

Учреждение образования
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ.
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

*Лабораторный практикум по курсу «Материаловедение»
для студентов технологических
и химических специальностей*

Минск 2014

УДК 620.22(076.5)
ББК 30.3я73
М 34

Рассмотрен и рекомендован к изданию редакционно-издательским советом Белорусского государственного технологического университета

Составители:

Н. А. Свидунович, Д. В. Куис, Г. П. Окатова

Рецензенты:

кандидат технических наук, доцент,
заведующий кафедрой деталей машин и подъемно-транспортных устройств учреждения образования «Белорусский государственный технологический университет» *С. Е. Бельский*;

доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой металлургии литейных сплавов
Белорусского национального технического университета

Б. М. Неменёнок

Материаловедение. Термическая обработка : лаб. практи-
М 34 кум по курсу «Материаловедение» для студентов технологи-
ческих и химических специальностей / сост. : Н. А. Свидунович,
Д. В. Куис, Г. П. Окатова. – Минск : БГТУ, 2014. – 66 с.

В лабораторном практикуме представлены основы теории термической обработки сталей, рассмотрены основные закономерности выбора режимов закалки и отпуска, влияние этих режимов, составов сталей и других показателей на структуру и свойства этих материалов.

УДК 620.22(076.5)
ББК 30.3я73

© УО «Белорусский государственный
технологический университет», 2014

Лабораторная работа № 1
ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРУ
И СВОЙСТВА СТАЛИ
В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Цель работы: изучение микроструктуры и свойств углеродистых сталей в отожженном (равновесном) состоянии; их классификация по структуре и применению.

Материалы и оборудование: коллекция протравленных раствором HNO_3 в спирте микрошлифов отожженных углеродистых сталей и металлографический микроскоп МИ-1.

Теоретическая часть

Равновесным называется состояние, в которое, приходит термодинамическая система, находящаяся при неизменных внешних условиях (температуре и давлении), и при котором нет тенденции к какому-либо изменению.

Для изучения строения, превращений и свойств сплавов в металловедении существуют понятия: *фазы, структуры и системы*.

Системой называют совокупность фаз, находящихся в состоянии равновесия.

Фаза – однородная часть системы, имеющая определенный состав, свойства, одно и то же агрегатное состояние и отделенная от остальных ее частей поверхностью раздела. К фазам относятся:

- однородный жидкий металл или сплав – однофазная система;
- состояние, когда одновременно присутствуют жидкий сплав (металл) и кристаллы, представляет двухфазную систему;
- если в твердом состоянии сплав содержит зерна металлической матрицы и частицы карбидов, то он также двухфазный.

Под *структурой* понимают форму, размеры и характер взаимного расположения соответствующих фаз; *структурная составляющая* – элемент структуры (обособленная часть сплава) с одинаковым строением (из одной или более фаз) и присущими ему характерными особенностями.

Равновесное состояние сплава – такое, когда все фазовые пре-

вращения в нем полностью закончились в соответствии с диаграммой состояния, показывающей, какие при данных условиях существуют равновесные фазы (т. е. с минимумом свободной энергии), что достигается только медленным охлаждением. Следовательно, основой для определения фазовых и структурных составляющих железоуглеродистых сплавов (сталей и чугунов) в равновесном состоянии является диаграмма железо-углерод (рис. 1).

Основоположник диаграммы железо-углерод – русский ученый, «отец металлографии железа» Д.К. Чернов – впервые в 1868 г. установил в стали критические точки и их зависимость от содержания углерода, т. е. было дано первое представление о диаграмме железо-углерод, а позже изображены графически очертания важнейших линий.

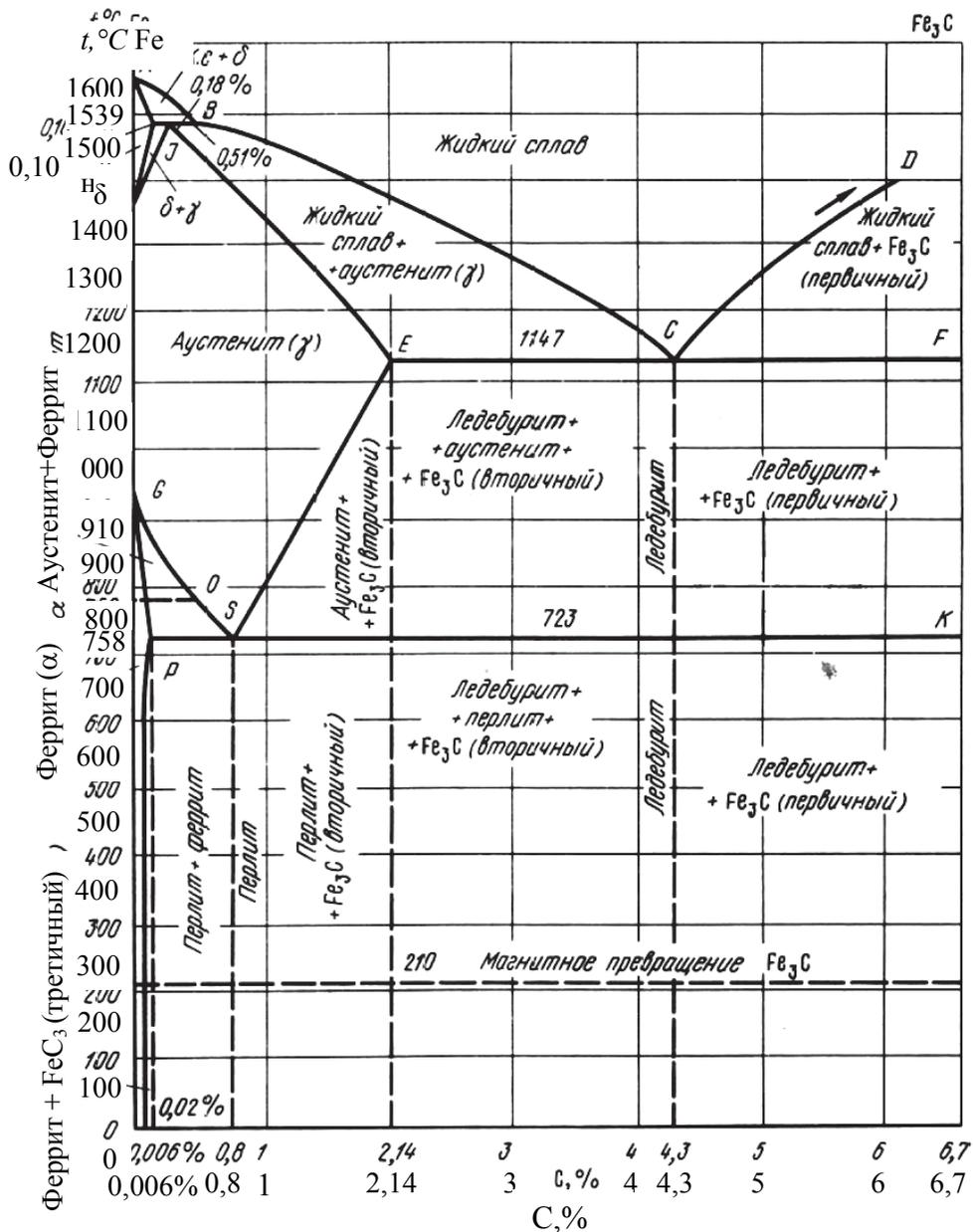


Рис. 1. Диаграмма состояния железо-углерод (Fe-C, Fe₃C)

Компоненты железоуглеродистых сплавов и их взаимодействие

Основные компоненты сталей и чугунов – *железо и углерод*.

Железо – металл серебристо-белого цвета, атомный радиус – 0,127 нм (1нм = 10⁹Å = 10⁻⁷ см).

В чистом железе, которое можно получить в настоящее время, 99,999% железа, а технически чистое железо армко – содержит 99,8-99,9% железа и производится для электротехнических целей. Температура плавления железа 1539°C (точка А, рис. 1). В твердом состоя-

нии оно может быть в двух полиморфных модификациях: α и γ .

α -железо существует при температурах ниже 911°C (точка G) и выше 1392°C (точка N) (рис. 2). В интервале температур 1392 – 1539°C α -железо обозначают как δ -железо.

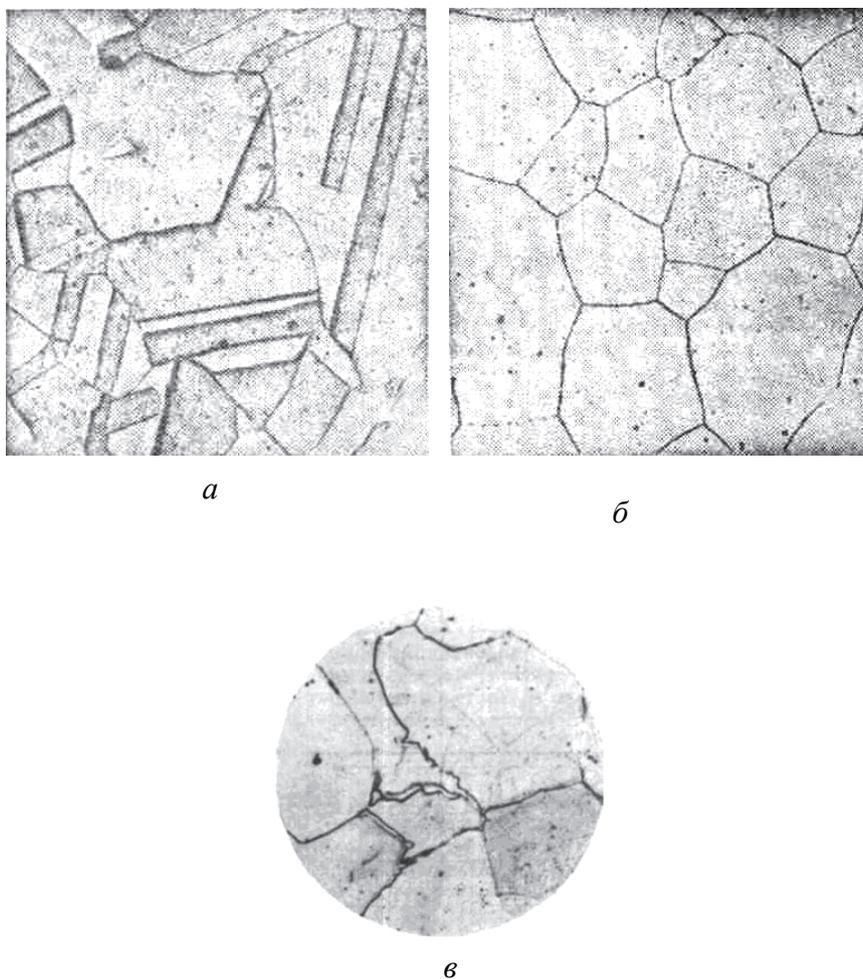


Рис. 2. Микроструктура γ -Fe (а), α -Fe (б) и феррита с третичным цементитом (в)

Кристаллическая решетка α -железа – объемноцентрированный куб с периодом $0,28606$ нм, плотность его $7,68$ г/см³.

Ниже 768°C α -железо магнитно (ферромагнитно). Критическую точку M , соответствующую магнитному превращению, называют точкой Кюри и обозначают A_2 . Магнитные свойства железа сильно зависят от его чистоты и режимов термической обработки.

γ -железо существует в интервале температур 911 – 1392°C – оно парамагнитно. Его кристаллическая решетка – гранецентрированный

куб с периодом 0,3645 нм. Плотность γ -железа выше, чем α -железа, и равна 8,0–8,1 г/см³, т. е. превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ сопровождается сжатием (примерно на 1%). Критическую точку $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения при 911°C обозначают как Ac_3 (при нагреве) и Ar_3 (при охлаждении), а при 1392°C – как Ac_4 (при нагреве) и Ar_4 (при охлаждении).

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

Углерод – неметаллический элемент, плотность 2,5 г/см³, температура плавления 3500°C, атомный радиус 0,077 нм. Он растворим в железе в жидком и твердом состояниях, а также образует с ним химическое соединение – цементит (карбид железа Fe₃C).

Растворимость углерода в железе в твердом состоянии зависит от кристаллического строения железа:

- в α -железе растворимость менее 0,02%;
- в γ -железе – в 100 раз больше (до 2,1%), в центре кристаллической решетки которого – пора диаметром 0,102 нм.

Кроме основных компонентов, железоуглеродистые сплавы содержат различное количество примесей, которые делят на постоянные (или обыкновенные), скрытые, случайные и специальные (легирующие).

К постоянным примесям относят марганец, кремний и алюминий, вводимые для раскисления (в кипящей стали содержание кремния и алюминия невелико). К этой группе относят серу и фосфор, от которых полностью освободиться при массовом производстве невозможно. Содержание постоянных примесей в стали обычно находится в следующих пределах, %: 0,3–0,7 Mn; 0,17–0,37 Si (в кипящей до 0,03 Si); 0,01–0,02 Al; 0,01–0,05 P; 0,01–0,04 S.

К числу примесей скрытых относят кислород, водород и азот, присутствующие в любой стали в малых количествах.

Случайными примесями являются мышьяк, свинец и другие элементы, переходящие в расплав из шихтовых материалов – легированного металлического лома (Ce, Ni и др.) или попадающие случайно.

Специальные – легирующие элементы вводят для получения нужных (по условиям эксплуатации деталей) свойств. Легированной считают сталь со специально введенными легирующими элементами для существенного изменения определенных свойств по сравнению с углеродистой. Легированной также является сталь с содержанием кремния более 0,5%, а марганца – более 1%.

Небольшое количество примесей влияет на формирование структуры и свойства железоуглеродистых сплавов, но не оказывает существенного влияния на положение критических точек и характер линий диаграммы состояния. Поэтому состав и структура медленно охлажденных сплавов достаточно точно согласуются с диаграммой железо-углерод, построенной для чистых от примесей сплавов, и определяются содержанием углерода.

Диаграмма железо-углерод, фазы и структурные составляющие железоуглеродистых сплавов

В зависимости от внешних условий углерод в равновесии с жидким или твердым растворами железа может находиться в виде графита и цементита (карбида железа).

Наиболее устойчивым из них является графит (обладает меньшей свободной энергией), но кинетически легче кристаллизуется цементит (работа образования его зародыша меньше, как и необходимые для этого диффузионные изменения). Поэтому, если кинетические условия позволяют, то образуются структуры с графитом, если нет – то с цементитом.

Цементит – неустойчивое химическое соединение: при достаточно высоких температурах и длительной выдержке он диссоциирует с выделением кристаллов графита, причем неустойчивость его возрастает с повышением содержания углерода.

В сплавах с относительно невысоким содержанием углерода (сталих) цементит достаточно устойчив, и графит в них может появляться лишь после длительного пребывания (тысяч часов) при температурах 500–700°C.

В сплавах с высоким содержанием углерода (чугунах) графит часто образуется при медленном охлаждении или при нагреве и относительно кратковременной выдержке при повышенной температуре.

Поэтому существует два варианта диаграммы железо-углерод: *железо-цементит* (метастабильная) (рис. 1), полученная при относительно небольших скоростях охлаждения (несколько градусов в минуту), и *железо-графит* (стабильная), полученная при очень медленном охлаждении.

Система железо-графит является более близкой к состоянию полного равновесия, чем железо-цементит, но последняя (сплошными линиями) имеет большее практическое значение (с помощью нее объяс-

няют превращения в сталях и белых чугунах, определяют оптимальные режимы термообработки), так как образование цементита более вероятно при наиболее часто применяемых скоростях охлаждения.

Диаграмма состояния железо-углерод ограничена содержанием углерода до 6,67%, так как сплавы, содержащие более 5% углерода, не представляют практического интереса. Цифра 6,67% взята потому, что при таком количестве углерода образует с железом химическое соединение Fe_3C (цементит), которое может рассматриваться как самостоятельный компонент и служит естественным пределом диаграммы.

Превращения в металлах и сплавах, как известно, происходят только при некотором их переохлаждении (перенагреве) ниже (выше) температуры равновесного состояния (для создания термодинамически выгодных условий развития процесса), поэтому о необходимости переохлаждения для начала процессов превращения в дальнейшем не упоминаем.

Углерод при содержании его в количестве до 6,67% неограниченно растворяется в жидком железе, т. е. выше линии $ABCD$ (ликвидус) все сплавы однофазны (фаза – жидкий раствор). Первичная кристаллизация их происходит в интервале температур между линиями ликвидус $ABCD$ и солидус $AHIECF$.

В системе железо-цементит, кроме жидкой фазы, образуются следующие твердые фазы: *феррит, аустенит, цементит*.

Феррит (Φ) – твердый раствор внедрения углерода в α -железе (α -раствор). На диаграмме представлены две однофазные области феррита: высокотемпературная (δ -феррит) с содержанием углерода до 0,1% (левее линии AHN) и низкотемпературная (α -феррит) – до 0,02% (левее линии GPQ).

Атомы углерода расположены в решетке феррита в центре грани куба, в вакансиях и на дислокациях. Максимальное содержание углерода в феррите – 0,02% при 727°C, а при 20°C – примерно 0,006%.

Аустенит (A) – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе (γ -раствор). Однофазная область аустенита ограничена линией $NIESG$. Предельное содержание углерода в γ -железе – 2,14% (точка B).

Атом углерода расположен в центре кристаллической решетки γ -железа и в дефектных областях кристалла.) Первым экспериментально доказал существование аустенита русский ученый академик А. А. Байков. Он в 1909 г. на микрошлифах стали при высоких темпе-

ратурах в вакууме выявил полиэдрическую структуру аустенита.

Цементит (Ц) – химическое соединение железа с углеродом – карбид железа (Fe_3C). Содержит 6,67% углерода; ему соответствует правая ордината диаграммы (линия *DFKL*). Имеет сложную орторомбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Температура плавления точно не определена в связи с возможностью его распада и принимается равной примерно 1500°C (по некоторым данным 1250°C).

Цементит образуется в жидкой и твердой фазах: выделяющийся из жидкой фазы (при кристаллизации) называют первичным; из аустенита – вторичным; из феррита – третичным.

До 217°C цементит ферромагнитен.

Таким образом, диаграмма имеет три однофазные области: жидкого раствора, феррита и аустенита; все остальные являются двухфазными: область *ABH* – жидкий раствор и кристаллы феррита; *HJN* – кристаллы феррита и аустенита; *JBCE* – жидкий раствор и кристаллы аустенита; *CDF* – жидкий раствор и кристаллы цементита; *SECFK* – кристаллы аустенита и цементита; *QPSKL* – кристаллы феррита и цементита.

Горизонтальные линии диаграммы соответствуют температурным и концентрационным условиям, когда в равновесии находятся три фазы.

В сплавах с концентрацией углерода 0,1–0,51% при температуре 1499°C (линия *HJB*) происходит перитектическое превращение: при взаимодействии кристаллов δ -феррита с окружающим жидким раствором образуется аустенит $L_B + \Phi_H \rightarrow A_J$.

При температуре 1147°C (линия *ECF*) в сплавах с содержанием углерода 2,14–6,67% происходят эвтектическое превращение $L_C \rightarrow A_E + \text{Ц}$, в результате которого жидкий раствор затвердевает в виде механической смеси кристаллов аустенита и цементита, называемой ледебуритом (Л).

Во всех сплавах системы, содержащих более 0,02% углерода, при температуре 727°C (линия *PSK*) происходит эвтектоидное превращение – распад аустенита на дисперсную механическую смесь из кристаллов феррита и цементита, называемую *перлитом* (П): $A_S \rightarrow \Phi_P + \text{Ц}$.

Причиной распада является полиморфное превращение $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ и резкое уменьшение растворимости углерода (с 0,8% до 0,02%). Эвтектоидное (перлитное) превращение происходит аналогично эвтектическому (в обоих случаях образуется механическая смесь кристаллов двух фаз) и отличается лишь тем, что эвтектоидная смесь (перлит) образуется из твердой фазы (аустенита), а не из жидкой, как эвтектическая (ледебурит).

Следовательно, железо при взаимодействии с углеродом образует (в определенных интервалах температур и концентраций последнего) следующие фазовые составляющие: жидкий расплав (*L*), твердые растворы – аустенит (*A*) и феррит (*Ф*), химическое соединение – цементит (*Ц*). Структурными же могут быть указанные фазы и образуемые ими механические смеси – перлит (*П*) и ледебурит (*Л*).

Как видим, структурное состояние железоуглеродистых сплавов сложнее, чем фазовое, так как кристаллические фазы, во-первых, образуют сложные структурные составляющие – эвтектику и эвтектоид; во-вторых, с повышением температуры уменьшается растворимость в них углерода.

У всех сплавов, содержащих углерода менее 2,14%, при первичной кристаллизации образуется твердый раствор – аустенит, а при более 2,14% – структура состоит из механической смеси – ледебурита с избыточным аустенитом или цементитом. Такое различие в структуре при высоких температурах создает существенное различие в технологических и механических свойствах этих сплавов.

Наличие хрупкой эвтектики делает сплав нековким и исключает обработку его давлением. Однако высокоуглеродистые сплавы имеют низкую температуру плавления, и их применяют как литейный материал.

Это различие в технологических свойствах – причина того, что содержание углерода 2,14% является границей, которая делит железоуглеродистые сплавы на две группы – стали и чугуны. Следовательно, количество углерода в железоуглеродистых сплавах определяет их структуру и свойства, поведение при производстве, обработке и в эксплуатации.

Углеродистые стали в равновесном состоянии

Железоуглеродистые сплавы, содержащие до 2,14% углерода, называются *сталями*.

Классификацию углеродистых сталей производят:

- по структуре в равновесном (отожженном) состоянии;
- по назначению;
- по способу производства (качеству).

В углеродистых сталях обыкновенного качества допускается повышенное содержание вредных примесей, а также газонасыщенность и загрязненность неметаллическими включениями, так как их выплавляют по нормам массовой технологии. Эти стали преимущественно используют в строительстве как наиболее дешевые, технологичные

и обладающие прочностью, достаточной для изготовления металлоконструкций различного назначения.

Стали обыкновенного качества поставляют горячекатаными в виде проката (прутки, листы, уголки, швеллеры, трубы и т. п.). Для этих сталей марки, химический состав и степень раскисления при выплавке регламентирует ГОСТ 380-94.

Стали этой группы маркируются буквами Ст и номером 0, 1, 2, ..., 6. Если после марочного обозначения стоит индекс «кп», значит сталь кипящая; если стоит индекс «пс» – сталь полуспокойная; если таких букв нет – сталь спокойная.

Сталь Ст0 по степени раскисления не разделяют, в этой стали указывают только содержание углерода ($C \leq 0,23\%$), серы ($S \leq 0,06\%$) и фосфора ($P \leq 0,07\%$). В остальных марках регламентировано содержание C, Mn, Si, S, P, а также As и Р.

Для всех сталей, кроме Ст0, справедлива следующая формула: $C (\%) \approx 0,07 \times \text{номер марки}$. Так, в стали Ст3 содержание $C \approx 0,07 \times 3 \approx 0,21\%$ (фактически 0,14–0,22%).

Цифры во всех группах указывают на то, что предел прочности и предел текучести с увеличением цифры растут, а относительное удлинение (пластичность) падает.

Качественные стали по назначению могут быть:

- строительные – 0,3–0,37% С;
- конструкционные – до 0,85% С;
- инструментальные – от 0,7% С и выше.

Конструкционные углеродистые стали изготавливают следующих марок: 05кп, 10кп, 10, 15кп, 15,, 30, 35, 40, 45, ..., 85.

В этих сталях цифры показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента.

Инструментальные углеродистые стали маркируются буквой У и цифрой, указывающей содержание углерода в десятых долях процента.

Высококачественные стали обладают высокой чистотой в отношении неметаллических включений, содержат пониженное количество серы, фосфора (S до 0,02%, P до 0,03%) и остальных примесей, имеют более суженные пределы по содержанию углерода, кремния и марганца по сравнению с качественными сталями, обладают строго регламентированными механическими свойствами, имеют определенный размер наследственного зерна и т.д.

Маркируются эти стали так же, как и качественные, но в конце марки ставится буква А, показывающая, что сталь является высококачественной.

Основой для определения структурных составляющих железо-углеродистых сплавов в равновесном состоянии является диаграмма состояния железо-углерод (рис. 1). Из диаграммы следует, что структура сплавов, находящихся в равновесном состоянии, определяется содержанием в них углерода.

Феррит

Феррит на диаграмме состояния занимает область *GPQ*.

Структура сплава с содержанием углерода до 0,02% состоит из феррита и третичного цементита, располагающегося по границам зерен феррита (рис. 2, в). Выделение цементита происходит потому, что с понижением температуры растворимость углерода в феррите падает.

Максимальная растворимость углерода в Fe_α при температуре 727°C равна 0,02%, а при 0°C – примерно 0,006%.

Феррит (почти чистое железо) обладает магнитными свойствами и является самой пластичной и мягкой составляющей железо-углеродистых сплавов.

Механические свойства железа характеризуются следующими величинами (I – техническое, II – прямого восстановления, III – сверхчистое).

	I	II	III
Предел прочности при растяжении, МПа	250	200	50
Предел текучести при растяжении, МПа	120	100	25
Удлинение, %	50	60	70
Сужение, %	85	90	100
Твердость НВ	80	70	60

Электролитическое железо (отожженное) обладает следующими механическими свойствами:

- $\sigma_{пр}$ – предел прочности – 18–25 кГ/мм²;
- σ_t – предел текучести – 10–14 кГ/мм²;
- δ – относительное удлинение – 40–50%;
- ψ – поперечное сужение – 70–80%;
- НВ – твердость по Бринелю – 45–55 кГ/мм²;
- a_n – ударная вязкость – 18–25 кГм/см².

Перлит

С увеличением содержания углерода более 0,02% в структуре

сплава появляется перлит.

Перлит – это эвтектоидная механическая смесь, состоящая из двух фаз: феррита и цементита.

Образуется перлит при распаде аустенита определенного состава – 0,8% С, при температуре 727°С.

Содержание углерода в перлите для всех железоуглеродистых сплавов всегда постоянно и равно 0,08% С.

При изготовлении шлифа пластинки цементита, более твердого, чем феррит, сошлифовываются меньше и поэтому выступают из остальной части перлита. Феррит как мягкая составляющая сошлифовывается больше, что усиливается при травлении. Поэтому при косом освещении перлит под микроскопом виден как чередующиеся темные и светлые полосы.

В зависимости от формы цементита различают:

– *пластинчатый перлит*, в котором цементит и феррит имеют форму пластин (рис. 3); последние образуют равномерную механическую смесь, которая, если рассматривать структуру, похожа на перламутр (отсюда и название перлит);



Рис. 3. Пластинчатый перлит

– *зернистый перлит*, в котором цементит имеет форму зерен (рис. 4), расположенных в феррите. Структуру зернистого перлита получают путем специальной термической обработки на зернистый перлит.

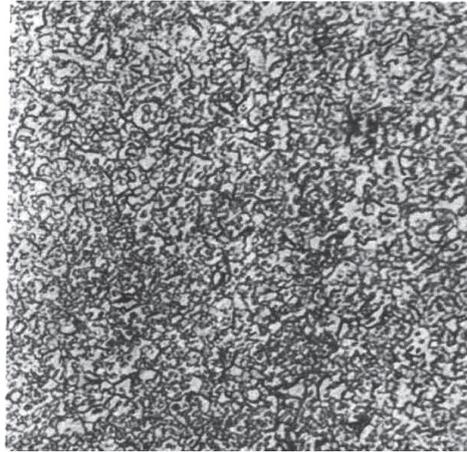


Рис. 4. Зернистый перлит

Зернистый перлит более пластичен и имеет меньшую твердость, чем пластинчатый. Твердость пластинчатого перлита НВ 200–250, зернистого НВ 160–220.

Доэвтектоидные и эвтектоидные стали

Стали, содержащие от 0,02 до 0,8% углерода, называются *доэвтектоидными*.

Структура этих сталей состоит из феррита (светлый фон) и перлита (темные зерна). Количество перлита увеличивается, а феррита уменьшается пропорционально увеличению содержания углерода (рис. 5) в соответствии с диаграммой состояния (рис. 1).

Поэтому, считая, что феррит практически не растворяет углерод, а наличие в структуре 100% перлита соответствует 0,8% С, *можно найти содержание углерода* в любой доэвтектоидной стали, определив с помощью микроскопа количественное соотношение между структурными составляющими и решая затем простую пропорцию:

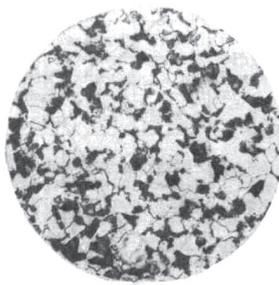
0,8% С – 100% перлита

X% С – А% перлита,

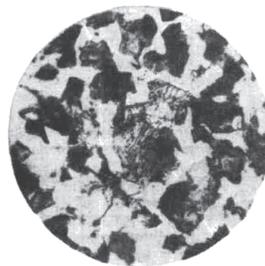
где А – количество перлита в стали, определенное визуально с помощью микроскопа.

Отсюда:

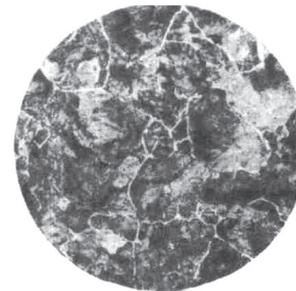
$$X = \frac{0,81\% \cdot A}{100\%}$$



a
Феррит + перлит
 $\alpha + (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$
0,2–0,3% С



б
Перлит + феррит
 $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \alpha$
0,4–0,5% С



в
Перлит + феррит
 $(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \alpha$
0,5–0,7% С

Рис. 5. Микроструктура доэвтектоидных сталей:
a – сталь 20; *б* – сталь 45; *в* – сталь 60

При содержании 0,8% С сталь называется *эвтектоидной* и состоит из одного перлита.

Твердость и предел прочности эвтектоидной стали выше, чем доэвтектоидной, а пластичность ниже.

Заэвтектоидные стали

Стали с содержанием углерода от 0,8 до 2% называются *заэвтектоидными*, их структура состоит из перлита и вторичного цементита.

Цементит

Цементит – самая хрупкая и твердая ($\text{HV} > 800$) структурная составляющая. Пластичность цементита ничтожно мала и практически равна нулю, что, вероятно, является следствием сложного строения его кристаллической решетки. Кристаллическая структура цементита очень сложна. Есть много различных способов ее изображения, один из наиболее удачных показан на рис. 6.

Цементитная сетка в структуре стали снижает ее пластичность, а твердость – увеличивает. Поэтому с возрастанием количества вторичного цементита пропорционально увеличению концентрации в ней углерода твердость ее повышается, а пластичность падает.

Цементит содержит 6,67% углерода, является самой хрупкой и твердой ($\text{HV} > 800$) структурной составляющей железоуглеродистых сплавов.

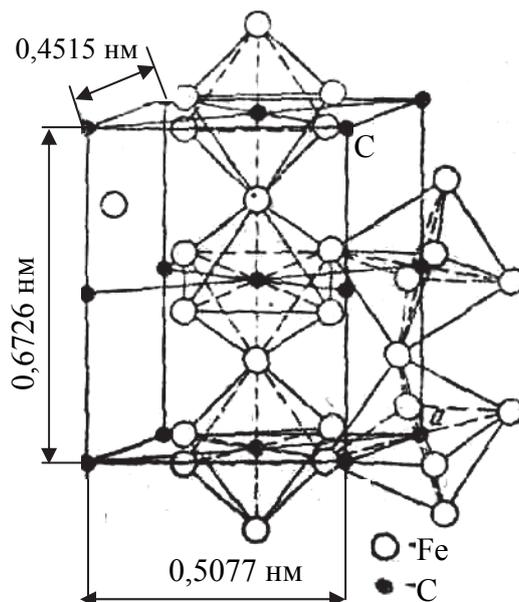


Рис. 6. Кристаллическая структура цементита

В заэвтектоидной стали вторичный цементит обычно расположен в виде светлой сетки или светлых зерен (цепочки) по границам перлитных зерен или в виде игл (рис. 7).

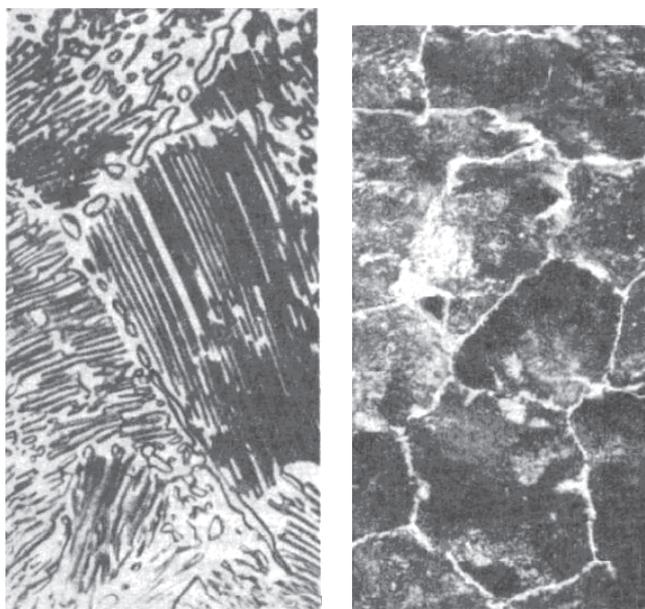


Рис. 7. Микроструктура заэвтектоидной стали У12 – 1,2% С (перлит + цементит вторичный):

a – цементит вторичный зернистый; *б* – в виде сетки по границам зерен

В сталях, содержащих углерод несколько меньше 0,8%, в виде сетки по границам зерен перлита может также выделиться феррит.

При обычном травлении 4%-ным раствором азотной кислоты эта сетка также получается светлой. Для выяснения, является эта сетка ферритной или цементитной, микрошлиф подвергают травлению пикратом натрия.

Если сетка после травления осталась светлой, то это феррит и, следовательно, сталь является доэвтектоидной; если сетка потемнеет, то это цементит, и сталь является заэвтектоидной.

Вторичный цементит в заэвтектоидной стали занимает незначительную по величине площадь, определить которую на глаз затруднительно. Поэтому методом, которым определяют содержание углерода в доэвтектоидных сталях, для заэвтектоидных – не пользуются.

Выделение вторичного цементита по границам зерен аустенита и цементита перлита в виде пластинок нежелательно, так как такая структура обладает повышенной хрупкостью, плохо обрабатывается резанием и после окончательной термической обработки готовые детали (инструмент) будут иметь пониженные механические свойства, главным образом малую пластичность и ударную вязкость. Поэтому стремятся получать цементит в виде мелких зерен округлой формы (шарики). Структура зернистого перлита является исходной структурой для инструментальных сталей (рис. 4).

Таким образом, свойства стали после медленного охлаждения определяются свойствами ее структурных составляющих и их количественным соотношением. Структура же стали состоит из перлита с избыточным или ферритом, или цементитом, в зависимости от количества в ней углерода. Следовательно, именно содержание углерода в стали определяет ее механические и технологические свойства – прочность, твердость, пластичность, вязкость.

Количество цементита в структуре стали возрастает прямо пропорционально содержанию углерода, а как указывалось выше, твердость цементита $HV > 800$ (8000–8500 МПа) на порядок больше твердости феррита $HV 45–80$ (450–800 МПа). Кроме того, частицы цементита повышают сопротивление движению дислокаций, т. е. повышают сопротивление деформации, уменьшают пластичность и вязкость. Вследствие этого с увеличением в стали содержания углерода до 1% возрастают твердость, прочность, предел текучести и понижаются показатели пластичности (относительное удлинение и сужение) и ударная вязкость (рис. 6).

При содержании углерода свыше 1,0–1,1% твердость стали в отожженном состоянии возрастает, а прочность уменьшается из-за наличия вторичного цементита, образующего сплошную сетку и вызывающего хрупкое преждевременное разрушение.

С увеличением содержания углерода меняется структура стали, увеличивается количество цементита и уменьшается количество феррита. Это приводит соответственно к изменению свойств стали.

Чем больше углерода в стали, тем выше твердость и прочность, но ниже пластичность (рис. 8).

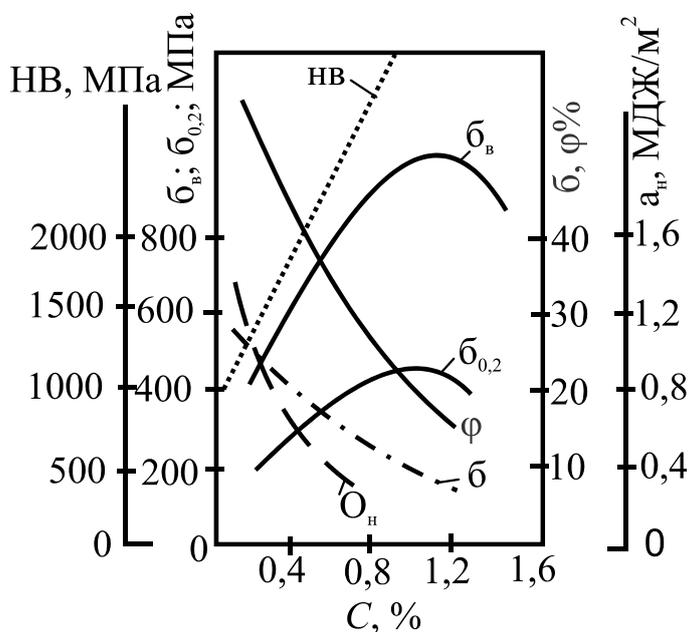


Рис. 8. Влияние углерода на механические свойства стали

Механические свойства стали зависят также от формы и размеров феррито-цементитной смеси. Чем дисперсней (тоньше) частички феррито-цементитной смеси, тем выше твердость и прочность стали.

Зернистая форма цементита по сравнению с пластинчатой при одинаковой твердости обладает более высокой пластичностью и ударной вязкостью.

С повышением содержания углерода в стали: снижается свариваемость, углерод способствует также образованию трещин и пор в процессе сварки в сварном шве; до некоторого содержания углерода (0,3–0,5%) улучшается обрабатываемость резанием. Далее, с повышением содержания углерода, ввиду высокой твердости стали, обрабатываемость резанием ухудшается; повышается порог хладноломкости стали; усиливается чувствительность стали к дисперсному старению и к старению после холодной пластической деформации; понижается устойчивость стали против коррозии в атмосферных условиях, в речной и морской воде.

Механические свойства конструкционной качественной углеродистой стали в нормализованном состоянии приведены в табл. 1.

Таблица 1

**Механические свойства конструкционной качественной
углеродистой стали в нормализованном состоянии (не менее)**

Марка стали	Временное сопротивление разрыву	Предел текучести	Относитель- ное удлинение	Относитель- ное сужение	Ударная вязкость,
	МПа		%		Нм/см ²
08кп	300	100	35	60	–
08	330	200	33	60	–
10кп	320	190	33	55	–
10	340	210	31	55	–
15кп	360	210	29	55	–
15	380	230	27	55	–
20кп	390	230	27	55	–
20	420	250	25	55	–
25	460	280	23	50	90
30	500	300	21	50	80
35	540	320	20	45	70
40	580	340	19	45	60
45	610	380	16	40	50
50	640	380	14	40	40
55	660	390	13	35	–
60	690	410	12	35	–
65	710	420	10	30	–
70	730	430	9	30	–
75	1100	900	7	30	–
80	1100	950	6	30	–
85	1150	1000	6	30	–

**Технологические свойства углеродистой стали
и область ее применения**

Отдельные изделия изготовляют резанием, ковкой, штамповкой, сваркой, литьем. Поведение сталей при обработке (технологические свойства) влияет на их качество, себестоимость и производительность труда.

Обработываемость резанием углеродистой стали характеризуется стойкостью режущего инструмента (время работы между переточками), допустимыми скоростями и усилиями резания, чистотой поверх-

ности. С увеличением прочности и твердости, т. е. с повышением содержания углерода в стали, обрабатываемость ее ухудшается, но стали и с очень малым содержанием углерода (со структурой почти чистого феррита) обрабатываются плохо из-за низкой чистоты поверхности. Оптимальной обрабатываемостью обладают доэвтектоидные стали со структурой пластинчатого (эвтектоидные и заэвтектоидные – со структурой зернистого) перлита. Обрабатываемость зависит также от величины зерна: лучше обрабатываются крупнозернистые стали (образуется сыпучая стружка), хорошо – стали с повышенным содержанием серы и фосфора (до 0,1–0,3%).

Штампуемость ухудшается с повышением прочностных свойств стали, особенно предела текучести ($\sigma_{0,2}$). Способность стали к вытяжке характеризуется отношением $\sigma_{0,2}/\sigma_{в}$, которое для глубокой вытяжки равно 0,65–0,70, при этом сталь должна содержать около 0,08% С, до 0,4% Mn и не более 0,3% Si (т. е. обычная «кипящая» сталь). Большое влияние на качество штамповок оказывает величина зерна: крупнозернистые стали с неоднородным зерном дают шероховатую поверхность и склонны к образованию разрывов при штамповке, а очень мелкозернистые – пружинят и сильно изнашиваются штампы.

Свариваемость стали определяется качеством металла в сварном шве и околошовной зоне. Чем шире температурный интервал кристаллизации, тем легче образуются горячие трещины. Интервал кристаллизации возрастает с увеличением содержания углерода (рис. 1), следовательно, свариваемость ухудшается. Кроме того, повышение содержания углерода увеличивает закаливаемость стали, что способствует образованию трещин при пониженных температурах (холодные трещины). Поэтому содержание углерода в свариваемых сталях ограничивается.

Литейные свойства стали – жидкотекучесть (заполняемость металлом формы), склонность к ликвации, чистота поверхности отливок (пригар), объемная усадка (склонность к образованию усадочных раковин и рыхлости), линейная усадка (склонность к образованию трещин) – ухудшаются с повышением содержания углерода. Поэтому для литья используют обычно стали с содержанием углерода до 0,4%. Но в этом случае литейные свойства стали невысокие: имеется склонность к образованию раковин, трещин, плохая жидкотекучесть, большой пригар.

Структура стали характеризует ее свойства, а следовательно, и область применения.

Доэвтектоидные стали являются конструкционным материалом, применяемым для изготовления большой номенклатуры деталей машин.

Стали, содержащие более 0,7% углерода, используются в основном как инструментальные. Высокоуглеродистые ($C > 1\%$) стали повышенной стойкости и износостойкости, применяют для изготовления режущего инструмента; стали с меньшим содержанием углерода, обладающие одновременно достаточной вязкостью, используют для изготовления инструмента, работающего с ударными нагрузками.

Порядок выполнения работы

В настоящей работе студенты изучают структуры углеродистых сталей в равновесном состоянии и устанавливают связь между структурой и диаграммой Fe-Fe₃C. Для выполнения работы студенту предоставляется коллекция шлифов различных углеродистых сталей.

Студент должен:

- исследовать под микроскопом шлифы и указать, к какому виду сталей относится каждый образец;
- определить по структуре процентное содержание углерода;
- определить марку стали и указать механические свойства, приведенные в табл. 1;
- записать полученные данные в табл. 2;
- составить отчет о данной работе.

При составлении отчета необходимо начертить часть диаграммы Fe-Fe₃C, которая относится к области сталей, и зарисовать все просмотренные структуры сталей с указанием названия структурных составляющих и марки сталей.

Таблица 2

Записи анализа сталей

№ образца	Содержание структурных составляющих			Содержание С	Предел прочности при разрыве	Твердость	Ударная вязкость
	феррит	перлит	цементит	%	МПа	МПа	Нм/см ²

Контрольные вопросы

1. Структурные составляющие железоуглеродистых сталей.
2. Как классифицируют стали по структуре в отожженном состоянии?
3. Как определяют содержание углерода в стали по микроструктуре?
4. Классификация углеродистых сталей по назначению и способу производства.
5. Каково влияние углерода на структуру и свойства сталей?
6. Что такое аустенит?
7. Что такое феррит?
8. Что такое цементит?
9. Что такое перлит?
10. Какую кристаллическую решетку имеет гамма-железо?
11. Какую кристаллическую решетку имеет альфа-железо?
12. Диаграмма состояния Fe-Fe₃C (анализировать участок с перитктикой).
13. Диаграмма состояния Fe-Fe₃C (анализ стального участка).
14. Диаграмма состояния Fe-Fe₃C (анализ чугуна участка).
15. Классификация, маркировка, применение углеродистых сталей.
16. Влияние постоянных примесей на структуру и свойства сплавов (углерод, кремний, марганец).
17. Влияние постоянных примесей на структуру и свойства сплавов (фосфор, сера, водород, азот, кислород).
18. Укажите структуру Стали 08кп в равновесном состоянии.
19. Укажите структуру Стали 30 в равновесном состоянии.
20. Укажите структуру Стали 45 в равновесном состоянии.
21. Укажите структуру Стали 80 в равновесном состоянии.
22. Укажите структуру стали У8А в равновесном состоянии.
23. Укажите структуру Стали 10 в равновесном состоянии.
24. Укажите структуру стали У10А в равновесном состоянии.
25. По каким признакам производят классификацию углеродистых сталей?
26. К какой группе по качеству относится сталь Ст3?
27. К какой группе по качеству относится Сталь 45?
28. К какой группе по качеству относится сталь У10?
29. К какой группе по качеству относится сталь У10А?
30. К какой группе по назначению относится Сталь 05?

31. К какой группе по назначению относится сталь СтЗкп?
32. К какой группе по назначению относится сталь У8А?
33. К какому виду относят конструкционную Сталь 08кп?
34. К какому виду относят конструкционную Сталь20?
35. К какому виду относят конструкционную Сталь35?
36. К какому виду относят конструкционную Сталь60?
37. На что указывает цифра в стали Ст5кп?
38. На что указывает буквы кп в стали Сткп?
39. Что обозначает буквы пс в марке стали БСтЗпс?
40. Что обозначает буква Б в марке стали БСтЗпс?
41. Что обозначает буква В в марке стали ВСт5?
42. Сколько углерода в стали?
43. Сколько углерода в Стали 08кп?
44. Сколько углерода в Стали30?
45. Сколько углерода в стали У8А?
46. Сколько углерода в Стали80?
47. В какой из перечисленных сталей наименьшее количество углерода - Сталь05, Ст5кп, Сталь20, У10, У8А, Стали80?
48. Какую из деталей целесообразнее изготовить из Стали45?
49. Какую из деталей целесообразнее изготовить из Стали55?
50. Какую из деталей целесообразнее изготовить из стали У10?
51. Какая из сталей (Сталь35 и У10) прочнее в равновесном состоянии?

Лабораторная работа № 2

ЗАКАЛКА СТАЛИ

Цель работы: практическое ознакомление с операциями термической обработки; изучение влияния режимов термической обработки на свойства и структуру конструкционной и инструментальной сталей.

Материалы и оборудование: коллекция нетравленных и травленных микрошлифов различных марок углеродистых сталей; приборы Бринеля и Роквелла для определения твердости, микротвердомер 402 MVD для определения микротвердости, металлографический комплекс, включающий оптический микроскоп МИ-1, цифровую камеру Nikon Colorpix-4300 с фотоадаптером; травитель (4%-ный раствор HNO_3 в спирте).

Теоретическая часть

Закалкой стали называют термическую операцию нагрева стали до температуры выше критической точки A_{c1} или A_{c3} с последующим быстрым охлаждением, обеспечивающим получение неравновесной структуры – в основе мартенситной. Назначение закалки – получение высокой твердости, прочности и износоустойчивости.

На получение оптимальной структуры после закалки и формирование конечных свойств, получаемых при отпуске закаленной стали, влияет правильный выбор температуры и времени выдержки при нагреве под закалку.

В зависимости от температуры нагрева различают полную и неполную закалку стали.

Полной закалкой называют закалку с нагревом до температур однофазной аустенитной области.

Неполной закалкой называют закалку с нагревом до межкритических температур (A_{c1} – A_{c3}), при которых сохраняется избыточная фаза – феррит или вторичный цементит.

Дозвтектоидные стали подвергают полной закалке: оптимальной температурой нагрева является температура, превышающая критическую точку A_{c3} на 30–50°C (рис. 1). При таком нагреве исходная феррито-перлитная структура превращается в аустенит, а после охлаждения со скоростью больше критической образуется структура мартенсита.

При нагреве дозвтектоидной стали до температуры выше A_{c1} , но

ниже A_{c3} в структуре наряду с аустенитом останется часть непревращенного феррита, который приводит при закалке к образованию мартенситно-ферритной структуры (рис. 2). Феррит, имеющий низкую твердость, понижает общую твердость закаленной стали и ухудшает ее механические свойства после отпуска.

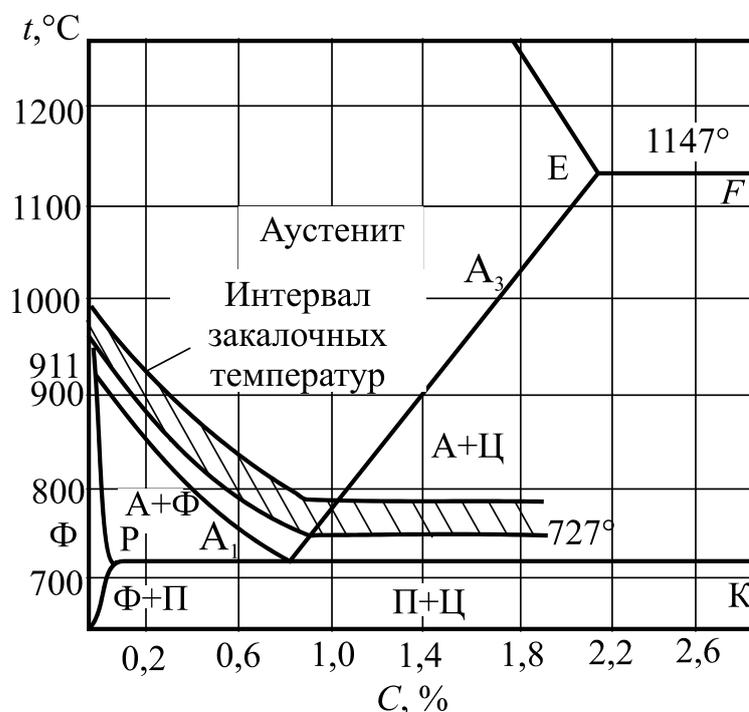


Рис. 1. Оптимальный интервал закалочных температур углеродистой стали



Рис. 2. Феррит + мартенсит доэвтектоидная сталь (неполная закалка)

При нагреве доэвтектоидной стали до температур больших, чем на 30–50°С выше A_{c3} будет происходить рост зерна аустенита и соответственный

рост зерна после охлаждения (рис. 3), что ухудшает свойства стали.

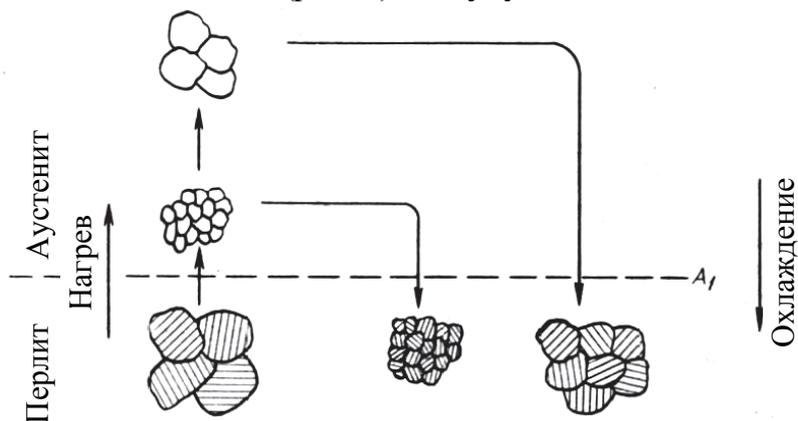


Рис. 3. Схемы образования аустенита, перлита, мартенсита

Для заэвтектоидных сталей оптимальная температура закалки наоборот лежит в интервале между $A_{с1}$ и $A_{с3}$ и теоретически является неполной.

При таком нагреве исходная структура – перлит и цементит – не будут полностью превращаться в аустенит, часть вторичного цементита остается нерастворенной. После охлаждения со скоростью выше критической аустенит превратится в мартенсит. Структура закаленной стали будет состоять из мартенсита и цементита (рис. 4). Наличие в структуре избыточного цементита повышает твердость, а, следовательно, и износостойкость стали.

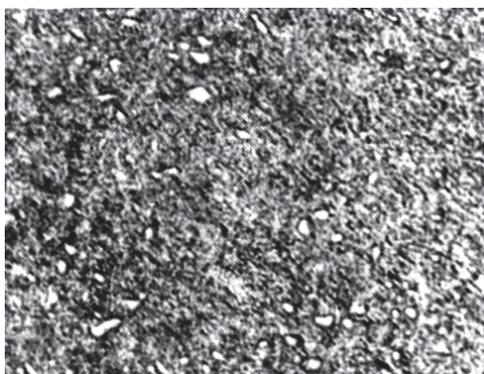


Рис. 4. Мартенсит + цементит заэвтектоидная сталь (неполная закалка)

Нагрев под закалку производится в печах периодического и непрерывного действия, чаще – электрических или работающих на газообразном (жидком) топливе. Широко применяются печи-ванны, в которых изделие нагревается в расплавленных солях, например, в 100% $BaCl_2$ или 78% $BaCl_2$ и 22% $NaCl$, или в сильвините (естественный ми-

нерал, состоящий из NaCl + KCl), реже – в металлах (обычно в свинце).

Общая продолжительность нагрева, т. е. общее время $t_{\text{общ}}$ пребывания деталей в нагревающей среде, состоит из времени $t_{\text{н}}$ нагрева до заданной температуры и времени $t_{\text{в}}$ выдержки при этой температуре:

$$t_{\text{общ}} = t_{\text{н}} + t_{\text{в}}.$$

Скорость нагрева зависит от химического состава стали, размера и формы обрабатываемых деталей, характера расположения изделий в печи, типа нагревательного устройства, температуры нагрева и т. д.

При термической обработки в печах возможны *три способа нагрева*:

– детали загружают в холодную или разогретую до невысокой температуры печь и нагревают до заданной температуры, при этом время нагрева достаточно большое, но разность температур по сечению небольшая. Этот способ применяют при нагреве деталей сложной формы и изготовленных из высоколегированных сталей;

– детали загружают в печь, имеющую постоянную заданную температуру; время нагрева меньше, чем при первом способе, но разность температур по сечению больше. Этот способ самый распространенный;

– детали загружают в печь, имеющую температуру выше заданной. По мере нагрева деталей температура печи снижается до заданной. При этом способе скорость нагрева, разность температур и возникающие внутренние напряжения наибольшие. Этот способ является способом форсированного нагрева.

Время нагрева зависит от расположения деталей в печи и от их взаимного расположения. Детали нагреваются быстрее при всестороннем подводе тепла, самый медленный нагрев – при расположении нескольких деталей вплотную (продолжительность нагрева увеличивается в четыре раза). Это отражено в примерных нормах нагрева деталей (табл. 1).

Таблица 1

Примерные нормы нагрева деталей диаметром (толщиной) более 3 мм при нагреве для закалки 750-900°C

Агрегат	Время нагрева на 1мм диаметра или наименьшей толщины для сталей, с	
	Углеродистые и низколегированные стали	Легированные стали
Электрическая печь	50–80	70–90
Соляная ванна	20–25	25–30
Свинцовая ванна	6–8	8–10

При достижении заданной температуры нагрева проводят выдержку для полного прогрева изделия по сечению, завершения всех фазовых превращений и выравнивания состава аустенита по сечению.

Время выдержки, так же как и температура нагрева, зависят от химического состава стали, формы и размеров изделия. Чем выше температура нагрева, тем меньше требуется времени для полного прогрева детали и гомогенизации аустенита. Время выдержки при заданной температуре может быть принято равным 3 мин для углеродистых сталей и 5–6 мин для легированных сталей.

В процессе нагрева деталей в печах металл взаимодействует с атмосферой печи. Результатом такого взаимодействия являются:

- окисление, ведущее к образованию окалины на поверхности нагреваемого металла;

- обезуглероживание – частичное или полное выгорание углерода в поверхностных слоях стали.

Окисление приводит к потерям металла, усложняет обработку деталей, затрудняет получение высокой и равномерной твердости. Потери металла при нагреве составляют 3% массы обрабатываемых деталей.

В обезуглероженном слое появляются «мягкие пятна» и возникают растягивающие напряжения, что снижает прочность, износостойкость и предел выносливости, т. е. снижает срок службы деталей.

Для предохранения поверхности деталей от окисления и обезуглероживания в рабочее пространство печи искусственно вводят защитную газовую среду, называемую контролируемой атмосферой.

Для предупреждения обезуглероживания используют продукты диссоциации аммиака или частичного их сжигания ($H_2 - H_2O - N_2$) или генераторный газ ($CO - CO_2 - N_2$), осушенный и предварительно очищаемый от CO_2 .

Для защиты от окисления могут применять инертные газы – аргон, неон, азот. Предохранение деталей от окисления и обезуглероживания осуществляется также нагревом в хорошо раскисленных расплавленных солях.

В последнее время получает распространение нагрев с применением защитных покрытий – стекловидных эмалей. Для таких покрытий применяют механические смеси тонких порошков стекол с огнеупорными наполнителями. В процессе нагрева происходит плавление легкоплавких, а затем тугоплавких составляющих смеси, и тем самым обеспечивается получение стекловидной расплавленной пленки, изолирующей металл от печной атмосферы.

Наиболее ответственной операцией при закалке является охлаждение, цель которой – в большинстве случаев получение мартенситной структуры.

Мартенситом называется пересыщенный раствор углерода в альфа железе – α -Fe с тетрагональной объемноцентрированной кристаллической решеткой (рис. 5).

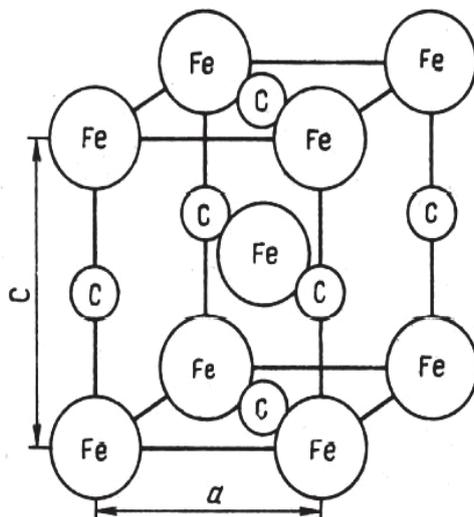


Рис. 5. ОЦК решетка мартенсита

Превращение аустенита в мартенсит бездиффузионное, поэтому содержание углерода в мартенсите такое же, как и в исходном аустените. Твердость мартенсита зависит от содержания в нем углерода (рис. 6).

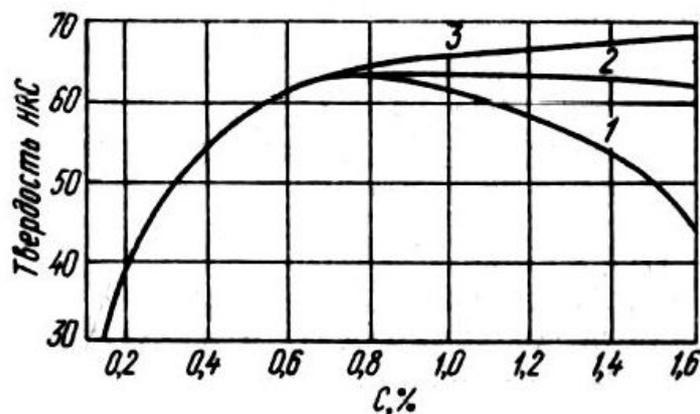


Рис. 6. Изменение твердости закаленной стали в зависимости от содержания углерода и температуры закалки:
 1 – нагрев выше A_{c3} ; 2 – твердость мартенсита; 3 – нагрев выше A_{c1} (770°C)

Для превращения аустенита в мартенсит скорость охлаждения должна быть больше критической скорости $v_{кр}$ (рис. 7).

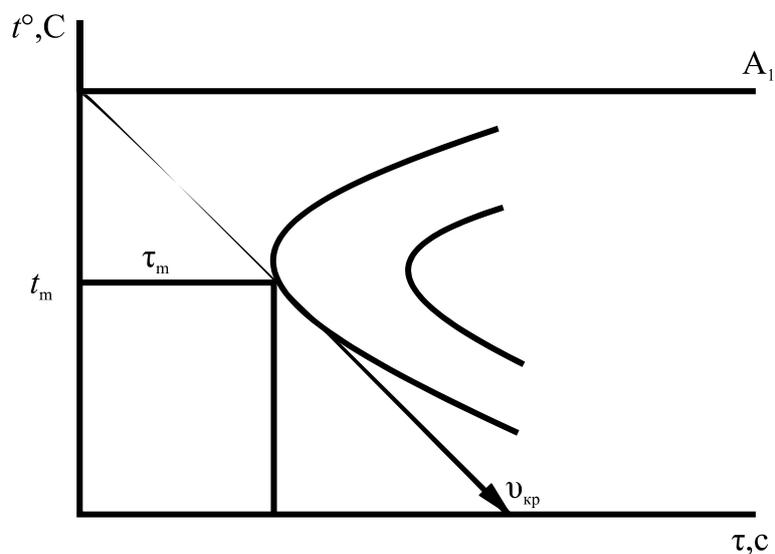


Рис. 7. Определение критической скорости закалки по диаграмме изотермических превращений

Критической скоростью закалки называется наименьшая скорость охлаждения, при которой весь аустенит переохлаждается до мартенситного превращения.

Микроструктура мартенсита приведена на рис. 8.

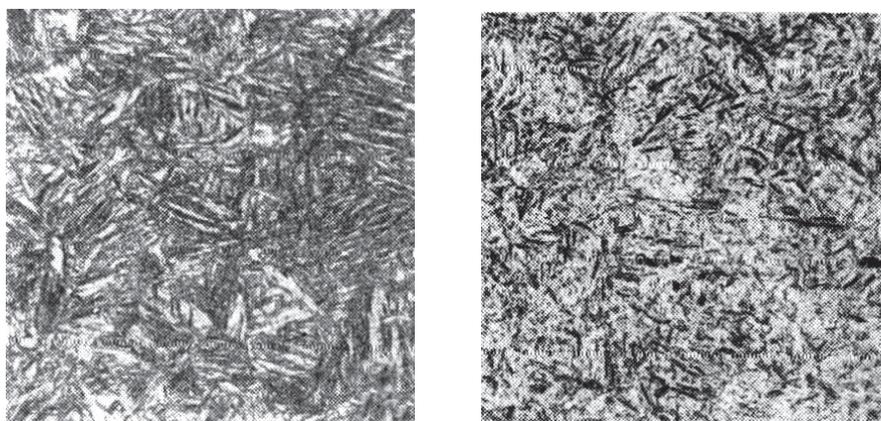


Рис. 8. Структура мартенсита в сталях массового назначения:
a – крупноигльчатый; *b* – мелкоигльчатый

Мартенсит в стали, содержащей 0,1% С, имеет твердость HRC примерно 30. При 0,7% С твердость мартенсита достигает максимального значения (HRC 64) и при дальнейшем увеличении содержания углерода она существенно не увеличивается.

Если скорость охлаждения будет меньше $v_{кр}$, аустенит распадается на феррито-цементитную смесь – бейнит, троостит, сорбит (рис. 9).

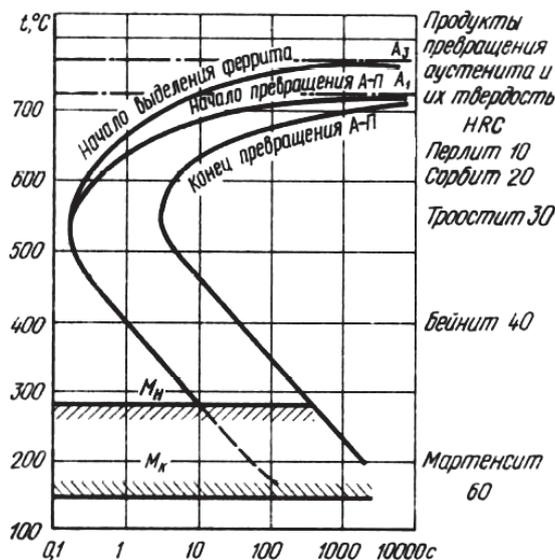


Рис. 9. Диаграмма изотермического распада аустенита доэвтектоидной стали (0,4% С)

Твердость зависит от химического состава стали.

Бейнит (игольчатый троостит) – высокодисперсная смесь феррита и цементита игольчатого строения (рис. 10). Имеет твердость НВ 4500–5500 МПа. Наряду с высокой твердостью обладает некоторой вязкостью.

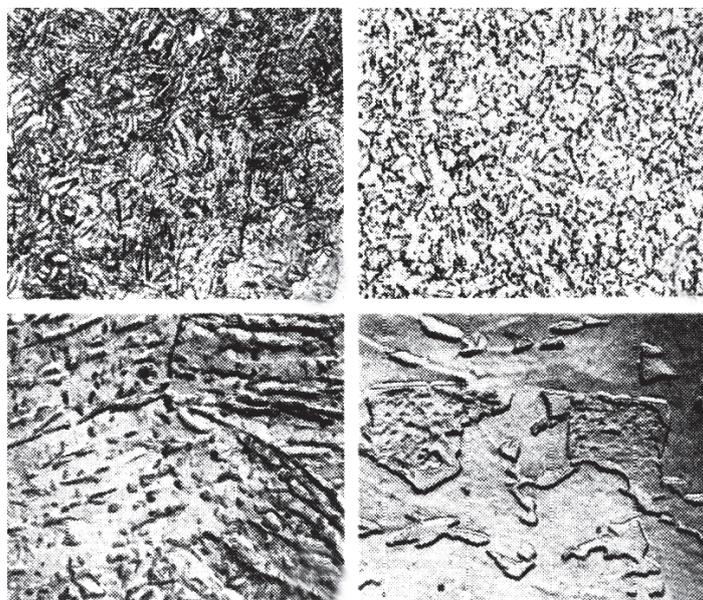


Рис. 10. Структура бейнита: а, б – верхний бейнит; в, з – нижний бейнит (а, в – $\times 500$; б, з – электронный микроскоп $\times 3000$)

Троостит представляет собой высокодисперсную смесь феррита и цементита (рис. 11). Троостит закалки имеет пластинчатое строение и твердость НВ 3500–4500 МПа. Обладает вязкостью с высоким пределом пропорциональности.

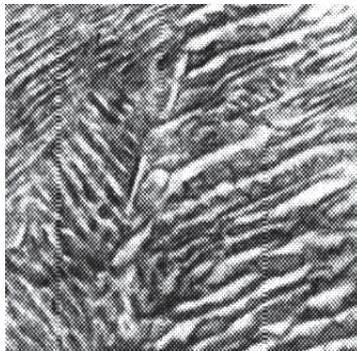


Рис. 11. Троостит ($\times 16000$), распад при $T = 600^{\circ}\text{C}$

Сорбит – механическая смесь феррита и цементита, но более грубого строения, чем троостит. Частицы цементита в сорбите различимы под микроскопом при увеличении в 500 раз (рис. 12). Для сравнения на рис. 13 приведена микроструктура перлита.

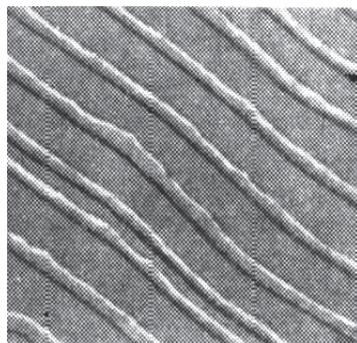


Рис. 12. Сорбит ($\times 7500$), распад при $T = 650^{\circ}\text{C}$

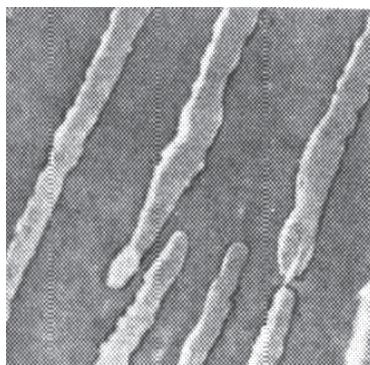


Рис. 13. Перлит ($\times 7500$), распад при $T = 700^{\circ}\text{C}$

Мартенситное превращение реализуется в интервале температур $M_n - M_k$. Температуры начала M_n и конца M_k мартенситного превращения зависят от содержания углерода в аустените стали (рис. 14).

При содержании в стали углерода больше 0,6% температура конца мартенситных превращений снижается в область отрицательных температур, поэтому при охлаждении этих сталей до комнатных температур со скоростью больше критической в них остается повышенное количество остаточного аустенита (рис. 15).

Скорость охлаждения не влияет на положение температур начала и конца мартенситного превращения. Однако скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения (точек M_n и M_k) влияет на количество остаточного аустенита. Немного ниже точки M_n более медленное охлаждение вызывает большую степень превращения.

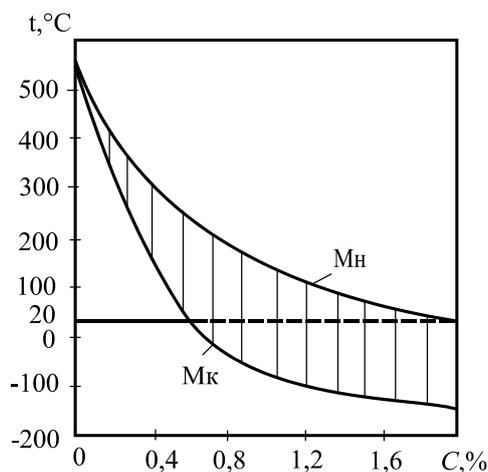


Рис. 14. Влияние содержания углерода на понижение мартенситных температур – точек M_n и M_k

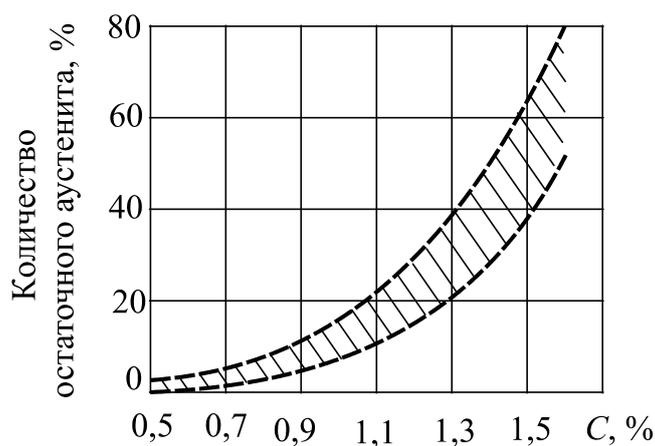


Рис. 15. Влияние содержания углерода на количество остаточного аустенита в закаленной стали

Величина критической скорости закалки неодинакова для разных сталей и зависит от устойчивости аустенита. Чем больше его устойчивость, а, следовательно, чем больше смещены вправо линии превращений на диаграмме изотермического распада аустенита, тем меньше критическая скорость закалки.

Факторы, повышающие скорость закалки

Легирующие элементы (Mo, Ni, Cr, Mn и др.), находящиеся в твердом растворе, обычно увеличивают устойчивость аустенита и понижают критическую скорость закалки. Исключение составляет кобальт, который уменьшает устойчивость аустенита, увеличивая при этом критическую скорость закалки.

Если элементы находятся в виде различных соединений (карбиды, интерметаллиды), то они могут создавать дополнительные центры кристаллизации и уменьшать устойчивость аустенита, а, следовательно, повышать критическую скорость закалки.

В углеродистой стали наиболее низкую критическую скорость закалки имеет эвтектоидная сталь. Понижение содержания углерода, по сравнению с эвтектоидным составом, приводит к повышению критической скорости закалки. В заэвтектоидной стали с повышением содержания углерода при охлаждении с межкритического интервала критическая скорость закалки также повышается.

Например, раскисление только кремнием и марганцем повышает устойчивость аустенита, а раскисление титаном и алюминием, образующим дисперсные частицы оксидов и нитридов, может уменьшать устойчивость аустенита. В первом случае критическая скорость закалки меньше, чем во втором.

Механизм охлаждения стали в жидкости заключается в следующем:

– в первый момент охлаждения образуется тонкая пленка перегретого пара, которая является плохим проводником тепла и снижает скорость охлаждения. Первый этап относительного медленного охлаждения называется стадией пленочного кипения;

– когда количество теплоты, отнимаемой жидкостью, больше количества теплоты, излучаемой нагретым телом, пленка разрывается и дальнейшее охлаждение происходит парообразованием на поверхности металла (стадия пузырьчатого кипения);

– поскольку на парообразование расходуется большое количество теплоты, то поверхность изделия охлаждается очень интенсивно и температура ее быстро падает. Когда температура поверхности

достигает температуры кипения жидкости, охлаждение происходит теплоотдачей и значительно замедляется (стадия конвективного теплообмена).

В качестве охлаждающих сред применяют воду, водные и другие масла, расплавленные соли и металлы, и в ряде случаев – воздух (табл. 2).

Таблица 2

**Охлаждающая способность различных закалочных сред
в интервалах температур перлитного превращения и около
мартенситной точки стали**

Охлаждающая среда	Скорость охлаждения, град/с в интервале температур °С	
	650–450	300–200
Вода при 18°С	600	270
Вода при 28°С	500	270
Вода при 50°С	100	270
Вода при 74°С	30	20
Вода+10% едкого натра при 18°С	1200	300
Вода+10% поваренной соли при 18°С	1100	300
Вода+10% серной кислоты при 18°С	750	300
Вода мыльная при 18°С	30	200
Вода дистиллированная	250	300
Эмульсия масла в воде	70	200
Машинное масло	150	30
Керосин	160–180	40–60
Медные плиты	60	20
Железные плиты	35	15
Спокойный воздух	18	–

В качестве охлаждающей среды при закалке углеродистых сталей, содержащих больше 0,3% углерода применяется вода.

Углеродистые стали, содержащие меньше 0,3% углерода, фактически не закаливаются, т. к. при охлаждении в любой реальной среде нельзя получить скорость охлаждения больше критической, поэтому аустенит частично или полностью будет распадаться на ферритоцементитную смесь. Только в малых сечениях деталей из малоуглеродистых сталей, содержащих меньше 0,3% углерода можно получить закаленную структуру (мартенсит).

Положительным свойством воды является быстрое охлаждение в районе наименьшей устойчивости аустенита (600–500°С). Основные недостатки воды – большая скорость охлаждения в районе мартенситного превращения (300–200°С) и резкое снижение охлаждающей спо-

способности с повышением температуры воды. В тоже время она неизменна в мартенситной области. Поэтому при закалке значительного количества металла в ванне с неподвижной водой охлаждающая способность ее с течением времени ухудшается.

Большое значение имеет относительное движение изделия и охлаждающей жидкости. Чем больше относительная скорость движения детали охлаждающей жидкости, тем легче разрывается пленка и быстрее охлаждается деталь.

Охлаждающую способность воды при температуре 650–450°С можно изменять в широких пределах, вводя различные добавки. Однако в области мартенситного превращения она во всех случаях остается высокой. Для повышения охлаждающей способности в воду вводят поваренную соль NaCl, едкий натр NaOH и др. Они уменьшают возможность образования паровой пленки и способствуют более быстрому ее разрушению. Процесс кипения происходит более равномерно, чем в воде без добавок. С повышением температуры воды с добавками скорость охлаждения снижается менее интенсивно.

Масло как охлаждающая среда применяется при закалке легированных сталей. Масло в районе наименьшей устойчивости аустенита охлаждает примерно в 3 раза, а в районе мартенситных превращений в 10–15 раз медленнее, чем вода. Это основное его преимущество. Закаливающая способность масла слабо меняется с повышением его температуры. Основным недостатком масла является малая скорость охлаждения в районе температур наименьшей устойчивости аустенита, что не позволяет применять масло в качестве закалочной среды при закалке средне- и высокоуглеродистых сталей, т. к. для этих сталей оно не обеспечивает скорость охлаждения больше критической. К недостаткам масла как закалочной среды также относятся: огнеопасность (при нагреве выше 250–300°С оно может загореться); постепенное загустение (вызывает снижение закаливающей способности) и пригорание масла на детали.

Таким образом, все применяемые реальные охлаждающие среды не могут полностью удовлетворить требования, предъявляемые к идеальному охладителю. В зависимости от состава стали, формы и размеров детали и требуемых в термически обработанной детали свойств следует выбирать оптимальный способ закалки, наиболее просто осуществляемый и одновременно обеспечивающий нужные свойства. Чем сложнее форма термически обрабатываемой детали, тем тщательнее следует выбирать условия охлаждения, потому что чем сложнее деталь, тем большие внутренние напряжения возникают в ней при охлаждении.

Чем больше углерода содержит сталь, тем больше объемные изменения при превращении, тем при более низкой температуре происходит превращение аустенита в мартенсит; больше опасность возникновения деформаций, трещин, напряжений и других закалочных пороков; тщательнее следует выбирать условия закалочного охлаждения для такой стали.

Основные способы закалки:

– *закалка в одном охладителе* (рис. 16, режим 2) - наиболее простой способ. Для закалки мелких деталей сечением до 5 мм из углеродистых сталей и деталей из легированных сталей применяют масло. Для более крупных, но простых по форме деталей из углеродистой стали в качестве закалывающей среды применяют воду или водные растворы солей и щелочей. В качестве закалочных сред при этом способе рекомендуются: в инструментальном производстве 5–15%-ный раствор NaCl в воде; для изделий сложной формы, склонных к короблению и трещинообразованию – 40–50%-ный раствор NaOH в воде. Эти растворы обеспечивают скорость охлаждения при температурах 650–450°C до 1400°/с; при температурах 300–200°C скорость их охлаждения приближается к скорости охлаждения в масле.

Для крупных изделий сложной формы, изготовленных из легированных сталей с большой устойчивостью аустенита, типичными закалочными средами являются чистые минеральные масла или их смеси.

– *прерывистая закалка в двух средах* (рис. 16, режим 3) этот метод заключается в предварительном охлаждении детали в быстро охлаждающей среде (например, в воде) до температуры 300°C с последующим охлаждением в более мягкой среде (например, в масле). При закалке в масле крупных изделий целесообразно производить также прерывистое охлаждение с окончательным охлаждением на воздухе.

Прерывистая закалка в двух средах обеспечивает приближение к оптимальному режиму охлаждения 1 (рис. 16). Недостатком ее является трудность установления момента переноса изделия из одной среды в другую для разностенных изделий. Этот способ требует от термиста высокой квалификации.

– *ступенчатая закалка* (рис. 16, режим 4). При этом способе деталь, после нагрева переносят в расплавы солей, имеющие температуру немногим более высокую, чем температура начала мартенситного превращения (точка Mn) для данной стали. После выдержки при данной температуре в течение времени необходимого для выравнивания температуры по всему сечению, деталь вынимают из соляной ванны и охлаждают на воздухе.

Мартенситное превращение в этом случае происходит на воздухе.

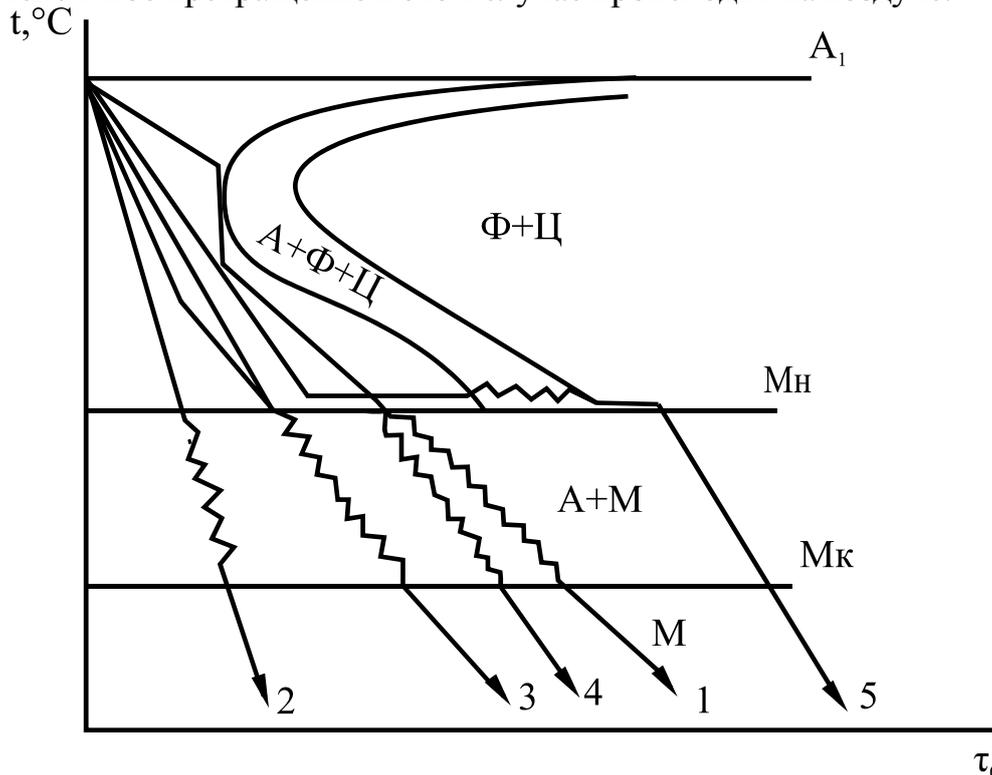


Рис. 16. Схема охлаждения при различных способах закалки:
 1 — идеальный режим охлаждения; 2 — непрерывная закалка в одном охладителе;
 3 — прерывистая закалка в двух средах; 4 — ступенчатая закалка;
 5 — изотермическая закалка

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой закалке применяют смеси легкоплавких солей, например: смесь, состоящую из 55% азотнокислого калия (KNO_3) и 45% азотисто-кислого натрия ($NaNO_3$) — температура плавления $137^\circ C$; смесь, состоящую из 75% едкого калия (KOH) и 25% едкого натрия ($NaOH$) — температура плавления $150^\circ C$ и др.

По сравнению с обычной закалкой в одной среде при ступенчатой закалке возникают значительно меньшие внутренние напряжения, уменьшается коробление и возможность возникновения трещин. Используя возникающий при распаде аустенита в мартенсит эффект «сверхпластичности», в это время производят правку (рихтовку) изделий. Применение ступенчатой закалки ограничивается размерами деталей: до 10–12 мм для деталей из углеродистой стали и до 20–30 мм для деталей из легированных сталей.

—изотермическая закалка (рис. 16, режим 5). Отличием этого вида закалки от ступенчатой является длительность выдержки

выше точки Мн в нижней части области промежуточного превращения. Время выдержки должно быть достаточным для превращения аустенита в нижний бейнит. При промежуточном превращении легированных сталей наряду с бейнитом сохраняется остаточный аустенит (10–20%). Такая структура обеспечивает высокую прочность, пластичность и вязкость стали, т. е. ее высокую конструкционную прочность.

Значительно снижается деформация изделий вследствие ликвидации термических напряжений. Фазовые (структурные напряжения) также уменьшаются в связи с тем, что превращение аустенита в бейнит происходят постепенно, в течение длительного времени. Изотермической закалке на бейнит подвергают обычно среднеуглеродистые легированные стали, от которых требуется повышенная вязкость (ударно-режущий инструмент).

Средой для охлаждения при изотермической закалке обычно являются расплавленные соли и щелочи разных составов. Охлаждение в расплавах щелочей, если предварительно детали нагревались в жидких солях, позволяет получить чистую поверхность светло-серого цвета. Такой способ закалки называется «светлой закалкой».

–*закалка с самоотпуском* применяется для инструментов типа зубил, пуансонов, у которых рабочая часть должна иметь высокую твердость, а нерабочая – более низкую. Эту закалку выполняют двумя способами: сначала охлаждают только рабочую часть инструмента, затем производят отпуск ее по цветам побежалости, после достижения требуемого цвета побежалости инструмент полностью охлаждают в воде; изделие полностью охлаждают, затем нагревают нерабочую часть в соляной или в песочной ванне.

За счет теплопроводности происходит нагрев рабочей части. Когда цвет побежалости на ней достигнет заданного, весь инструмент быстро охлаждают. Твердость постепенно снижается от рабочей к нерабочей части.

–*струйчатая закалка* заключается в охлаждении рабочей части изделия интенсивной струей воды. Ее применяют в том случае, когда требуется закалить часть детали.

Как уже указывалось, в закаленной стали, особенно содержащей более 0,6% С, всегда присутствует остаточный аустенит. Аустенит понижает твердость, износостойкость и нередко приводит к изменению размеров деталей, работающих при низких температурах, в результате самопроизвольного превращения аустени-

та в мартенсит.

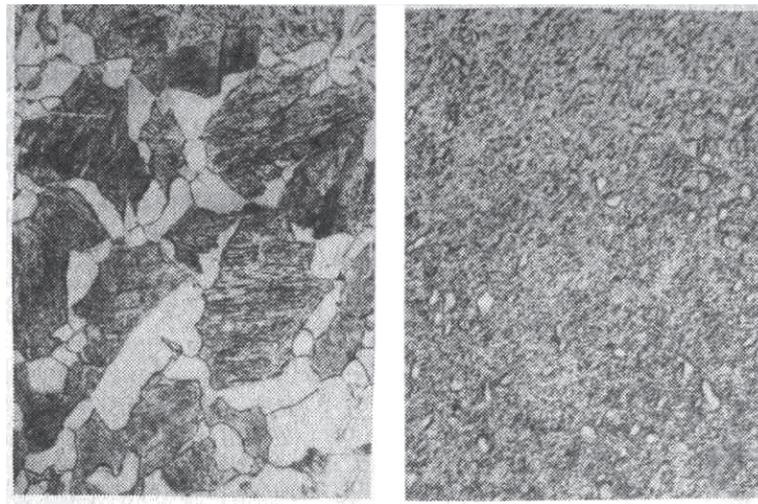


Рис. 17. Микроструктура закаленной стали:
а – доэвтектоидная сталь, неполная закалка;
б – заэвтектоидная сталь, правильная закалка

Под *прокаливаемостью* подразумевают глубину проникновения закаленной зоны.

Несквозная прокаливаемость объясняется тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее – в сердцевине. При закалке скорость охлаждения распределяется по сечению так, как это показано на рис. 18, а, пунктирной линией; у поверхности скорость охлаждения максимальная, в центре – минимальная. Если критическая скорость закалки равна величине, показанной на этой схеме горизонтальной пунктирной линией, то деталь не прокаливается насквозь, и глубина закалки будет равна заштрихованному слою.

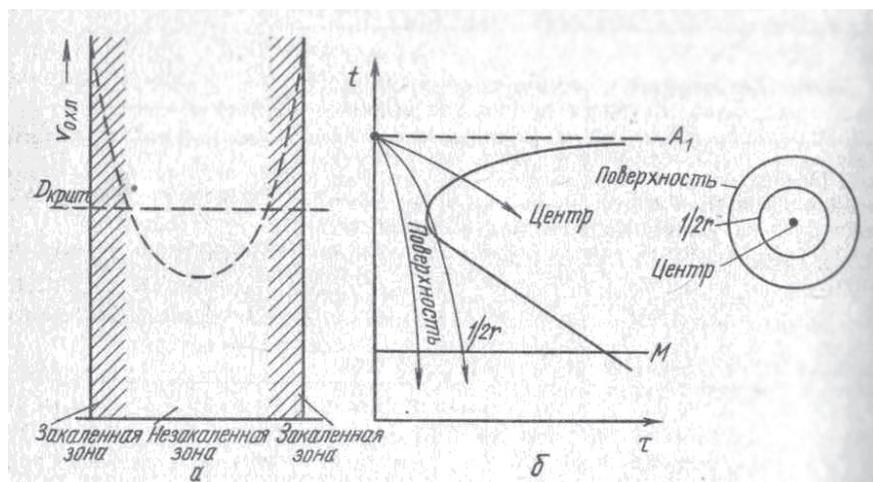


Рис. 18. Схемы, показывающие различную скорость охлаждения по сечению и в связи с этим несквозную прокаливаемость

Очевидно, с уменьшением критической скорости закалки увеличивается и глубина закаленного слоя, и если v_k будет меньше скорости охлаждения в центре, то это сечение закалится насквозь. Если сечение велико и скорость охлаждения на поверхности меньше v_k , то при данном способе закалки сталь не закалится даже на поверхности.

Следовательно, чем меньше v_k , тем глубже прокаливаемость. Прокаливаемость, как и v_k , тесно связана со скоростью превращения аустенита в перлит и, следовательно, с расположением кривой начала превращения на C -диаграмме.

Предположим, что имеем цилиндрическую деталь. Кривые охлаждения центра, поверхности и сечения, расположенного на половине радиуса от поверхности, наложенные на C -диаграмму, показаны на рис. 18, б. Для данной стали при данных условиях охлаждения на поверхности получится мартенситная структура, в центре – перлитная, на расстоянии половины радиуса получится мартенсит + тростит.

Если C -кривая располагается правее, чем показано на рис. 18, б, вследствие большей устойчивости переохлажденного аустенита, то, очевидно прокаливаемость увеличится.

Следовательно, чем медленнее происходит превращение аустенита в перлит, чем правее расположены линии на диаграмме изотермического распада аустенита, тем глубже прокаливаемость.

Для практической оценки прокаливаемости пользуются величиной, которая называется критическим диаметром.

Критический диаметр – это максимальный диаметр цилиндрического прутка, который прокаливается насквозь в данном охладителе. Следовательно, для данной стали каждой закалочной среде соответствует свой критический диаметр. Очевидно, чем интенсивнее охлаждает закалочная среда, тем больше величина критического диаметра.

Наиболее удобный и простой метод определения прокаливаемости и экспериментального определения «идеального» критического диаметра – метод торцевой закалки.

Схема охлаждения при определении прокаливаемости методом торцевой закалки показана на рис. 19. Только при таком охлаждении нижний торец охлаждается с максимальной скоростью, и скорость охлаждения убывает по мере удаления от торца. Измерив после закалки твердость на поверхности по длине образца и представив полученные результаты графически, у глубоко прокаливаю-

щейся стали получим плавное снижение твердости (кривая 2 на рис. 20), а у неглубоко прокаливающейся стали (кривая 1, на рис. 20) – резкое уменьшение твердости.

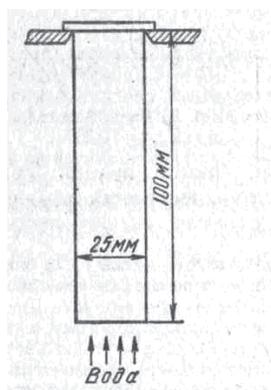


Рис. 19. Схема закали образца при испытании на прокаливаемость методом торцевой закали

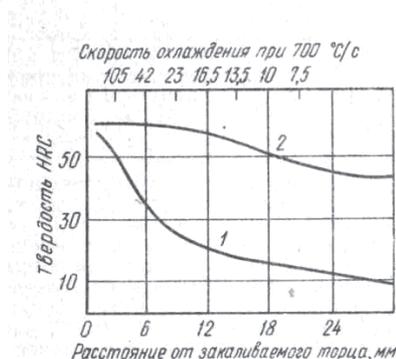


Рис. 20. Твердость по длине образца после торцевой закали:
1 – неглубоко прокаливающаяся сталь; 2 – глубоко прокаливающаяся сталь

Экспериментально установлено, какая скорость охлаждения получается в зависимости от расстояния от торца. Величина скорости охлаждения показана в верхней части диаграммы (рис. 20). Из диаграммы видно, что на расстоянии 6 мм от торца скорость охлаждения 42°C/с, на расстоянии 18 мм – 10°C/с и т. д.

Дефекты, возникающие при закатке

Неправильно проведенная закатка может вызвать различные дефекты. Наиболее распространенные из них: недостаточная твердость, мягкие пятна, повышенная хрупкость, обезуглероживание и окисление поверхности и, наконец, коробление, деформации и трещины.

Закалочные трещины являются результатом резкого охлаждения или нагрева вследствие возникающих при этом внутренних напряжений – как термических, так и структурных. Трещины – неисправимый брак. Для предупреждения их образования рекомендуется избегать при конструировании деталей резких переходов от толстых сечений к тонким, острых углов, резких выступов; обеспечивать медленное охлаждение в области мартенситного превращения.

Предотвращение деформации (изменение объема) и коробления (изменение внешней формы) обеспечивается медленным охлаждением в интервале мартенситного превращения. В этом случае необходимо применять ступенчатую и изотермическую закалки. Уменьшение коробления достигается также правильным способом погружения детали в охлаждающую жидкость, например, длинные стержневые детали необходимо охлаждать в вертикальном положении.

Повышенная хрупкость получается в том случае, если сталь была нагрета до температуры, намного выше критической или при оптимальной температуре была дана очень большая выдержка.

При перегреве происходит рост зерна аустенита, а после закалки образуется крупноигльчатый мартенсит, который характеризуется чрезмерной хрупкостью. Устраняют дефект отжигом и последующей закалкой с соблюдением заданного режима.

Недостаточная твердость закаленной детали объясняется недогревом (низкая температура в печи, недостаточная выдержка при правильной температуре в печи) или недостаточно интенсивным охлаждением. В первом случае мартенсит не обладает достаточной твердостью (не содержит достаточно углерода); во втором – не переохлаждается до мартенситного превращения, и структура полностью или частично состоит из продуктов перлитного распада аустенита (троостит, сорбит). Повышение температуры печи или увеличение выдержки в первом случае устраняет пониженную твердость закаленных деталей. Во втором случае следует применять более интенсивное охлаждение, т.е. во время закалки энергично перемещать деталь в закалочной жидкости или применять вместо простой воды соленую или подкисленную.

При наличии на поверхности детали окалины или загрязнения, соприкосновении деталей друг с другом в процессе охлаждения, неравномерном охлаждении, неоднородной структуре стали (полосчатость, скопления феррита), загрязнении стали неметаллическими включениями в некоторых зонах детали вместо мартенсита образуется троостит или сорбит и твердость детали получается неравномерной

(возникают мягкие пятна). Избежать этого дефекта можно путем выбора правильного способа охлаждения, проведения предварительной термической обработки и т. д.

Деформация, коробление и трещины являются следствием внутренних напряжений, причину возникновения которых мы рассмотрели раньше.

Медленное охлаждения при закалке в области мартенситного превращения – самый эффективный способ уменьшения напряжений и устранения дефектов этого вида. Мелкие детали, так же как и простые по форме, без острых углов и резких переходов, менее склонны к короблению. Поэтому при конструировании придание детали технологической формы является важным способом уменьшения этого вида дефекта. На рис. 21 приведены примеры правильного и неправильного конструирования деталей. Более сложные по форме детали целесообразно изготавливать из легированных закаливаемых в масле сталей, чем из углеродистых, закаливаемых в воде.

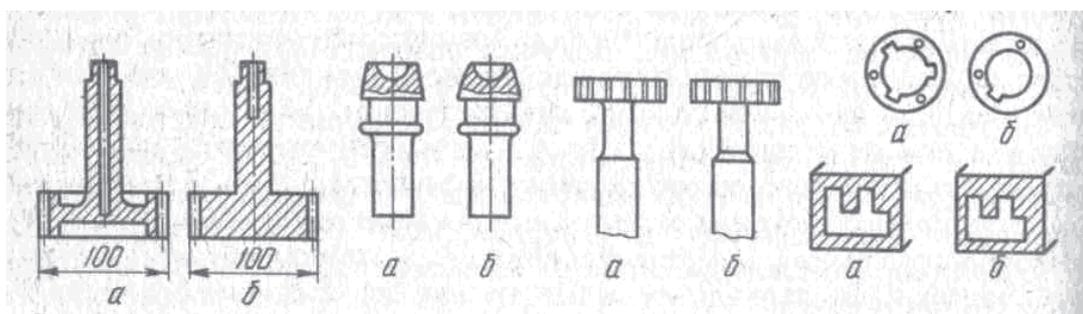


Рис. 21. Правильная (а) и неправильная (б) конструкции деталей

Недостаточная твердость закаленной детали может быть из-за недогрева (низкая температура в печи, недостаточная выдержка при правильной температуре в печи) или недостаточно интенсивного охлаждения. В первом случае мартенсит не обладает достаточной твердостью (не содержит достаточно углерода); во втором – не переохлаждается до мартенситного превращения, и структура полностью или частично состоит из продуктов перлитного распада аустенита (тростит, сорбит).

Повышение температуры печи или увеличение выдержки в первом случае устраняет пониженную твердость закаленных деталей. Во втором случае следует применять более интенсивное охлаждение, т. е. во время закалки энергично перемещать деталь в закалочной жидкости или применять вместо простой воды соленую или подкисленную.

Образование мягких пятен также является следствием недостаточного прогрева или недостаточного интенсивного охлаждения. Методы устранения такие же, как указаны выше.

Иногда мягкие пятна появляются из-за неоднородности исходной структуры, например скоплений феррита. В этих местах при нагреве до температуры закалки может сохраниться феррит или получиться аустенит с недостаточной концентрацией углерода. Естественно, что в этих местах даже при правильно проведенной закалке твердость недостаточная. Предварительная термическая обработка (нормализация), создающая более однородную структуру, устраняет этот дефект.

Повышенная хрупкость – дефект, обычно появляющийся в результате закалки от слишком высоких температур (более высоких, чем это требуется), при которых произошел значительный рост зерен аустенита. Дефект обнаруживается механическими испытаниями по излому или по микроструктуре. Устраняют дефект повторной закалкой от нормальных температур для данной стали.

Окисление и обезуглероживание поверхности часто происходит при нагреве в пламенных или электрических печах без контролируемой атмосферы. Поэтому дают припуск на шлифование, что удорожает и усложняет технологию изготовления термически обрабатываемых деталей. Контролируемая искусственная атмосфера в термических печах является радикальным способом устранения или уменьшения этого дефекта. Нагрев в солях также способствует уменьшению окисления и обезуглероживания.

Порядок выполнения работы

Для выполнения работы студентам предоставляются образцы различных марок углеродистых сталей (сталь 40, У8, У10), печи для нагрева образцов и баки с охлаждающими средами.

Измерить твердость образцов в исходном состоянии на приборе Бринелля шариком 10 мм при нагрузке 30000 Н, а после закалки - на приборе Роквелла алмазным конусом при нагрузке 1500 Н (шкала С). Перед определением твердости зачистить две параллельные стороны образца. Для построения кривых зависимости твердости от различных параметров, данные измерения твердости по Роквеллу перевести в единицы Бринелля. Для более интенсивного и равномерного охлаждения в закаливающей среде производить перемещение образцов.

Студент должен:

- нарисовать часть диаграммы Fe-Fe₃C и указать на ней температурные интервалы нагрева под закалку;
- измерить твердость образцов в исходном состоянии на приборе Бринелля;
- провести закалку образцов в воде с температурами нагрева 650°C, 750°C, 850°C;
- измерить твердость закаленных образцов на приборе Роквелла;
- по данным измерения твердости установить оптимальную температуру нагрева под закалку, обеспечивающую наибольшую твердость;
- определить влияние скорости охлаждения на твердость термически обработанной стали. Нагрев образцов производить до установленной оптимальной температуры, образцы охлаждать в воде, масле и на воздухе;
- по данным всей группы построить графики влияния содержания углерода на твердость закаленной стали, влияния температуры нагрева и скорости охлаждения при закалке на твердость стали. Скорость охлаждения в интервале температур 650–450°C равна: в воде 400°/с; в масле 50°/с; на воздухе 2°/с;
- произвести закалку ударного инструмента (зубило) по способу закалки с самоотпуском и измерить твердость по Роквеллу рабочей части, в центре и в хвостовой части инструмента.

Содержание отчета

При составлении отчета необходимо дать краткое описание теоретических основ процесса закалки стали, характеристику строения и свойств полученных структур, привести экспериментальные и графические данные, результаты измерений занести в табл. 3.

Таблица 3

Протокол исследования термической обработки стали

Номер образца	Твердость до термообработки		Температура нагрева, °C	Охлаждающая среда	Твердость после термообработки	
	НВ	HRC			HRC	НВ

Контрольные вопросы

1. Что такое термическая обработка (ТО)?
2. Какие процессы называют термической обработкой?

3. Какие факторы влияют на результаты термической обработки?
4. Закалка стали и ее назначение.
5. Основные способы закалки.
6. Температура нагрева под закалку и ее влияние на структуру и свойства закаленной стали.
7. Негативные факторы нагрева. Методы борьбы с ними.
8. Полная закалка.
9. Неполная закалка.
10. Выбор режима закалки.
11. Выбор времени выдержки.
12. Критическая скорость закалки. Выбор охлаждающих сред.
13. Критическая скорость охлаждения.
14. Охлаждающие среды.
15. Обработка холодом.
16. Структура закаленной стали и причина ее высокой твердости.
17. Мартенсит. Условия получения, микроструктура, твердость.
18. Бейнит. Условия получения, микроструктура, твердость.
19. Троостит. Условия получения, микроструктура, твердость.
20. Сорбит. Условия получения, микроструктура, твердость.
21. Аустенит. Условия получения, микроструктура, твердость.
22. Факторы влияющие на устойчивость аустенита и критическую скорость закалки.
23. Дефекты при закалке.
24. Характеристика Стали 40. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.
25. Характеристика Стали 50. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.
26. Характеристика Стали 60. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.
27. Характеристика Стали У7. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.
28. Характеристика Стали У8. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.
29. Характеристика Стали Сталь 85. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.
30. Характеристика Стали У10. Содержание углерода, температу-

ра закалки, структура до и после закалки.

31.Характеристика Стали У11. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.

32.Характеристика Стали У12. Содержание углерода, температура закалки, структура до и после закалки.

Лабораторная работа № 3

ОТПУСК, СТАРЕНИЕ

И ОБРАБОТКА ХОЛОДОМ СТАЛИ

Цель работы: практическое ознакомление с операцией термической обработки сталей – отпуском, изучение влияния различных видов отпуска на структуру и механические свойства закаленной стали.

Материалы и оборудование: коллекция образцов после закалки, нетравленных и травленных микрошлифов различных марок углеродистых сталей; прибор Роквелла для определения твердости, микротвердомер 402 MVD для определения микротвердости, металлографический комплекс, включающий оптический микроскоп МИ-1, цифровую камеру Nikon Colorpix-4300 с фотоадаптером; травитель (4%-ный раствор HNO_3 в спирте).

Теоретическая часть

Заключительной операцией термической обработки является отпуск стали, который включает в себя:

- нагрев закаленной стали до температур, лежащих ниже критической точки A_1 ;
- выдержку при данной температуре;
- последующее охлаждение с заданной скоростью

При отпуске формируются окончательная структура и свойства изделия.

Отпуск полностью или частично устраняет внутренние напряжения, возникающие при закалке. Эти напряжения снимаются тем полнее, чем выше температура отпуска.

Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки 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 не изменяет структуру стали, однако во избежание получения термических напряжений охлаждение ведут замедленное (на воздухе). Охлаждение на воздухе дает напряжения на поверхности в 7 раз меньше, а охлаждение в масле – в 2,5 раза меньше

по сравнению с напряжениями при охлаждении в воде. Однако изделия из легированных сталей, склонных к обратимой отпускной хрупкости, после отпуска при температуре 500-650°C следует охлаждать быстро.

Структура стали после закалки состоит из мартенсита и остаточного аустенита. Обе структурные составляющие являются неустойчивыми и при нагреве будут стремиться перейти в более устойчивое состояние, т. е. в структуру феррито-цементитной смеси. Мартенсит является структурой, обладающей наибольшим объемом, а аустенит - структурой с минимальным объемом, поэтому превращения должны совершаться с объемными изменениями. При превращении мартенсита объем будет уменьшаться (сжатие образца), а при превращении аустенита - увеличиваться (расширение образца).

Превращения при отпуске хорошо видны на дилатометрической кривой, показывающей изменение длины образца в зависимости от температуры нагрева (рис. 1).

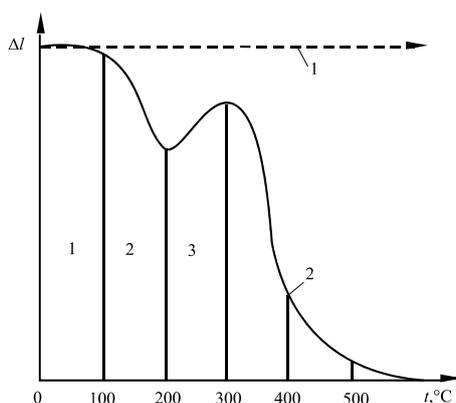


Рис. 1. Дилатометрическая кривая отпуска углеродистой стали:
1 – отожженной; 2 – закаленной. Исходная структура $M_3 + A_{ост}$

В соответствии с объемными изменениями, происходящими при отпуске углеродистых сталей, выделяют три температурных интервала (три превращения). Температурные границы превращений условны, их положение зависит от скорости нагрева, длительности, выдержки и состава стали.

Нагрев мартенсита до 80°C не вызывает заметных изменений в структуре и на дилатометрической кривой. Начиная от 80°C и до 200°C наблюдается сокращение длины. Это будет, так называемое, *первое превращение при отпуске*. Рентгеновский анализ показал, что в этом интервале температур постепенно уменьшается параметр c решетки мартенсита; соотношение параметров решетки (отношение c/a) стремится к единице.

В результате первой стадии (первого превращения при отпуске) образуется структура, называемая *отпущенным мартенситом*. Кристаллы отпущенного мартенсита сохраняют ту же морфологию, что и исходный мартенсит, но плотность дефектов в них меньше. По микроструктуре распад мартенсита при первом превращении является потемнением игл мартенсита.

Дальнейший нагрев выше 200°C приводит к увеличению объема, что связано с превращением остаточного аустенита в отпущенный мартенсит. Это, так называемое, *второе превращение при отпуске* захватывает интервал температур 200–300°C.

Выделение углерода уменьшает тетрагональность кристаллической решетки мартенсита, в результате чего остаточный аустенит получает возможность увеличить объем и превратиться в мартенсит отпуска. Это превращение – диффузионное и по своей природе похоже на бейнитное превращение первичного аустенита. К концу второго превращения α -твердый раствор (мартенсит) содержит еще около 0,15–0,20% углерода, т. к. в температурном интервале второго превращения продолжается распад мартенсита.

При температуре 300–400°C в углеродистых сталях происходит *третье превращение*. При этих температурах обеспечивается уже диффузионное перераспределение углерода, которое происходит путем растворения мелких неустойчивых карбидных частичек в мартенсите, диффузии углерода через α -твердый раствор (мартенсит) к более крупным устойчивым частицам карбида и последующего роста этих обособленных крупных частиц за счет непрерывного притока углерода. При этом также происходит превращение карбида Fe_2C в карбид Fe_3C , т. е. в цементит. Частички цементита, как правило, выявляются по границам зерен и иглам мартенсита.

Полное выделение углерода из α -твердого раствора (мартенсита) способствует снятию внутренних напряжений (напряжений второго рода), возникающих в стали в связи с объемными изменениями, вызванными распадом мартенсита и остаточного аустенита. Структуру, образующуюся после отпуски при 300–400°C, называют *трооститом отпуски*. Дальнейший нагрев выше 400°C приводит к коагуляции цементитных частиц и укреплению блоков мозаичной структуры феррита.

При температурах 500–600°C структура феррито-цементитной смеси имеет зернистое строение средней степени дисперсности, которая называется *сорбитом отпуски*. При температурах 650–700°C феррито-цементитная смесь имеет грубодисперсное зернистое строение и называ-

ется *перлитом*.

Преобразования при отпуске протекают в очень малых объемах (внутри мартенситных игл), поэтому обычный микроструктурный анализ не позволяет выявить происходящих структурных изменений до температур отпуска порядка 550°C.

Структуры троостита и сорбита отпуска при обычном рассмотрении в микроскоп с увеличением в 500-600 раз трудно отличить от структуры мартенсита, т. к. эти структуры сохраняют мартенситную ориентировку, и только при увеличении в 1000 и более раз отчетливо видно строение сорбита. При нагреве выше 550°C мартенситная ориентировка пропадает.

Следует указать на существенное различие феррито-цементитных смесей, полученных в результате распада аустенита или мартенсита. В феррито-цементитной смеси (троостит закалки или сорбит закалки), получающейся при распаде аустенита, цементит имеет пластинчатую форму, а в получающейся при распаде мартенсита этой же смеси, при температуре 400°C и выше, цементит имеет зернистую форму.

Различная форма цементита в феррито-цементитной смеси предопределяет и различие в свойствах. При одинаковых твердости, пределе прочности и относительном удлинении сталь с зернистой структурой имеет более высокие значения предела текучести, относительного сужения и ударной вязкости.

Влияние легирующих элементов

На диффузионные процессы, происходящие при отпуске закаленной стали, оказывают существенное влияние легирующие элементы. Они не только сами обладают малой диффузионной подвижностью, но и уменьшают диффузионную подвижность атомов железа, углерода и дефектов кристаллической решетки.

На процесс образования промежуточных карбидов и на обеднение вокруг них участков мартенсита, т. е. на процесс двухфазного распада, легирующие элементы существенного влияния не оказывают.

На вторую стадию распада мартенсита легирующие элементы могут существенно влиять, сохраняя пересыщенность мартенсита и замедляя рост карбидных частиц.

В углеродистой стали после отпуска при температуре 300°C тетрагональность α -раствора почти полностью исчезает. При содержании в α -растворе:

– 2,0% молибдена температура распада мартенсита повышается

на 100°C;

– при легировании 1,9% V и 1,4% Ti температура распада повышается на 150°C;

– при совместном легировании хромом и вольфрамом – на 200°C;

– значительно задерживают распад мартенсита кобальт и кремний.

Легирующие элементы особенно значительно влияют на процесс коагуляции карбидов при температурах выше 450°C.

При значительном легировании стали карбидообразующими элементами (Cr, W, Mo, V) возможно образование специальных карбидов ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C). Специальные карбиды значительно дисперснее, чем цементит, поэтому выделение их является главной причиной появления *вторичной твердости при отпуске*. Большинство легирующих элементов повышают температурную область распада остаточного аустенита до 500-600°C.

В высоколегированных сталях (высокохромистых, быстрорежущих) распад остаточного аустенита происходит не при температуре отпуска, а во время охлаждения. Причиной этого является выделение карбидов во время выдержки при температуре отпуска, в результате чего устойчивость аустенита и температура мартенситного превращения понижаются. Поэтому распад остаточного аустенита происходит во время охлаждения до комнатной температуры. Продуктом распада является мартенсит.

Таким образом, в зависимости от температуры нагрева в процессе отпуска формируются следующие структуры: отпущенный мартенсит, троостит и сорбит отпуска; при этом соответственно изменяются механические свойства стали (рис. 2).

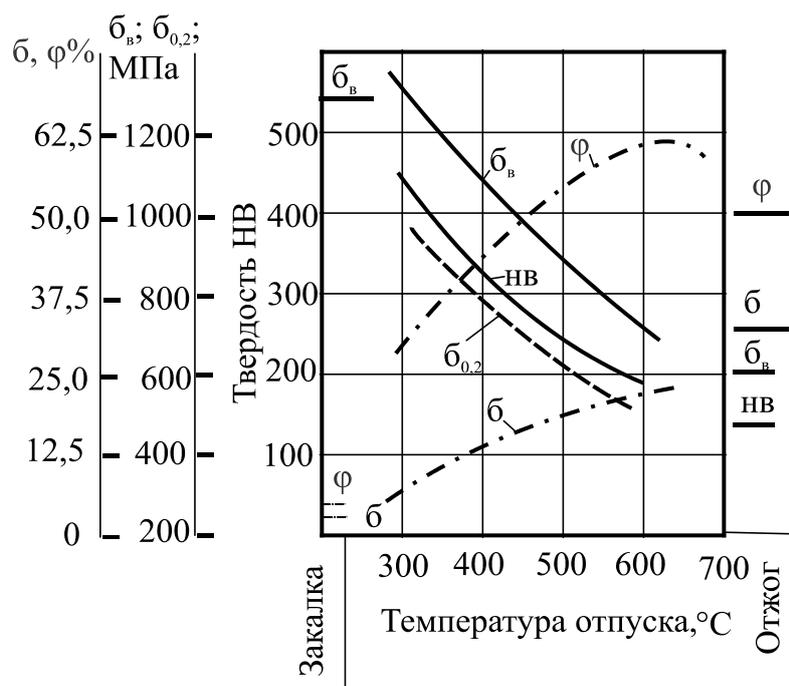


Рис. 2. Механические свойства стали 40 в зависимости от температуры отпуска

Как видно из рис. 2, с повышением температуры отпуска предел прочности и твердость понижаются, а пластичность и ударная вязкость повышаются.

В соответствии с техническими требованиями, предъявляемыми к изделиям, применяют следующие виды отпуска:

- низкий;
- средний;
- высокий.

Низкий отпуск – нагрев закаленной стали до 150–200°C. Время выдержки при этом рекомендуется 2–3 ч. Выдержка должна обеспечить получение стабильной структуры для данной температуры отпуска.

Низкий отпуск применяется для частичного снятия внутренних напряжений, повышения вязкости и пластичности стали без заметного снижения твердости. Этому виду отпуска подвергают детали, для которых требуется высокая твердость и износостойчивость (измерительный и режущий инструмент, изделия из цементуемых сталей).

Структура стали – отпущенный мартенсит, твердость которого лежит в пределах HRC 56-64.

Средний отпуск - нагрев закаленной стали до 300-400°C. Время выдержки рекомендуется 1-2 ч. При этом отпуске обеспечивается относительно высокая твердость изделия HRC 40-45 и максимальный предел упругости при достаточном пределе прочности. Этот вид от-

пуска чаще всего применяют при изготовлении рессор и пружин. После среднего отпуска получают структуру троостита отпуска.

Высокий отпуск – нагрев закаленной стали до 500-600°C. Время выдержки рекомендуется 0,5–1 ч. Структура стали после высокого отпуска – сорбит отпуска, твердость HRC 30-32. Высокий отпуск обеспечивает более полное снятие напряжений и дает наилучшее сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости. Этот отпуск применяют при изготовлении шатунов, ответственных крепежных изделий и деталей машин, изготавливаемых из конструкционных сталей.

Двойная термическая обработка, состоящая в закалке с последующим высоким отпуском, существенно улучшающая общий комплекс механических свойств, является основным видом термической обработки, конструкционных сталей и называется *улучшением*.

Отпуск некоторых легированных сталей при температурах 250–400°C и 500–650°C может снизить ударную вязкость (рис. 3). Такое снижение вязкости получило название *отпускной хрупкости*. Первый вид отпускной хрупкости, называемой *отпускной хрупкостью первого рода*, наблюдается в результате отпуска при температуре 250–400°C.

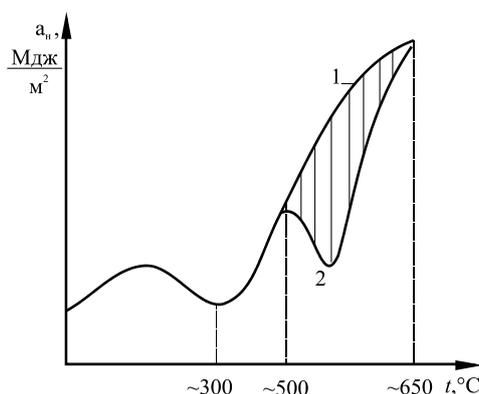


Рис. 3. Изменение ударной вязкости легированной стали от температуры отпуска: 1 – при быстром охлаждении; 2 – при медленном охлаждении

Причиной отпускной хрупкости первого рода является распад мартенсита с неоднородным выделением карбидов по границам и в объеме зерна; больше карбидов выделяется в пограничных слоях, что и вызывает хрупкое разрушение с характерным межкристаллитным изломом по границам бывших аустенитных зерен. Отличительной особенностью хрупкости первого рода является ее необратимый характер; повторный отпуск при этой же температуре не улучшает вязкости.

При увеличении температуры выше 400°C распад мартенсита распространяется и в глубь зерна, в результате чего структура вырав-

нивается и хрупкость устраняется, но при этом снижается твердость. Повторный нагрев при 250–400°C отпускной хрупкости не вызывает. Кроме легированных сталей, отпускная хрупкость первого рода свойственна и углеродистым сталям.

Отпускная хрупкость второго рода при температуре 500–650°C возникает только в том случае, если охлаждение после нагрева – медленное (в печи или на воздухе). Причиной хрупкости является выделение по границам зерен каких-либо фаз (фосфидов, карбидов, нитридов и др.). При быстром охлаждении после нагрева (в воде или масле) эти фазы выделиться не успевают и хрупкости не наблюдается. Характерной особенностью отпускной хрупкости второго рода является ее обратимость. Хрупкость, возникшая в результате медленного охлаждения с температур 500–650°C, может быть устранена повторным отпуском с последующим быстрым охлаждением или может быть вызвана вновь дополнительным отпуском определенной длительности при температуре 500–550°C.

Наиболее восприимчивы к отпускной хрупкости второго рода стали, содержащие повышенное количество фосфора или марганца, а также хромомарганцевые и хромоникелевые стали. Введение в сталь небольшого количества молибдена (0,2–0,3%) или вольфрама (0,5–0,7%) значительно уменьшает склонность стали к отпускной хрупкости второго рода.

Старение

Главным процессом при старении и отпуске большинства закаленных промышленных сплавов является распад метастабильного твердого раствора. При этом сплав переходит в более стабильное состояние, хотя обычно и далекое от истинного равновесия, для которого характерен абсолютный минимум энергии Гиббса. Процессы распада пересыщенного раствора в закаленном сплаве протекают самопроизвольно с выделением теплоты превращения.

Факт нагрева сплава не противоречит представлению о самопроизвольности процессов, происходящих в сплаве при старении и отпуске, так как нагрев необходим лишь для ускорения диффузии, лежащей в основе всех структурных изменений при распаде пересыщенных растворов.

Старение – это термическая обработка, при которой в сплаве, подвергнутом закалке без полиморфного превращения, главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора.

При старении некоторых сплавов (алюминиевых, титановых, железных, никелевых и др.) вблизи границ зерен матричного твердого раствора распада не происходит и отчетливо видны зоны, свободные от выделений (рис. 4). В алюминиевых сплавах ширина таких зон составляет обычно от сотых до десятых долей микрометра, и они видны только в электронном микроскопе. В титановых β -сплавах после старения зоны, свободные от выделений, имеют ширину порядка нескольких микрометров и хорошо видны только в световом микроскопе.

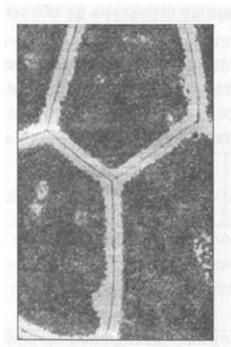


Рис. 4. Приграничные зоны, свободные от выделений (светлые), в титановом сплаве BT15

Существование приграничных зон, свободных от продуктов распада раствора, не противоречит положению о том, что границы зерен облегчают зарождение выделений новой фазы. Речь идет не о самой границе, а о примыкающей к ней приграничной области. Часто можно наблюдать выделения непосредственно на границе зерна и рядом с ними приграничную зону, свободную от выделений.

Образование зон Гинье-Престона. У дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов и бериллиевых бронз при комнатной температуре сразу после закалки растет электросопротивление. Это объясняют образованием в пересыщенном твердом растворе скоплений атомов легирующих элементов - кластеров, рассеивающих электронные волны. Возможно, что часть кластеров успевает образоваться уже в период закалочного охлаждения. Вначале размер кластера очень мал, и структурные методы их не выявляют. Через некоторое время кластеры могут вырасти настолько, что они вызывают дифракционные эффекты на дифрактограммах монокристаллов и электронограммах при просвечивании фольг. Кластеры, обнаруживаемые структурными методами, называют *зонами Гинье-Престона*.

Выбор температуры и продолжительности старения. После предварительной оценки температурного уровня старения или по ана-

логии с другими сплавами на базе того же металла экспериментально отработывают режим старения, выстраивая графики свойство-температура (время) старения.

Как уже отмечалось, старение подразделяют на *естественное*, происходящее при комнатной температуре, и *искусственное*, требующее нагрева до определенной температуры.

В большинстве стареющих сплавов вылеживание при комнатной температуре после закалки не дает такого изменения свойств, которое можно было бы практически использовать. Механические свойства закаленных медных, никелевых и многих других сплавов вообще не изменяются при комнатной температуре, так как она слишком низкая для достаточного развития в них диффузионных процессов.

В алюминиевых сплавах (дуралюминах и др.) образование зон ГП при естественном старении приводит к сильному упрочнению, что широко используют в промышленности.

Понятия «естественное» и «искусственное» старение характеризуют условия его проведения, но однозначно не определяют характер структурных изменений в пересыщенном твердом растворе. У большинства сплавов при естественном старении образуются только кластеры. В то же время при искусственном старении в зависимости от его температуры и продолжительности распад раствора останавливается или на зонной стадии, или на стадии выделения промежуточных фаз, либо доходит до укрупнения выделений стабильной фазы.

Для зонного старения алюминиевых сплавов характерны большое относительное удлинение ($\delta > 10-15\%$), значительная разница между временным сопротивлением и пределом текучести ($\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,7-0,8$), высокое сопротивление удару и стойкость против коррозии под напряжением. Зонное старение бывает только упрочняющим.

Фазовое старение может быть упрочняющим и разупрочняющим (перестаривание). Для упрочняющего фазового старения характерны пониженное относительное удлинение, малая разница между временным сопротивлением и пределом текучести ($\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,8-0,95$), пониженные ударная вязкость и стойкость против коррозии под напряжением.

При выборе оптимального режима старения часто исходят из требования достичь максимальной прочности. Но для многих изделий критерием оптимальности режима старения служит не максимальная прочность, а сочетание разных свойств.

Бериллиевая бронза и алюминиевый сплав 1915 на базе системы Al – Zn – Mg сильно упрочняются при старении, а магниевый сплав МЛ5 упрочняется слабо, поэтому его чаще используют в закаленном состоянии.

Обработка холодом

При закалке аустенитно-мартенситное превращение протекает не полностью и в стали сохраняется некоторое количество аустенита. По мере увеличения в стали содержания С или легирующих элементов количество остаточного аустенита существенно возрастает.

Обработка холодом (при минусовых температурах), впервые предложенная А.П. Гуляевым, применяется для сталей, у которых после закалки сохраняется значительное количество остаточного аустенита. Как указывалось ранее, мартенситное превращение у сталей, содержащих более 0,6% С, заканчивается ниже обычной температуры.

При обработке холодом закаленные изделия подвергают охлаждению ниже нуля (-40 ; -190° С). Температура обработки холодом выбирается в зависимости от химического состава стали. Для предотвращения стабилизации аустенита, снижающей эффект обработки, охлаждение следует проводить непосредственно после закалки.

Обработка стали холодом:

- повышает износоустойчивость и режущую способность инструментов из быстрорежущей и других инструментальных сталей;
- стабилизирует размеры измерительного инструмента и деталей для работы при низких температурах;
- повышает твердость и износоустойчивость многих изделий, изготовленных из высокоуглеродистых легированных и нержавеющей сталей.

Для деталей сложной формы перед обработкой холодом применяют отпуск, что устраняет закалочные напряжения и предотвращает возникновение трещин и коробления.

Низкие температуры при обработке холодом получают, применяя жидкий кислород, азот или воздух, а также смеси сухого льда с ацетоном и т. д.

Структура после отпуска и старения

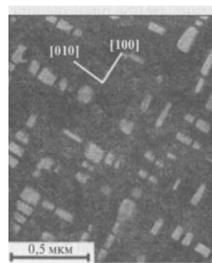


Рис. 5. Модулированная структура в сплаве Ni – 6,7% Al, состаренном при 750°C в течение 96 ч



Рис. 6. Приграничные зоны, свободные от выделений, в титановом сплаве BT15



Рис. 7. Колонии прерывистого распада в сплаве Ni – 20% Cr – 9% Nb

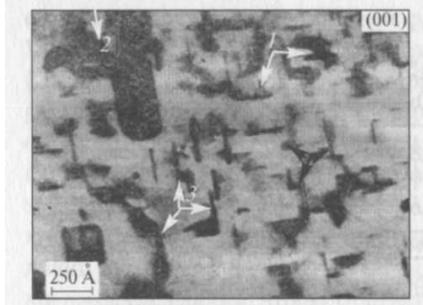


Рис. 8. Пластинки θ -фазы, перпендикулярные (1) и параллельные (2) плоскости фольги (001), и зоны ГП (3) в сплаве Al-3% Cu, состаренном при 130°C в течение 18 дней

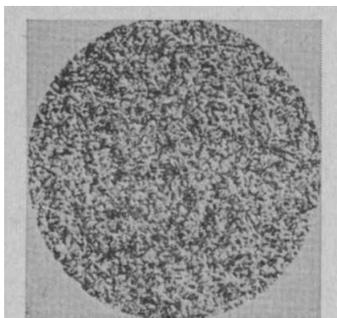


Рис. 9. Микроструктура мелкокристаллического мартенсита, $\times 500$



Рис. 10. Микроструктура троостита:
a – закалки; *б* – отпуска, $\times 7500$

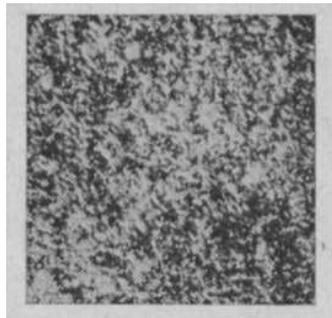


Рис. 11. Микроструктура сорбита закалки, $\times 5010$

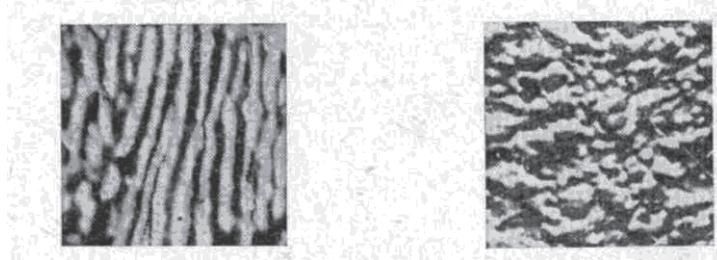


Рис. 12. Микроструктура сорбита:
a – закалки; *б* – отпуска, $\times 7500$

Порядок выполнения работы

Для выполнения работы студентам предоставляют образцы закаленных сталей, печи для нагрева образцов.

Студент должен:

- 1) измерить твердость закаленных образцов на приборе Роквелла;
- 2) выбрать режимы отпуска закаленной стали с целью:
 - а) снятия внутренних напряжений без снижения твердости;
 - б) получения твердости HRC 40–45;
 - в) получения твердости HRC 28–32;

- 3) произвести по выбранным режимам отпуск закаленных образцов;
- 4) измерить твердость образцов после отпуска на приборе Роквелла; результаты занести в таблицу;
- 5) построить график, зависимости твердости от температуры отпуска;
- 6) написать отчет о проделанной работе.

Протокол исследования отпуска закаленной стали

Номер образца	Твердость после закалки, HRC	Температура отпуска, °C	Время выдержки при отпуске, мин	Твердость после отпуска, HRC	Предполагаемая микроструктура

Содержание отчета

В отчете необходимо описать структурные превращения, протекающие в стали в зависимости от температуры отпуска, привести экспериментальные и графические данные, дать характеристику строения и свойств полученных структур.

Контрольные вопросы

1. Теория отпуска стали.
2. Назначение и виды отпуска стали.
3. Различие в строении продуктов закалки и отпуска (мартенсита, аустенита).
4. Структура стали после отпуска.
5. Твердость стали после отпуска.
6. Мартенсит отпуска.
7. Бейнит отпуска.
8. Троостит отпуска.
9. Сорбит отпуска.
10. Структурные изменения аустенита в результате отпуска.
11. Улучшение стали.
12. Каково влияние легирующих элементов на процесс коагуляции феррито-цементитной смеси при температурах отпуска выше 450°C?
13. Какие фазы образуются при значительном легировании стали карбидообразующими элементами?

14. Что такое явление вторичной твердости при отпуске? Укажите ее причину.

15. Как влияют легирующие элементы на температурную область распада остаточного аустенита?

16. Механические свойства стали после отпуска.

17. Причина отпускной хрупкости стали.

18. После ТО углеродистой стали получена структура цементит – мартенсит отпуска. Нанесите на диаграмму состояния Fe-Fe₃C ординату закаленной стали (примерно) и укажите температуру нагрева этой стали под закалку. Назначьте температуру отпуска, обеспечивающую получение заданной структуры. Опишите все превращения, которые совершились в стали в процессе закалки и отпуска.

19. После ТО углеродистой стали получена структура феррит – мартенсит отпуска. Нанесите на диаграмму состояния Fe-Fe₃C ординату закаленной стали (примерно) и укажите температуру нагрева этой стали под закалку. Назначьте температуру отпуска, обеспечивающую получение заданной структуры. Опишите все превращения, которые совершились в стали в процессе закалки и отпуска.

20. Используя диаграмму состояния железо – карбид железа, укажите температуру закалки стали У12, опишите происходящие в процессе закалки превращения и получаемую структуру. Какой дополнительной обработке необходимо подвергать закаленную сталь У12 для устранения остаточного аустенита?

21. Перечислите возможные продукты распада аустенита при различных скоростях охлаждения стали 80.

22. Перечислите структуры сталей после правильно проведенной закалки: сталь 40, сталь 70, У12.

23. Перечислите структуру и свойства стали 40 и У12 после закалки от температур 750°C и 850°C (объясните с применением диаграммы состояния железо – карбид железа).

24. Назначьте режим термической обработки (температуру закалки, охлаждающую среду и температуру отпуска) валов из стали 40. Опишите сущность происходящих превращений, микроструктуру стали на всех этапах термообработки и свойства после термообработки.

25. Назначьте режим термической обработки (температуру закалки, охлаждающую среду и температуру отпуска) пружин из стали 65. Опишите сущность происходящих превращений, микроструктуру стали на всех этапах термообработки и свойства после термообработки.

26. Назначьте режим термической обработки (температуру закалки, охлаждающую среду и температуру отпуска) режущего инструмен-

та из стали У10. Опишите сущность происходящих превращений, микроструктуру стали на всех этапах термообработки и свойства после термообработки.

27. Образование аустенита
28. Распад аустенита
29. Образование мартенсита
30. Распад мартенсита

ОГЛАВЛЕНИЕ

Лабораторная работа № 1. Влияние углерода на структуру и свойства стали в равновесном состоянии.....	3
Лабораторная работа № 2. Закалка стали.....	24
Лабораторная работа № 3. Отпуск, старение и обработка холодом стали.....	49

Учебное издание

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ.
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**

Лабораторный практикум

Составители:

Свидунович Николай Александрович,
Куис Дмитрий Валерьевич,
Окатова Галина Павловна

Редактор *М. А. Лукишиц*
Компьютерная верстка *М. А. Лукишиц*
Корректор *М. А. Лукишиц*

Издатель:

УО «Белорусский государственный технологический университет».
Свидетельство о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий
№1/227 от 20.03.2014
Ул. Свердлова, 13а, 220006, г. Минск.