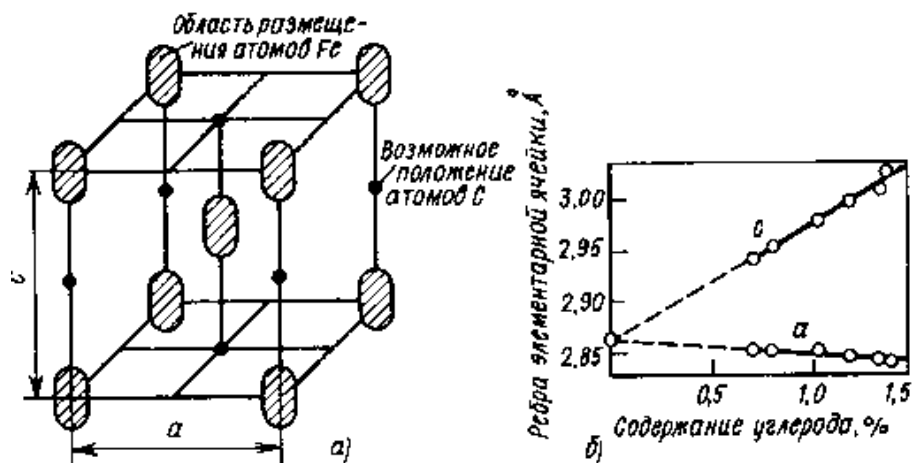


Рис. 68. Кристаллическая решетка мартенсита (а); влияние содержания углерода на параметры a и c решетки мартенсита (б)

Механизм мартенситного превращения имеет ряд особенностей.

1. Бездиффузионный характер.

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

2. Ориентированность кристаллов мартенсита.

Кристаллы имеют форму пластин, сужающихся к концу, под микроскопом такая структура выглядит как игольчатая. Образуюсь мгновенно пластины растут либо до границы зерна аустенита, либо до дефекта. Следующие пластины расположены к первым под углами 60° или 120° , их размеры ограничены участками между первыми пластинами (рис. 69).



Рис. 69. Ориентированность кристаллов мартенсита

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

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

4. Мартенситное превращение происходит только при непрерывном охлаждении. Для каждой стали начинается и заканчивается при определенной температуре, независимо от скорости охлаждения. Температуру начала мартенситного превращения называют мартенситной точкой M_H , а температуру окончания превращения – M_K . Температуры M_H и M_K зависят от содержания углерода и не зависят от скорости охлаждения. Для сталей с содержанием углерода выше 0,6 % M_K уходит в область отрицательных температур (рис. 70)

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

В сталях с M_K ниже 20°C присутствует аустенит остаточный, его количество тем больше, чем ниже M_H и M_K (при содержании углерода 0,6–1,0 % количество аустенита остаточного – 10 % (рис. 71), при содержании углерода 1,5–50 %). В микроструктуре наблюдается в виде светлых полей между иглами мартенсита.

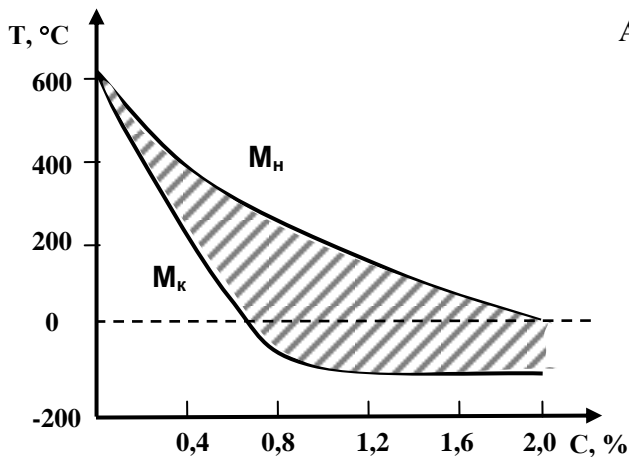


Рис. 70. Зависимость температур начала (M_H) и конца (M_K) мартенситного превращения от содержания углерода в стали

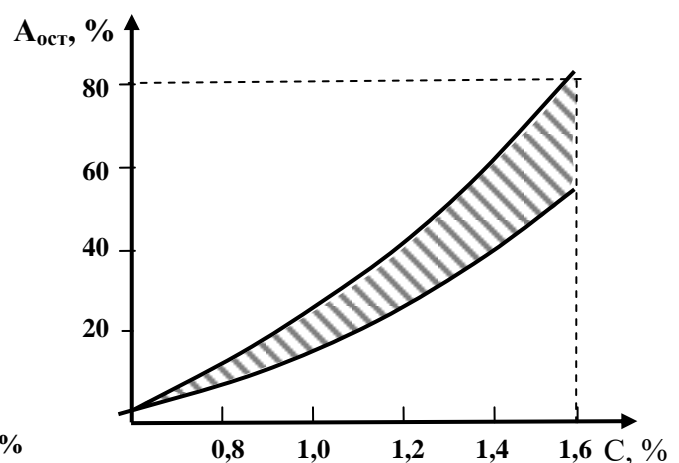


Рис. 71. Влияние содержания углерода на количество остаточного аустенита в закаленной стали

5. Превращение необратимое. Получить аустенит из мартенсита невозможно.

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

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

Превращение мартенсита в перлит

Имеет место при нагреве закаленных сталей. Превращение связано с диффузией углерода. Мартенсит закалки неравновесная структура, сохраняющаяся при низких температурах. Для получения равновесной структуры изделия подвергают отпуску.

При нагреве закаленной стали происходят следующие процессы.

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

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

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

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

Высокодисперсная смесь феррита и цементита называется *троостит отпуска*;

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

При температуре 550–600 °С имеем *сорбит отпуска*. Карбиды имеют зернистое строение. Улучшаются свойства стали.

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

Тема 2.2. Основы термической обработки

Выбор рационального режима нагрева стали при термообработке

При разработке технологии необходимо установить:

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

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

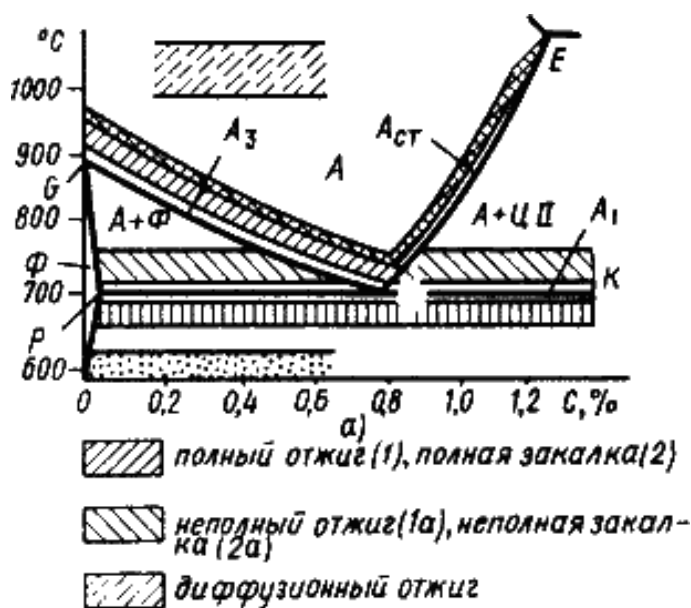


Рис. 72. Левый угол диаграммы состояния железо – цементит и температурные области нагрева при термической обработке сталей

Нагрев может осуществляться в нагревательных печах, топливных или электрических, в соляных ваннах или в ваннах с расплавленным металлом, пропусканием через изделие электрического тока или в результате индукционного нагрева. На рис. 72 показаны температурные области нагрева при термической обработке сталей.

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

Скорость нагрева тем выше, чем менее легирована сталь, однороднее ее

структура, проще конфигурация.

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

Среда нагрева при нагреве в печи с газовой средой.

Составляющие могут оказывать на сталь различное действие:

- окисляющее (O_2 , CO_2 , H_2O);
- восстанавливающее (CO , CH_4);
- обезуглероживающее (O_2 , H_2);
- науглероживающее (CO , CH_4);
- нейтральное (N_2 , инертные газы).

Окисление с образованием окалины Fe_2O_3 , препятствует получению высокой и равномерной твердости при закалке, приводит к изменению размеров, требует увеличения припусков на механическую обработку.

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

Отжиг и нормализация. Назначение и режимы

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

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

Характерно медленное охлаждение со скоростью 30–100 °C/ч.

При *отжиге первого рода* не происходит структурных изменений, связанных с фазовыми превращениями, однако за счет возрастания подвижности атомов при нагреве

частично или полностью устраняется химическая неоднородность, медленное охлаждение после отжига позволяет снизить внутренние напряжения. Разновидностями отжига первого рода являются: диффузионный (гомогенизирующий отжиг), рекристаллизационный отжиг (рекристаллизация), отжиг для снятия напряжения.

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

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

Температура нагрева зависит от температуры плавления, $T_H = 0,8 T_{пл}$.

Продолжительность выдержки 8–20 часов.

Рекристаллизационный отжиг проводится для снятия напряжений после холодной пластической деформации.

Температура нагрева связана с температурой плавления: $T_H = 0,4 T_{пл}$.

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

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

Температура нагрева выбирается в зависимости от назначения, находится в широком диапазоне: $T_H = 160–700$ °С.

Продолжительность зависит от габаритов изделия.

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

Отжиг второго рода предназначен для изменения фазового состава.

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

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

Отжиг второго рода по условиям нагрева и выдержки подразделяется на полный, неполный; по условиям охлаждения – на отжиг циклический, изотермический и нормализацию.

Полный отжиг, с температурой нагрева на 30–50 °С выше критической температуры A_3
 $T_H = A_3 + (30–50)°C$.

Проводится для доэвтектоидных сталей для исправления структуры.

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

Неполный, с температурой нагрева на 30–50 °С выше критической температуры A_1
 $T_H = A_1 + (30–50)°C$.

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

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

3. *Циклический* или *маятниковый отжиг* применяют, если после проведения неполного отжига цементит остается пластинчатым. В этом случае после нагрева выше температуры A_1 следует охлаждение до $680\text{ }^\circ\text{C}$, затем снова нагрев до температуры $750\text{--}760\text{ }^\circ\text{C}$ и охлаждение. В результате получают зернистый цементит.

4. *Изотермический отжиг* – после нагрева до требуемой температуры, изделие быстро охлаждают до температуры на $50\text{--}100\text{ }^\circ\text{C}$ ниже критической температуры A_1 и

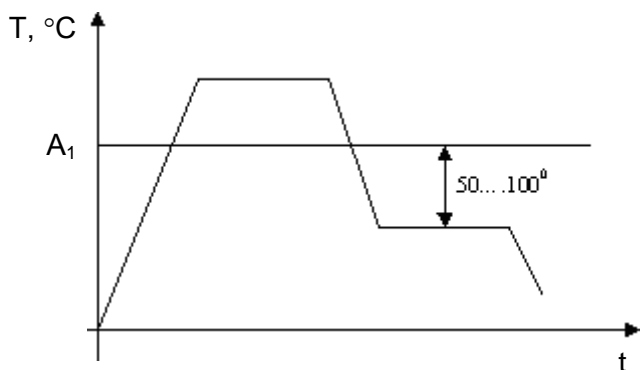


Рис. 73. Режимы изотермического отжига

выдерживают до полного превращения аустенита в перлит, затем охлаждают на спокойном воздухе (рис. 73). Температура изотермической выдержки близка к температуре минимальной устойчивости аустенита.

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

5. *Нормализация* – разновидность отжига.

Термическая обработка, при которой изделие нагревают до аустенитного состояния, на $30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ выше A_3 или A_{cm} с последующим охлаждением на воздухе.

$$T_n = A_3 + (30\text{--}50)^\circ\text{C} \text{ или } T_n = A_{cm} + (30\text{--}50)^\circ\text{C}$$

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

В заэвтектоидных сталях нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. Нормализацию чаще применяют как промежуточную операцию, улучшающую структуру. Иногда проводят как окончательную обработку, например, при изготовлении сортового проката.

Для низкоуглеродистых сталей нормализацию применяют вместо отжига.

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

Закалка стали

Конструкционные стали подвергают закалке и отпуску для повышения прочности и твердости, получения высокой пластичности, вязкости и высокой износостойкости, а инструментальные – для повышения твердости и износостойкости.

Верхний предел температур нагрева для заэвтектоидных сталей ограничивается, так как приводит к росту зерна, что снижает прочность и сопротивление хрупкому разрушению.

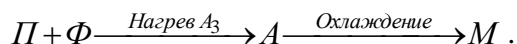
Основными параметрами являются температура нагрева и скорость охлаждения. Продолжительность нагрева зависит от нагревательного устройства, по опытным данным на 1 мм сечения затрачивается: в электрической печи – $1,5\text{--}2\text{ мин.}$; в пламенной печи – 1 мин. ; в соляной ванне – $0,5\text{ мин.}$; в свинцовой ванне – $0,1\text{--}0,15\text{ мин.}$

По температуре нагрева различают виды закалки:

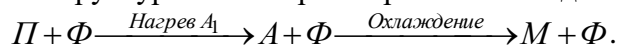
– *полная*, с температурой нагрева на $30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ выше критической температуры A_3

$$T_n = A_3 + (30\text{--}50)^\circ\text{C} .$$

Применяют ее для доэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



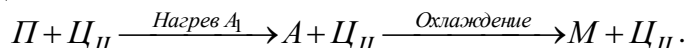
Неполная закалка доэвтектоидных сталей недопустима, так как в структуре остается мягкий феррит. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



– *неполная* с температурой нагрева на 30–50 °С выше критической температуры A_1

$$T_n = A_1 + (30-50)^\circ\text{C}.$$

Применяется для заэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



После охлаждения в структуре остается вторичный цементит, который повышает твердость и износостойкость режущего инструмента.

После полной закалки заэвтектоидных сталей получают дефектную структуру грубоигольчатого мартенсита.

Заэвтектоидные стали перед закалкой обязательно подвергают отжигу – сфероидизации, чтобы цементит имел зернистую форму.

Охлаждение при закалке. Для получения требуемой структуры изделия охлаждают с различной скоростью, которая в большой степени определяется охлаждающей средой, формой изделия и теплопроводностью стали.

Режим охлаждения должен исключить возникновение больших закалочных напряжений. При высоких скоростях охлаждения при закалке возникают внутренние напряжения, которые могут привести к короблению и растрескиванию.

Внутренние напряжения, уравниваемые в пределах макроскопических частей тела, называются напряжениями I рода. Они ответственны за искажение формы (коробление) и образование трещин при термообработке. Причинами возникновения напряжений являются:

- различие температуры по сечению изделия при охлаждении;
- одновременное протекание фазовых превращений в разных участках изделия.

Для предупреждения образования трещин необходимо избегать растягивающих напряжений в поверхностных слоях изделия. На характер распределения напряжений при закалке, помимо режима охлаждения, оказывает влияние и температура нагрева под закалку. Перегрев содействует образованию закалочных трещин, увеличивает деформации.

Режим охлаждения должен также обеспечить необходимую глубину закаленного слоя.

Оптимальный режим охлаждения: максимальная скорость охлаждения в интервале температур $A_1 - M_H$, для предотвращения распада переохлажденного аустенита в области перлитного превращения, и минимальная скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения $M_H - M_K$, с целью снижения остаточных напряжений и возможности образования трещин. Очень медленное охлаждение может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества аустенита остаточного, а следовательно к снижению твердости.

В качестве охлаждающих сред при закалке используют воду при различных температурах, технические масла, растворы солей и щелочей, расплавленные металлы.

Вода имеет существенный недостаток: высокая скорость охлаждения в интервале мартенситного превращения приводит к образованию закалочных дефектов. С повышением температуры воды ухудшается ее закалочная способность.

Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8–12 %-ные водные растворы $NaCl$ и $NaOH$. Они мгновенно разрушают паровую рубашку и охлаждение происходит более равномерно и на стадии пузырькового кипения.

Увеличения охлаждающей способности достигают при использовании струйного или душевого охлаждения, например, при поверхностной закалке.

Для легированных сталей с высокой устойчивостью аустенита используют минеральное масло (нефтяное). Обеспечивающее небольшую скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения и постоянство закалывающей способности. Недостатками минеральных масел являются повышенная воспламеняемость, низкая охлаждающая способность в интервале температур перлитного превращения, высокая стоимость.

При выборе охлаждающей среды необходимо учитывать *закаливаемость* и *прокаливаемость* стали.

Закаливаемость – способность стали приобретать высокую твердость при закалке.

Закаливаемость определяется содержанием углерода. Стали с содержанием углерода менее 0,20 % не закалываются.

Прокаливаемость – способность получать закаленный слой с мартенситной и троостомартенситной структурой, обладающей высокой твердостью, на определенную глубину.

За глубину закаленной зоны принимают расстояние от поверхности до середины слоя, где в структуре одинаковые объемы мартенсита и троостита.

Чем меньше критическая скорость закалки, тем выше прокаливаемость. Укрупнение зерен повышает прокаливаемость.

Если скорость охлаждения в сердцевине изделия превышает критическую то сталь имеет сквозную прокаливаемость.

Нерастворимые частицы и неоднородность аустенита уменьшают прокаливаемость.

Характеристикой прокаливаемости является *критический диаметр*.

Критический диаметр – максимальное сечение, прокаливающееся в данном охладителе на глубину, равную радиусу изделия.

С введением в сталь легирующих элементов закаливаемость и прокаливаемость увеличиваются (особенно молибден и бор, кобальт – наоборот).

Способы закалки. В зависимости от формы изделия, марки стали и нужного комплекса свойств применяют различные способы охлаждения (рис. 74)

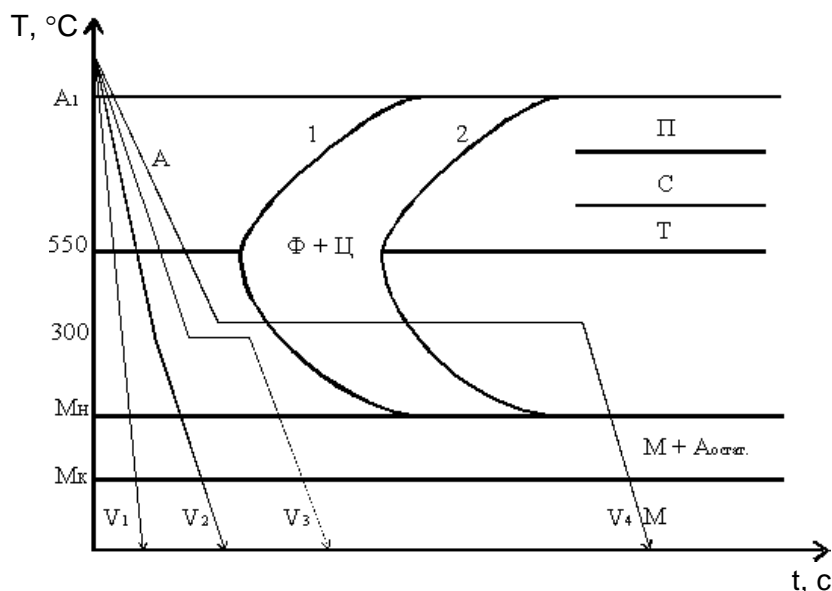


Рис. 74. Режимы закалки

1. Закалка в одном охладителе (V₁).

Нагретую до нужной температуры деталь переносят в охладитель и полностью охлаждают. В качестве охлаждающей среды используют:

- воду – для крупных изделий из углеродистых сталей;

– масло – для небольших деталей простой формы из углеродистых сталей и изделий из легированных сталей.

Основной недостаток – значительные закалочные напряжения.

2. *Закалка в двух средах или прерывистая (V_2).*

Нагретое изделие предварительно охлаждают в более резком охладителе (вода) до температуры $\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$ и затем переносят в более мягкий охладитель (масло).

Прерывистая закалка обеспечивает максимальное приближение к оптимальному режиму охлаждения.

Применяется в основном для закалки инструментов.

Недостаток: сложность определения момента переноса изделия из одной среды в другую.

3. *Ступенчатая закалка (V_3).*

Нагретое до требуемой температуры изделие помещают в охлаждающую среду, температура которой на $30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ выше точки M_H и выдерживают в течение времени, необходимого для выравнивания температуры по всему сечению. Время изотермической выдержки не превышает периода устойчивости аустенита при заданной температуре.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли или металлы. После изотермической выдержки деталь охлаждают с невысокой скоростью.

Способ используется для мелких и средних изделий.

4. *Изотермическая закалка (V_4).*

Отличается от ступенчатой закалки продолжительностью выдержки при температуре выше M_H , в области промежуточного превращения. Изотермическая выдержка обеспечивает полное превращение переохлажденного аустенита в бейнит. При промежуточном превращении легированных сталей кроме бейнита в структуре сохраняется аустенит остаточный. Образовавшаяся структура характеризуется сочетанием высокой прочности, пластичности и вязкости. Вместе с этим снижается деформация из-за закалочных напряжений, уменьшаются и фазовые напряжения.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли и щелочи.

Применяются для легированных сталей.

5. *Закалка с самоотпуском.*

Нагретые изделия помещают в охлаждающую среду и выдерживают до неполного охлаждения. После извлечения изделия, его поверхностные слои повторно нагреваются за счет внутренней теплоты до требуемой температуры, то есть осуществляется самоотпуск. Применяется для изделий, которые должны сочетать высокую твердость на поверхности и высокую вязкость в сердцевине (инструменты ударного действия: молотки, зубила).

Отпуск стали

Отпуск является окончательной термической обработкой.

Целью отпуска является повышение вязкости и пластичности, снижение твердости и уменьшение внутренних напряжений закаленных сталей.

С повышением температуры нагрева прочность обычно снижается, а пластичность и вязкость растут. Температуру отпуска выбирают, исходя из требуемой прочности конкретной детали.

Различают три вида отпуска:

1. *Низкий отпуск* с температурой нагрева $T_H = 150\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$.

В результате его проведения частично снимаются закалочные напряжения. Получают структуру – *мартенсит отпуска*.

Проводят для инструментальных сталей; после закалки токами высокой частоты; после цементации.

2. *Средний отпуск* с температурой нагрева $T_H = 300\text{--}450\text{ }^\circ\text{C}$.

Получают структуру – *троостит отпуска*, сочетающую высокую твердость 40–45HRC с хорошей упругостью и вязкостью.

Используется для изделий типа пружин, рессор.

3. *Высокий отпуск* с температурой нагрева $T_n = 450–650$ °С..

Получают структуру, сочетающую достаточно высокую твердость и повышенную ударную вязкость (оптимальное сочетание свойств) – *сорбит отпуска*.

Используется для деталей машин, испытывающих ударные нагрузки.

Комплекс термической обработки, включающий закалку и высокий отпуск, называется *улучшением*.

Обычно с повышением температуры отпуска ударная вязкость увеличивается, а скорость охлаждения не влияет на свойства. Но для некоторых сталей наблюдается снижение ударной вязкости. Этот дефект называется *отпускной хрупкостью* (рис. 75).

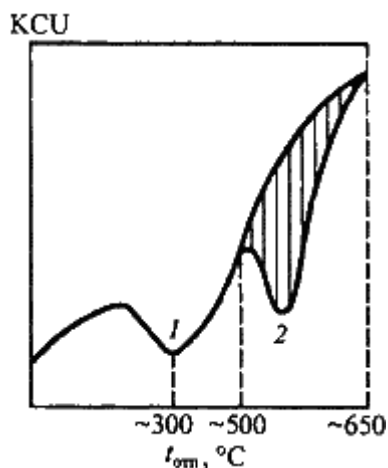


Рис. 75. Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска

Отпускная хрупкость первого рода наблюдается при отпуске в области температур около 300 °С. Она не зависит от скорости охлаждения.

Это явление связано с неравномерностью превращения отпущенного мартенсита. Процесс протекает быстрее вблизи границ зерен по сравнению с объемами внутри зерна. У границ наблюдается концентрация напряжений, поэтому границы хрупкие.

Отпускная хрупкость первого рода “необратима“, то есть при повторных нагревах тех же деталей не наблюдается.

Отпускная хрупкость второго рода наблюдается у легированных сталей при медленном охлаждении после отпуска в области 450–650 °С.

При высоком отпуске по границам зерен происходит образование и выделение дисперсных включений карбидов. Приграничная зона обедняется легирующими элементами. При последующем медленном охлаждении происходит диффузия фосфора к границам зерна. Приграничные зоны обогащаются фосфором, снижаются прочность и ударная вязкость. Этому дефекту способствуют хром, марганец и фосфор. Уменьшают склонность к отпускной хрупкости второго рода молибден и вольфрам, а также быстрое охлаждение после отпуска.

Отпускная хрупкость второго рода “обратима“, то есть при повторных нагревах и медленном охлаждении тех же сталей в опасном интервале температур дефект может повториться.

Стали, склонные к отпускной хрупкости второго рода, нельзя использовать для работы с нагревом до 650 °С без последующего быстрого охлаждения.

Старение

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

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

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

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

В результате старения происходит изменение свойств закаленных сплавов.

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

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

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

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

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

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

Основное назначение старения – повышение прочности и стабилизация свойств.

Различают старение естественное, искусственное и после пластической деформации.

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

Нагрев сплава увеличивает подвижность атомов, что ускоряет процесс.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Обработка стали холодом

Высокоуглеродистые и многие легированные стали имеют температуру конца мартенситного превращения (M_k) ниже 0°C . Поэтому в структуре стали после закалки наблюдается значительное количество остаточного аустенита, который снижает твердость изделия, а также ухудшает магнитные характеристики. Для устранения аустенита остаточного проводят дополнительное охлаждение детали в области отрицательных температур, до температуры ниже $t. M_k (-80^\circ\text{C})$. Обычно для этого используют сухой лед.

Такая обработка называется *обработкой стали холодом*.

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

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

Обработке холодом подвергают детали шарикоподшипников, точных механизмов, измерительные инструменты, для стабилизации размеров.

Тема 2.3. Химико-термическая обработка стали

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

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

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

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

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

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



Адсорбция – захват поверхностью детали атомов насыщающего элемента.

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

Диффузия – перемещение адсорбированных атомов вглубь изделия.

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

Химико-термическая обработка является основным способом поверхностного упрочнения деталей.

Основными разновидностями химико-термической обработки являются:

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

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

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

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

Глубина цементации (h) – расстояние от поверхности изделия до середины зоны, где в структуре имеются одинаковые объемы феррита и перлита ($h = 1\text{--}2$ мм).

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

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

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

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

Цементация в твердом карбюризаторе

Почти готовые изделия, с припуском под шлифование, укладывают в металлические ящики и пересыпают твердым карбюризатором. Используется древесный уголь с добавками углекислых солей $BaCO_3$, Na_2CO_3 в количестве 10–40 %. Закрытые ящики укладывают в печь и выдерживают при температуре 930–950 °С.

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



Образующиеся атомы углерода адсорбируются поверхностью изделий и диффундируют вглубь металла.

Недостатками данного способа являются:

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

Способ применяется в мелкосерийном производстве.

Газовая цементация

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

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

Глубина цементации определяется температурой нагрева и временем выдержки.

Преимущества способа:

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

Способ применяется в серийном и массовом производстве.

На поверхности изделия образуется слой заэвтектоидной стали, состоящий из перлита и цементита. По мере удаления от поверхности, содержание углерода снижается и следующая зона состоит только из перлита. Затем появляются зерна феррита, их количество, по мере удаления от поверхности увеличивается. И, наконец, структура становится отвечающей исходному составу (рис. 76).

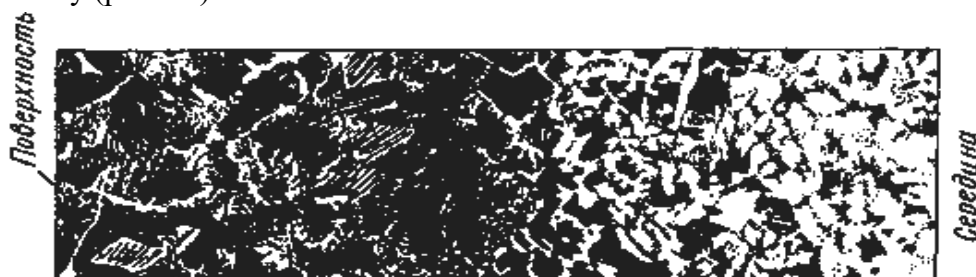


Рис. 76. Структура цементованного слоя

Термическая обработка после цементации

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

Комплекс термической обработки зависит от материала и назначения изделия.

Графики различных комплексов термической обработки представлены на рис. 77.

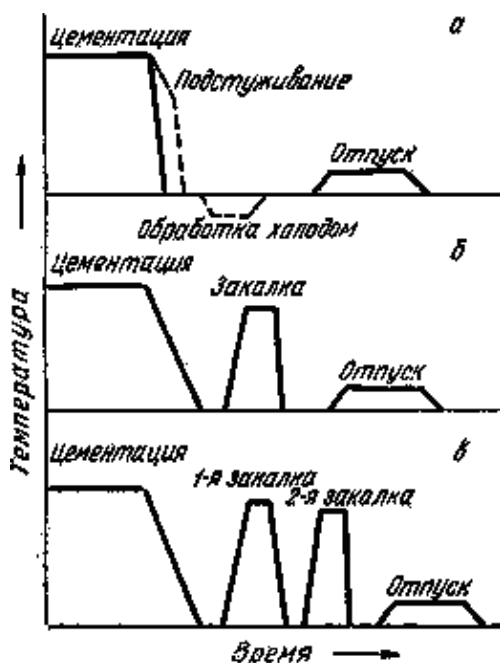


Рис. 77. Режимы термической обработки цементованных изделий

Если сталь наследственно мелкозернистая или изделия неответственного назначения, то проводят однократную закалку с температуры 820–850 °С (рис. 77, б). При этом обеспечивается получение высокоуглеродистого мартенсита в цементованном слое, а также частичная перекристаллизация и измельчение зерна сердцевины.

При газовой цементации изделия по окончании процесса подстуживают до этих температур, а затем проводят закалку (не требуется повторный нагрев под закалку) (рис. 77, а).

Для удовлетворения особо высоких требований, предъявляемых к механическим свойствам цементованных деталей, применяют двойную закалку (рис. 77, в).

Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры 880–900 °С для исправления структуры сердцевины.

Вторая закалка проводится с температуры 760–780 °С для получения мелко игольчатого мартенсита в поверхностном слое.

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

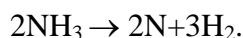
Цементации подвергают зубчатые колеса, поршневые кольца, червяки, оси, ролики.

Азотирование

Азотирование – химико-термическая обработка, при которой поверхностные слои насыщаются азотом. При азотировании увеличиваются не только твердость и износостойкость, но также повышается коррозионная стойкость.

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

При азотировании изделия загружают в герметичные печи, куда поступает аммиак NH_3 с определенной скоростью. При нагреве аммиак диссоциирует по реакции:



Атомарный азот поглощается поверхностью и диффундирует вглубь изделия.

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

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

Типовые азотируемые стали: 38ХМЮА, 35ХМЮА, 30ХТ2НЗЮ.

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

В зависимости от условий работы деталей различают азотирование:

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

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

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

Антикоррозионное азотирование проводят и для легированных, и для углеродистых сталей. Температура проведения азотирования – 650–700 °С, продолжительность процесса – 10 часов. На поверхности образуется слой ϵ -фазы толщиной 0,01–0,03 мм, который обладает высокой стойкостью против коррозии. (ϵ -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа Fe_3N , имеющий гексагональную решетку).

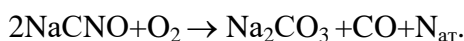
Азотирование проводят на готовых изделиях, прошедших окончательную механическую и термическую обработку (закалка с высоким отпуском).

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

Цианирование и нитроцементация

Цианирование – химико-термическая обработка, при которой поверхность насыщается одновременно углеродом и азотом.

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



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

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

Продолжительности процесса 0,5–2 часа.

Высокотемпературное цианирование – проводится при температуре 800–950 °С, сопровождается преимущественным насыщением стали углеродом до 0,6–1,2 %, (жидкостная цементация). Содержание азота в цианированном слое 0,2–0,6 %, толщина слоя 0,15–2 мм. После цианирования изделия подвергаются закалке и низкому отпуску. Окончательная структура цианированного слоя состоит из тонкого слоя карбонитридов $Fe_2(C, N)$, а затем азотистый мартенсит.

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

Низкотемпературное цианирование – проводится при температуре 540–600 °С, сопровождается преимущественным насыщением стали азотом

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

Основным недостатком цианирования является ядовитость цианистых солей.

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

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

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

На ВАЗе 95 % деталей подвергаются нитроцементации.

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

Нитроцементация характеризуется безопасностью в работе, низкой стоимостью.

Диффузионная металлизация

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

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

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

При *твердой диффузионной металлизации* металлизатором является ферросплав с добавлением хлористого аммония (NH_4Cl). В результате реакции металлизатора с HCl или Cl_2 образуется соединение хлора с металлом ($AlCl_3$, $CrCl_2$, $SiCl_4$), которые при контакте с поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов.

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

Газовая диффузионная металлизация проводится в газовых средах, являющихся хлоридами различных металлов.

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

Диффузионная металлизация – процесс дорогостоящий, осуществляется при высоких температурах (1000–1200 °С) в течение длительного времени.

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

Исключительно высокой твердостью (2000 HV) и высоким сопротивлением износу из-за образования боридов железа (FeB , FeB_2) характеризуются борированные слои, но эти слои очень хрупкие.

Методы упрочнения металла

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

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

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

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

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

Сущность высокотемпературной термомеханической обработки заключается в нагреве стали до температуры аустенитного состояния (выше A_3). При этой температуре осуществляют деформацию стали, что ведет к наклепу аустенита. Сталь с таким состоянием аустенита подвергают закалке (рис. 78, а).

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

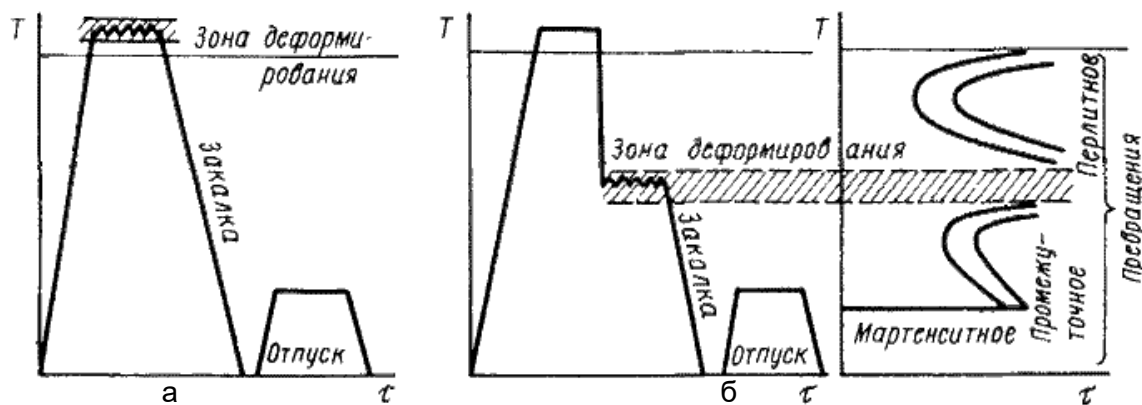


Рис. 78. Схема режимов термомеханической обработки стали: а – высокотемпературная термомеханическая обработка; б – низкотемпературная термомеханическая обработка

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

Последующий отпуск при температуре 100–200°C проводится для сохранения высоких значений прочности.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (аусформинг).

Сталь нагревают до аустенитного состояния. Затем выдерживают при высокой температуре, производят охлаждение до температуры, выше температуры начала мартенситного превращения (400–600°C), но ниже температуры рекристаллизации, и при этой температуре осуществляют обработку давлением и закалку (рис. 78, б).

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

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

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

Механические свойства после разных видов ТМО для машиностроительных сталей в среднем имеют следующие характеристики (см. табл. 3):

Таблица 3

Механические свойства стали 40 после ТМО				
Обработка	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %
а				
НТМО	2400–2900	2000–2400	5–8	15–30
ВТМО	2100–2700	1900–2200	7–9	25–40
ТО	1400	1100	2	3

Поверхностное упрочнение стальных деталей

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

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

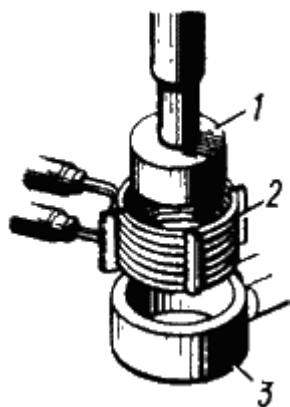
Общим для всех видов поверхностной закалки является нагрев поверхностного слоя детали до температуры закалки с последующим быстрым охлаждением. Эти способы различаются методами нагрева деталей. Толщина закаленного слоя при поверхностной закалке определяется глубиной нагрева.

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

Закалка токами высокой частоты

Метод разработан советским ученым Вологдиным В.П.

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



Обычно используются машинные генераторы с частотой 50–15000 Гц и ламповые генераторы с частотой больше 10^6 Гц. Глубина закаленного слоя – до 2 мм.

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

Схема технологического процесса закалки ТВЧ представлена на рис. 79.

Рис. 79. Схема технологического процесса закалки ТВЧ

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

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

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

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

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

Преимущества метода:

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

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

Целесообразно использовать в серийном и массовом производстве.

Газопламенная закалка

Нагрев осуществляется ацетиленоокислородным, газоокислородным или керосиноокислородным пламенем с температурой 3000–3200 °С.

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

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

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

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

Упрочнение методом пластической деформации

Основное назначение методов механического упрочнения поверхности – повышение усталостной прочности.

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

Разновидностями являются дробеструйная обработка и обработка роликами.

Дробеструйная обработка – обработка дробью поверхности готовых деталей.

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

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

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

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

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

Не требуется специальное оборудование, можно использовать токарные или строгальные станки