

МИНИСТЕРСТВО ТРАНСПОРТА И КОММУНИКАЦИЙ
РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ

УЧРЕЖДЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ТРАНСПОРТА»

Кафедра транспортно-технологических машин и оборудования

А. Н. ПОПОВ, И. Л. ДМИТЕРКО, А. А. КРИВЕНКОВ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

*Рекомендовано учебно-методическим объединением
по образованию в области машиностроительного оборудования
и технологий для студентов специальности 1-36 01 04
«Оборудование и технологии высокоэффективных процессов
обработки материалов» в качестве пособия*

Гомель 2024

УДК [620.22+669.017] (075.8)
ББК 30.3+34.2
П58

Р е ц е н з е н т ы: заведующий кафедрой материаловедения в машиностроении канд. техн. наук, доцент *Ж. В. Кадолич* (ГГТУ им. П. О. Сухого);
кафедра радиофизики и электроники (заведующий кафедрой – профессор кафедры д-р техн. наук, доцент *М. А. Ярмоленко* (ГГУ им. Ф. Скорины)

Попов, А. Н.

П58 **Материаловедение. Термическая обработка : пособие / А. Н. Попов, И. Л. Дмитерко, А. А. Кривенков ; М-во трансп. и коммуникаций Респ. Беларусь, Белорус. гос. ун-т трансп. – Гомель : БелГУТ, 2024. – 48 с.**
ISBN 978-985-891-137-9

Изложен порядок выполнения лабораторных работ по материаловедению, термической обработке, также представлены краткий теоретический материал, правила оформления отчетов и контрольные вопросы к каждой лабораторной работе.

Предназначено для студентов механического факультета.

УДК [620.22+669.017](075.8)
ББК 30.3+34.2

ISBN 978-985-891-137-9

© Попов А. Н., Дмитерко И. Л.,
Кривенков А. А., 2024
© Оформление. БелГУТ, 2024

СОДЕРЖАНИЕ

Общие указания по выполнению лабораторных работ	4
1 Отжиг и нормализация стали.....	4
2 Выбор температуры закалки стали	12
3 Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства стали.....	19
4 Влияние температуры и длительности отпуска на структуру и свойства стали	25
5 Поверхностная закалка с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ)	30
6 Химико-термическая обработка (цементация)	34
7 Лазерная термообработка (отпуск)	38
8 Азотирование сталей	44
Список литературы.....	48

ОБЩИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ЛАБОРАТОРНЫХ РАБОТ

Для лучшего усвоения материала и наиболее эффективного использования учебного времени студент должен подготовиться к лабораторной работе: предварительно изучить методические указания к работе, соответствующие разделы рекомендованной литературы и лекционного материала. При выполнении экспериментов, измерений и расчетов необходимо руководствоваться соответствующими инструкциями.

При работе в лабораториях необходимо строго выполнять правила техники безопасности.

После окончания работы студент обязан привести в порядок рабочее место.

Студент должен составить отчет по выполненной работе, содержание которого приводится в данном пособии в указаниях по каждой работе. Рисунки, схемы и графики вычерчиваются мягким черным карандашом в соответствии с требованиями ЕСКД. Текст отчета пишется чернилами (шариковой ручкой).

Отчет по работе студент представляет преподавателю. Работа считается зачтенной, если отчет выполнен аккуратно, правильно и студент ответил на все контрольные вопросы преподавателя.

1 ОТЖИГ И НОРМАЛИЗАЦИЯ СТАЛИ

Приборы и оборудование: электрическая печь СНОЛ 1100, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы.

Краткие сведения из теории

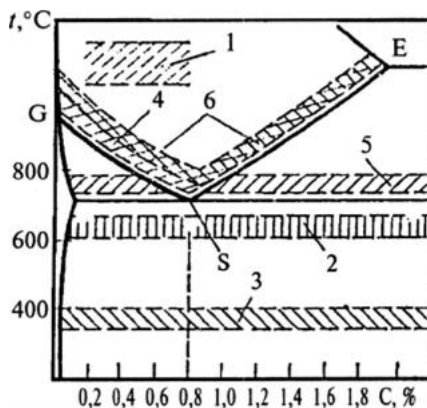
К основным видам термической обработки стали относятся отжиг, нормализация, закалка и отпуск. Схема видов отжига и нормализации представлена на рисунке 1.1.

Отжиг стали производится с целью снятия внутренних напряжений, устранения внутрикристаллической ликвации, снижения твердости, получения мелкозернистой структуры, что является предпосылкой достижения высоких механических свойств. Отжиг заключается в медленном нагреве изделий, выдержке при заданной температуре и медленном охлаждении. К основным видам отжига относятся диффузионный, полный, неполный и рекристаллизационный. Рекристаллизационный отжиг проводят при температурах, близких к критической точке A_{c1} (650–700 °С), т. е. более высоких, чем температуры начала рекристаллизации, что обеспечивает ее высокую скорость.

Рисунок 1.1 – Схема различных видов

отжига и нормализации:

- 1 – диффузионный отжиг;
- 2 – рекристаллизационный отжиг;
- 3 – отжиг для снятия напряжений;
- 4 – полный отжиг;
- 5 – неполный отжиг;
- 6 – нормализация



В результате этого вида отжига снижается плотность дефектов в кристаллах, изменяется текстура металла: из деформированных зерен образуются новые мелкие, равноосные зерна, физико-механические свойства возвращаются к исходному, характерному для неупрочненного, состоянию. Твердость снижается, пластичность возрастает. Чаще всего рекристаллизационный отжиг применяется между операциями холодного деформирования как промежуточная операция.

На рисунке 1.2 показано изменение микроструктуры наклепанного металла в результате рекристаллизационного отжига. Видно, что в течение отжига вытянутая при наклепе структура зерен преобразуется в новые мелкие, равноосные зерна.

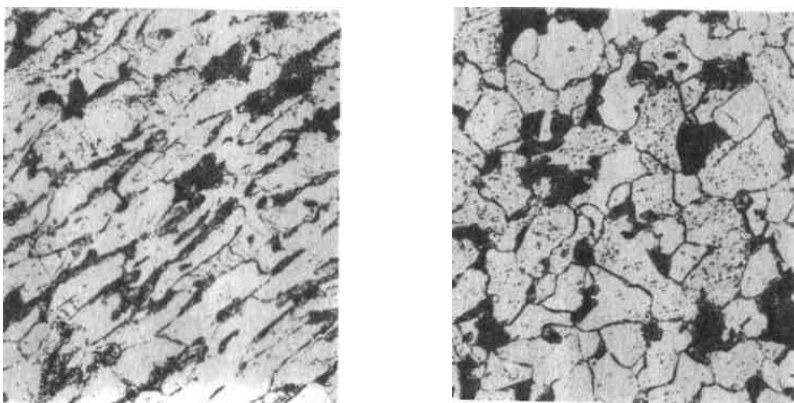


Рисунок 1.2 – Изменение микроструктуры, наклепанной стали 15 при отжиге

На рисунке 1.3 схематически показано изменение механических свойств в зависимости от температуры отжига деформированного металла, т. е. по мере возврата и рекристаллизации. В результате рекристаллизации механические свойства резко изменяются: предел прочности, пределы упругости и текучести, твердость уменьшаются, а пластические свойства (относительное удлинение, относительное сужение) и сопротивление удару повышаются.

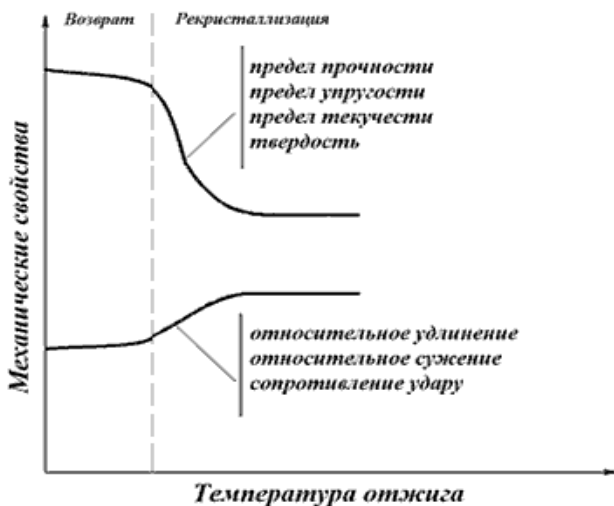


Рисунок 1.3 – Характер изменения механических свойств наклепанного металла в зависимости от температуры отжига

Изменяя свойства в направлении обратном тому, в котором они изменялись в процессе деформации, возврат и рекристаллизация делают возможным продолжение механической обработки наклепанных и ставших хрупкими в результате деформации металлов и сплавов. В этом заключается большая польза рекристаллизации в технологии обработки металлов.

Однако при неправильно выбранных режимах обработки рекристаллизация, вызывая сильный рост и неблагоприятную ориентировку кристаллов (перегрев), может принести большой вред. В ряде случаев рекристаллизацией намеренно выращивают крупные зерна металла, например, для улучшения магнитных свойств трансформаторной кремнистой стали.

Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг проводят для устранения химической неоднородности – внутрикристаллической (или дендритной) ликвации, повышающей склонность к хрупкому разрушению при обработке давлением, возникновению тонких внутренних трещин – флокенов и других дефектов.

Для более полного протекания диффузионных процессов отжиг проводят при высоких температурах – 1100–1200 °С. Общее время диффузионного отжига – нагрев, выдержка, медленное охлаждение – достигает 80–100 и более часов. После отжига углеродистой стали получают структуры, близкие к равновесным: перлит в эвтектоидной стали, перлит и феррит в доэвтектоидной стали, перлит и цементит в заэвтектоидной стали (рисунок 1.4).

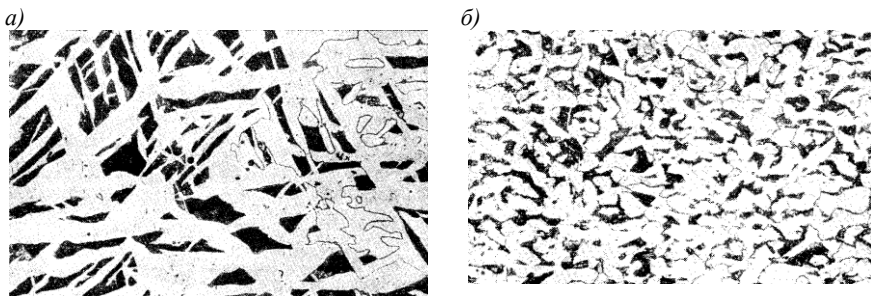


Рисунок 1.4 – Микроструктура стали 10:
а – литая; б – после полного отжига

Высокие температуры и большая продолжительность отжига приводят к получению крупного зерна – недостатку, который устраняется при последующей термической обработке (полном отжиге или нормализации) или обработке давлением.

Диффузионному отжигу подвергают слитки и крупные фасонные отливки.

Полный отжиг заключается в полной фазовой перекристаллизации стали. Этому виду термической обработки подвергают доэвтектоидные стали. Структура доэвтектоидной стали при нагреве до температур линии A_{c1} состоит из зерен перлита и феррита. При температуре A_{c1} начинается фазовая перекристаллизация перлита (рисунок 1.5), превращающегося в мелкозернистый аустенит вследствие аллотропического превращения решетки α -железа перлита в решетку γ -железа аустенита. Кристаллы аустенита зарождаются преимущественно на межфазных границах феррита с цементитом (рисунок 1.6). Одновременно с полиморфным превращением α - γ происходит растворение в аустените углерода цементита.

При нагреве от температуры A_{c1} до температуры A_{c3} избыточный феррит растворяется в аустените. При температуре A_{c3} фазовая перекристаллизация заканчивается, и весь феррит оказывается растворенным в аустените.

В стали эвтектоидного состава перекристаллизация заканчивается после превращения перлита в аустенит (рисунок 1.6). В заэвтектоидной стали при нагреве до температуры A_{c1} перлит превращается в мелкозернистый аустенит, а при температурах от A_{c1} до A_{cm} происходит растворение продуктов распада избыточного цементита в аустените.

При температурах выше $A_{с3}$ и $A_{сm}$ структура всех сталей будет в виде аустенит. С дальнейшим повышением температуры происходит рост зерен аустенита (собирательная рекристаллизация) с различной интенсивностью для разных сталей.

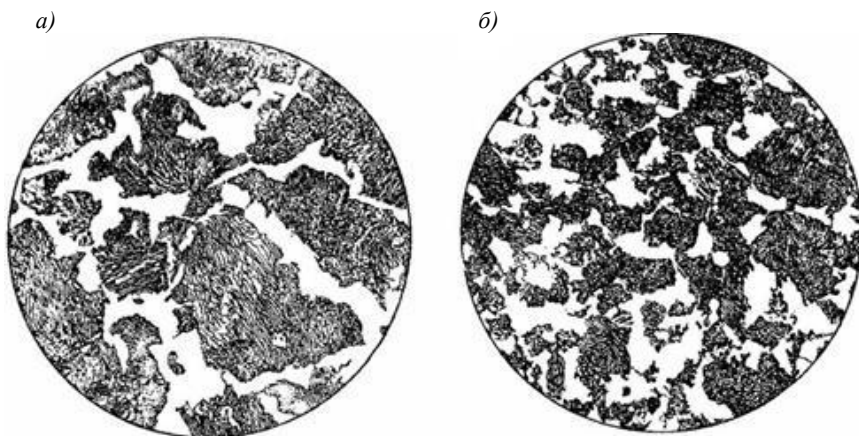


Рисунок 1.5 – Структура стали 45:
a – исходная; *б* – после полного отжига

Сталь нагревают на 30–50 °С выше температуры, соответствующей критической точке $A_{с3}$, выдерживают при этой температуре до завершения перехода исходной структуры в аустенит и медленно охлаждают вместе с печью. Отжиг, как правило, является предварительной термической обработкой. При нагреве стали до температур отжига в связи с фазовой перекристаллизацией, измельчается зерно и при последующем медленном охлаждении формируется ферритно-перлитная структура с более равномерным распределением структурных составляющих. Поэтому в результате отжига устраняется крупнозернистая структура и структурная неоднородность литой и горячедеформированной стали. Воздействием медленного охлаждения снимаются внутренние напряжения, понижается твердость и улучшается обрабатываемость резанием. Отожженная доэвтектоидная сталь находится в равновесном состоянии и подготовлена к дальнейшей обработке.

Более высокий нагрев (выше значений $A_{с3}$) вызывает рост зерна аустенита, что снижает свойства стали. Полному отжигу обычно подвергают фасонные отливки, поковки и сортовой прокат. При этом устраняется волокнистая структура, полученная в процессе деформации, снимаются внутренние напряжения, повышается пластичность.

Неполный отжиг осуществляют при температуре немного выше $A_{с1}$ (обычно на 10–30 °С). Доэвтектоидные стали претерпевают частичную пе-

рекристаллизацию: перлит полностью превращается в аустенит, а избыточный феррит – лишь частично, в соответствии с диаграммой в железо-цементит. Неполный отжиг доэвтектоидных сталей улучшает их обрабатываемость резанием.

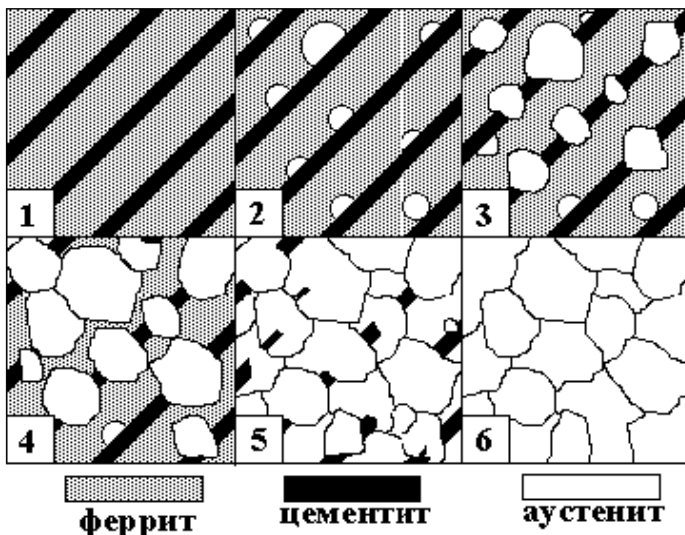


Рисунок 1.6 – Схема превращения перлита в аустенит:
1–6 – стадии превращения

Неполный отжиг чаще применяют для заэвтектоидных, т. е. твердых, преимущественно инструментальных сталей, которые с трудом обрабатываются резанием. Цель отжига таких сталей – превращение пластинчатого перлита и сетки вторичного цементита в структуру зернистого перлита, обладающего большей пластичностью и лучшей обрабатываемостью резанием по сравнению с пластинчатым перлитом. Неполный отжиг заэвтектоидных сталей, приводящий к превращению пластинчатой формы цементита в зернистую (сфероидальную), называют *сфероидизацией*.

При охлаждении ниже A_{r1} центрами кристаллизации цементита зернистой формы служат не растворившиеся при нагреве частицы цементита, а также области аустенита, где концентрация углерода повышена. При нагреве стали существенно выше A_{c1} выделение цементита ниже точки A_{r1} происходит в форме пластин. Это обусловлено растворением значительной части цементита и более полной гомогенизацией аустенита. Если избыточный цементит находится в виде сетки по границам перлитных зерен, что очень нежелательно, такие стали для растворения цементитной сетки предварительно подвергают нагреву выше A_{cm} , непродолжительной выдержке и

охлаждению на воздухе, что предотвращает повторное выделение вторичного цементита по границам аустенитных зерен. После этого проводят неполный отжиг. Технологические параметры неполного отжига (температура нагрева, скорость охлаждения и др.) определяются маркой стали.

Нормализация заключается в нагреве стали до температуры выше критических точек $A_{с3}$ или A_{cm} на 50–70 °С, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении на спокойном воздухе. При нормализации происходит полная фазовая перекристаллизация. Поскольку скорость охлаждения при нормализации выше, чем при отжиге, распад аустенита происходит при более низких температурах, что повышает дисперсность ферритоцементитных структур. В процессе ускоренного охлаждения в доэвтектоидных сталях частично подавляется выделение феррита, а в заэвтектоидных – цементита. Поэтому при нормализации увеличивается количество квазиэвтектоида типа сорбита и троостита (рисунок 1.7).

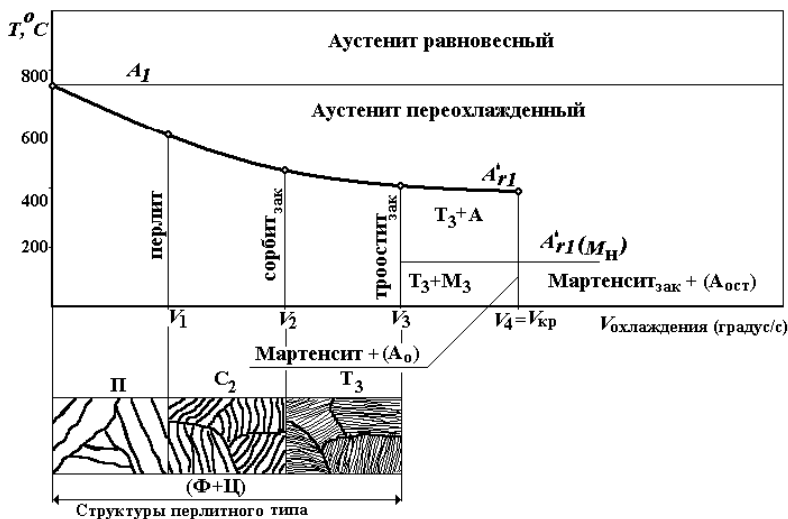


Рисунок 1.7 – Структурная диаграмма превращений аустенита при непрерывном охлаждении:

v_1, v_2, v_3 – скорость охлаждения; Ф – феррит; Ц – цементит;
А – аустенит; Т – троостит; М – мартенсит

Вследствие образования перлита, более тонкого строения, сталь приобретает повышенные значения прочности, твердости и ударной вязкости, а также более низкую пластичность по сравнению с отожженной. Для низкоуглеродистых сталей нормализация как более простой вид обработки применяется чаще, чем полный отжиг. При этом достигается повышение производительности при обработке деталей резанием, а также более высо-

кая чистота их поверхности. В случае среднеуглеродистых сталей к нормализации прибегают вместо закалки и высокого отпуска, что упрощает технологию обработки и вызывает меньшую деформацию изделий. Высокоуглеродистые (заэвтектоидные) и легированные стали подвергают нормализации с целью устранения цементитной сетки вторичного цементита, возникающей при медленном охлаждении. В результате нормализации во всех сталях снимаются напряжения. Близка к нормализации так называемая одинарная термическая обработка. Отличие указанного вида термической обработки состоит в том, что охлаждение осуществляют струей воздуха. При этом достигается более высокая твердость, чем при нормализации, что позволяет в ряде случаев избегать закалки и последующего отпуска. Образующиеся структуры – сорбит или троостит (рисунок 1.8).

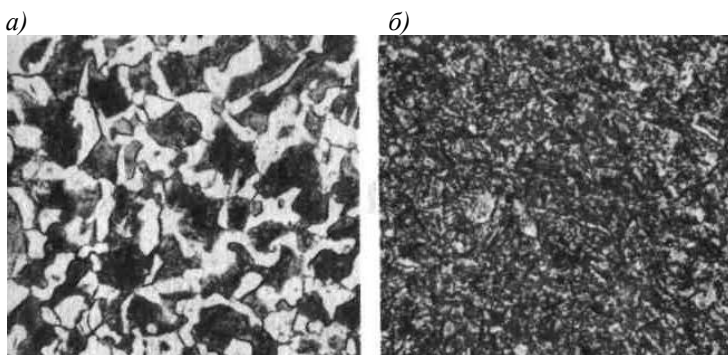


Рисунок 1.8 – Микроструктура стали 40:
а – после отжига; б – после нормализации

Цель работы: изучение влияния полного отжига и нормализации на структуру и механические свойства доэвтектоидной стали.

Порядок выполнения работы

- 1 Загрузить два образца в камеру муфельной печи.
- 2 Разогреть печь выше критической точки A_{c3} на 50–70 °С, выдержать при этой температуре 10 мин.
- 3 Достать один образец и охладить на воздухе.
- 4 Выключить печь и охладить второй образец вместе с печью.
- 5 Измерить твердость образцов.
- 6 Изучить структуру с помощью металлографического микроскопа.

Содержание отчета

- 1 Стальной участок диаграммы с нанесением на нее полосы, соответствующей температурным интервалам нагрева под отжиг и нормализацию до- и заэвтектоидной стали.

2 Полученные результаты.

3 Рисунки микроструктуры отожженных и нормализованных сталей.

Контрольные вопросы

- 1 Что такое отжиг?
- 2 Что такое гомогенизация?
- 3 Как влияет температура нагрева на величину зерна аустенита?
- 4 Какие структуры образуются при перлитном превращении аустенита?
- 5 Что такое рекристаллизация?
- 6 Что такое нормализация?
- 7 Для чего проводится нормализационный отжиг?
- 8 Какова цель полного отжига?

2 ВЫБОР ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ СТАЛИ

Приборы и оборудование: электрическая печь ШОЛ 1100, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы.

Краткие сведения из теории

Закалка – термическая обработка, заключается в нагревании стали до температуры выше критической (линия A_3 для доэвтектоидной и A_1 для заэвтектоидной на рисунке 2.1) или температуры растворения избыточных фаз, выдержке и последующем охлаждении со скоростью, превышающей критическую.

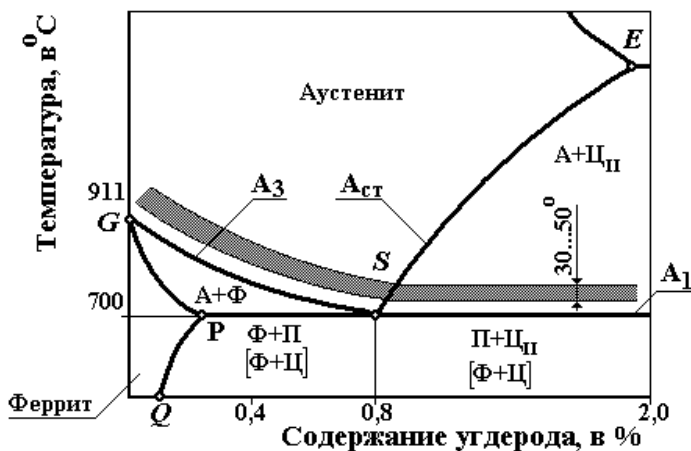


Рисунок 2.1 – Оптимальный интервал температур нагрева стали при закалке:

A – аустенит; Ф – феррит; П – перлит; Ц_{II} – цементит вторичный

Критическая скорость закалки – это такая скорость охлаждения, при которой аустенит не успевает превратиться в перлит, а превращается в мартенсит.

Так, для получения сталей в неравновесном состоянии нужно перевести их путем нагрева в состояние аустенита выше линий GSE (см. рисунок 2.1) и быстрым охлаждением предотвратить его полное превращение в критических точках с образованием явно выраженных участков перлита (отвечающих равновесному состоянию).

В результате закалки образуется неравновесная структура, называемая мартенситом. Мартенсит является упорядоченным пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железе. Если в равновесном состоянии растворимость углерода в α -железе при 20 °С не превышает 0,002 %, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть 2,14 %.

Атомы углерода занимают октаэдрические поры в решетке α -железа и сильно ее искажают. Мартенсит имеет тетрагональную решетку (рисунок 2.2), в которой один период c больше другого a .

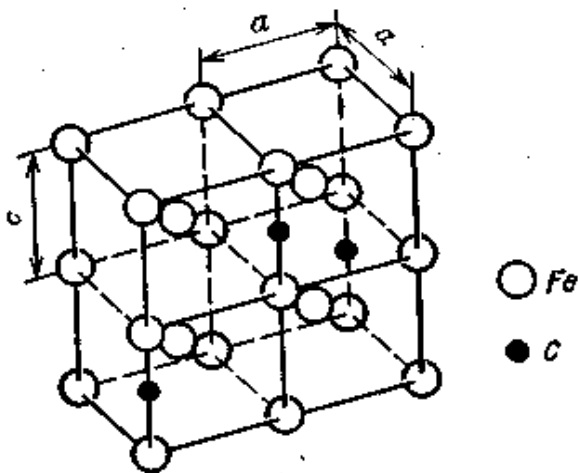


Рисунок 2.2 – Кристаллическая решетка мартенсита

При увеличении содержания углерода высота тетрагональной призмы c увеличивается, а размеры ее основания уменьшаются. Следовательно, чем больше в мартенсите углерода, тем больше отношение c / a , т. е. больше тетрагональность решетки

$$c / a = 1 + 0,046C,$$

где C – концентрация углерода в аустените, % (по массе).

Характерной особенностью мартенсита является его высокая твердость и прочность. Твердость мартенсита возрастает с увеличением в нем содержания углерода (рисунок 2.3). Твердость мартенсита – HRC 65 (HV 960), что во много раз больше твердости феррита. Однако с повышением в мартенсите содержания углерода возрастает склонность его к хрупкому разрушению.

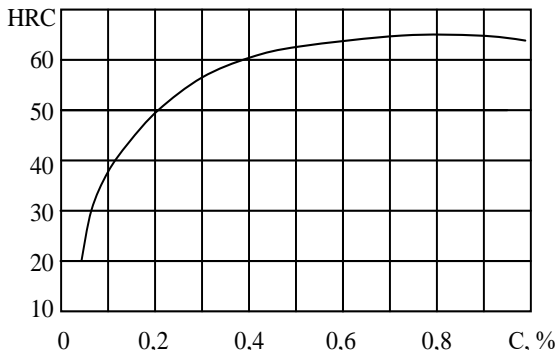


Рисунок 2.3 – Зависимость твердости мартенсита от содержания углерода

Мартенсит, содержащий свыше 0,35–0,4 % С, обладает пониженным сопротивлением зарождению трещины и особенно низким сопротивлением развитию трещины и разрушается хрупко.

Структура мартенсита низко- и среднеуглеродистых сталей имеет форму реек, ориентированных в одном направлении – реечный мартенсит. Для высокоуглеродистых сталей кристаллы мартенсита представляют собой пластины, которые в плоскости шлифа имеют вид игл (рисунок 2.4).

а)



б)

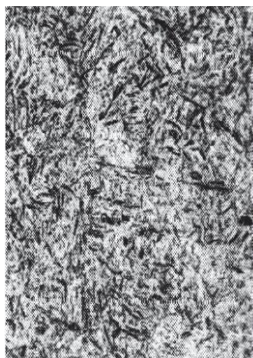


Рисунок 2.4 – Структура мартенсита в сталях массового назначения:
а – крупноигльчатый; б – мелкоигльчатый

Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали, и особенно с аустенитом, имеет наибольший удельный объем. Удельный объем аустенита при содержании 0,2–1,4 % С составляет 0,12227–0,12528 см³/г, а мартенсита – 0,12708–0,13061 см³/г. Увеличение удельного объема при образовании мартенсита является одной из основных причин возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию изделий или даже появление трещин.

Мартенситное превращение в общем случае не удастся подавить быстрым охлаждением, как это может быть при диффузионных превращениях, протекающих по обычной кристаллизационной кинетике. Превращение начинается сразу при температуре $M_{нх}$ и протекает не в изотермических условиях, а в интервале температур. При переохлаждении до температуры, соответствующей точке $M_{н}$, аустенит начинает превращаться в мартенсит.

Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже температуры $M_{н}$. Если охлаждение прекратить, то мартенситное превращение практически также остановится. Эта особенность мартенситного превращения резко отличает его от диффузионного перлитного, которое полностью протекает в изотермических условиях при температуре ниже точки A_1 . Количество образовавшегося мартенсита в зависимости от температуры, до которой охлажден образец, может быть выражено так называемой мартенситной кривой (рисунок 2.5).

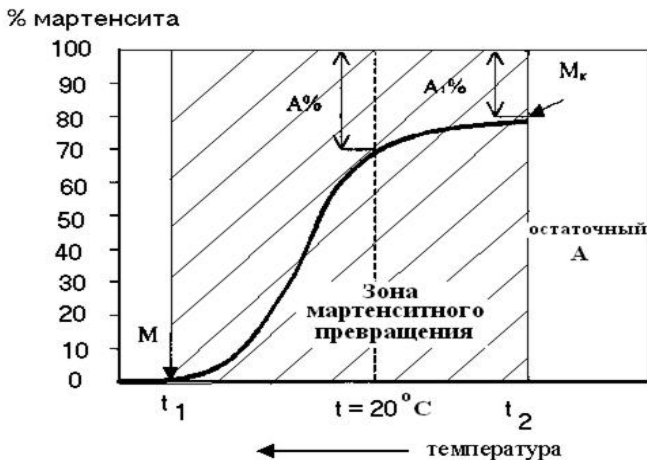


Рисунок 2.5 – Мартенситная кривая

Чем ниже температура, тем больше образуется мартенсита. Количество мартенсита при этом возрастает в результате образования все новых и новых кристаллов, а не вследствие роста уже возникших кристаллов. По достижении определенной для каждой стали температуры превращение аусте-

нита в мартенсит прекращается. Эту температуру окончания мартенситного превращения обозначают M_K .

Положение точек M_H и M_K не зависит от скорости охлаждения и обусловлено химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_H и M_K (рисунок 2.6, а). Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают точки M_H и M_K (рисунок 2.6, б).

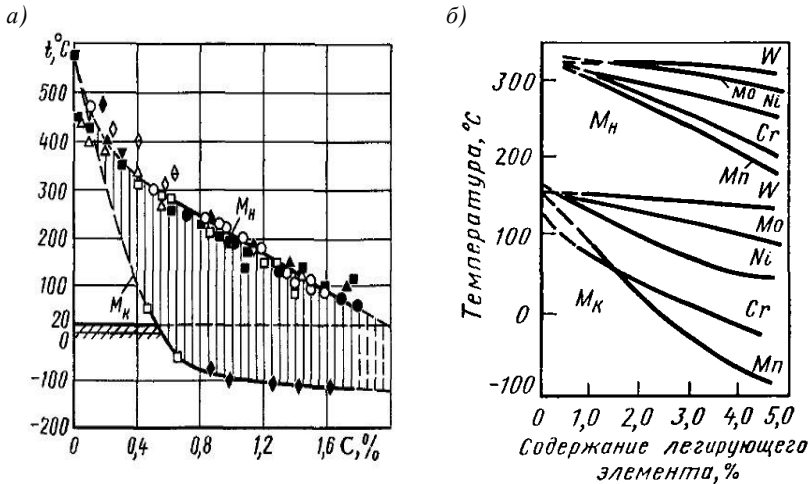


Рисунок 2.6 – Влияние на температуру мартенситных точек M_H и M_K :
а – содержания углерода; б – легирующих элементов

Мартенситное превращение не протекает до конца (см. рисунок 2.6), поэтому в закаленных сталях, имеющих температуру M_H ниже 20°C , а именно в углеродистых сталях, содержащих свыше 0,4–0,5 % C, присутствует остаточный аустенит. Его количество тем больше, чем выше температура точек M_H и M_K , т. е. чем выше содержание в аустените углерода и легирующих элементов. В стали с 0,6–1,0 % C количество остаточного аустенита не превышает 10 %, а в стали, содержащей 1,3–1,5 % C, он достигает 30–50 %.

В некоторых сталях с высоким содержанием углерода и легирующих элементов (например, в стали с 1,3 % C и 12 % Cr) количество остаточного аустенита после закалки высокими температурами может достигать 80–100 %. Это объясняется снижением температуры, соответствующей точке M_H , в область отрицательных температур.

При больших количествах остаточного аустенита (20–30 %) его можно наблюдать в микроструктуре закаленной стали в виде светлых полей между иглами мартенсита. Доэвтектоидные стали нагреваются под закалку до температур $A_{c3} + 30 \dots + 50^\circ\text{C}$ полная закалка, и после охлаждения с критиче-

ской скоростью закалки образуется структура, состоящая из мелкоигльчатого мартенсита и следов остаточного аустенита.

Перегрев стали значительно выше A_{c3} приводит к укрупнению зерен аустенита и увеличению его устойчивости, поэтому после закалки структура состоит из крупноигльчатого мартенсита и большого количества остаточного аустенита, что увеличивает внутренние напряжения и снижает уровень механических свойств (рисунок 2.7).

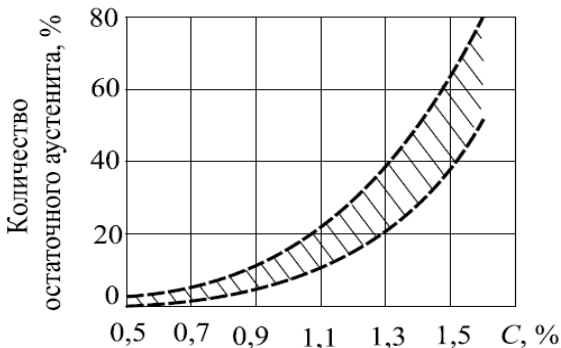


Рисунок 2.7 – Влияние содержания углерода на количество остаточного аустенита в закаленной стали

Неполная закалка ($A_{c1} < T_{\text{нагр}} < A_{c3}$) для доэвтектоидных сталей не применяется, так как в этом случае в структуре закаленной стали, наряду с мартенситом закалки, сохраняется феррит, что уменьшает твердость закаленной стали (рисунок 2.8). Для заэвтектоидных сталей применяют неполную закалку $A_{c1} + 30 \dots + 50$ °С. В этом случае наличие в структуре закаленных сталей цементита увеличивает твердость и износостойкость, что необходимо для различных инструментов.

В конструкционных сталях наиболее выгодное сочетание механических свойств обеспечивается в случае получения при закалке структуры мелкоигльчатого мартенсита с высокими показателями твердости.

Способность стали приобретать после закалки высокую твердость, зависящую от содержания углерода в мартенсите, называется *закаливаемостью*.

При закалке сталей в любых охладителях невозможно добиться одинаковой скорости охлаждения поверхности и сердцевины изделия. В таком случае, если скорость охлаждения сердцевины будет меньше критической, то в ней вместо мартенсита образуются закалочные структуры перлитного типа – троостит или сорбит закалки с более низкой прочностью и твердостью. Поэтому большое значение имеют показатели способности стали к образованию при закалке мартенситной структуры по сечению – *прокаливаемость*.

На рисунке 2.8 приведена структура стали 45 при полной и неполной закалке. Структура определена после травления в 3%-м растворе HNO_3 в спирте. После полной закалки структура стали 45 – мартенсит, а после неполной – ферритомартенситная смесь с небольшим количеством остаточного аустенита. Избыточный феррит виден в виде светлых пятен. Твердость после полной закалки – 565 НВ, а неполной – 396 НВ.

Из представленных снимков (см. рисунок 2.8) можно сделать вывод, что после неполной закалки получена структура, имеющая брак.

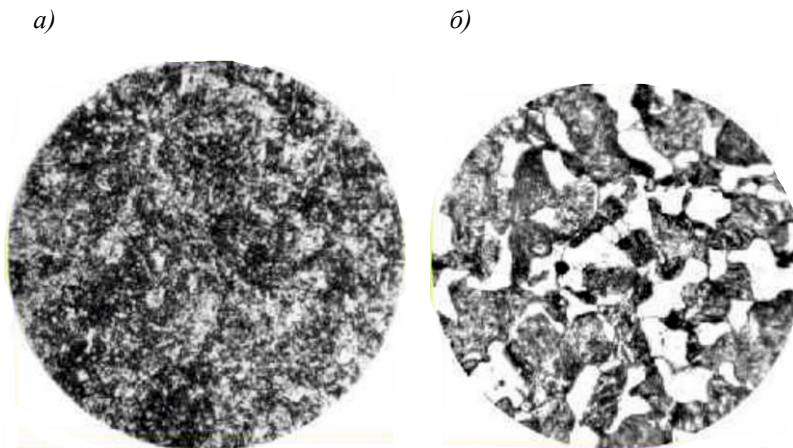


Рисунок 2.8 – Структура и свойства стали 45 при полной (а) и неполной (б) закалке

На практике закаленными считаются слои, в которых содержится не менее 50 % мартенсита (полумартенситная зона), остальное – троостит закалки. Для измерения прокаливаемости используется метод торцевой закалки (ГОСТ 5657–69), при котором цилиндрический образец установленных размеров нагревается до температуры закалки, охлаждается только с торца струей воды. После охлаждения измеряют твердость по длине цилиндра и строят график изменения твердости по длине образца.

Между прокаливаемостью и устойчивостью аустенита существует прямо пропорциональная зависимость, и все факторы, повышающие устойчивость аустенита, увеличивают прокаливаемость.

Определяющее влияние на прокаливаемость оказывают химический состав стали, размер зерна аустенита, различные включения, нерастворимые в аустените.

Цель работы: изучение влияния температур закалки на структуру и механические свойства доэвтектоидной стали.

Порядок выполнения работы

- 1 Образцы из стали 45 помещают в печи с температурой 650, 750, 830 и 890 °С.
- 2 После соответствующей выдержки (зависящей от толщины образцов) образцы вынимаются из печи и охлаждаются в воде.
- 3 После остывания производится сушка образцов.
- 4 Образцы шлифуются.
- 4 Замеряется твердость образцов на прессе Роквелла.
- 5 Подготавливаются микрошлифы из закаленных образцов.
- 6 Изучаются и зарисовываются микроструктуры.

Содержание отчета

- 1 Стальной участок диаграммы с нанесением на нее полосы, соответствующей температурным интервалам нагрева под закалку до- и заэвтектоидной стали и линии стали 45.
- 2 Полученные результаты.
- 3 Рисунки микроструктуры закаленных сталей.
- 4 Выводы по работе.
- 5 Решение задачи.

Контрольные вопросы

- 1 Что такое закалка?
- 2 Выбор оптимальной температуры под закалку до- и заэвтектоидных сталей.
- 3 Закаливаемость и прокаливаемость.
- 4 Способы закалки.
- 5 Что такое троостит, сорбит, мартенсит?
- 6 Что такое закалка в одном охладителе, изотермическая, ступенчатая, в двух средах?
- 7 Что такое полная и неполная закалка?

3 ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ

Приборы и оборудование: электрическая печь СНОЛ 1100, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы.

Краткие сведения из теории

В качестве охлаждающих сред при закалке чаще всего используют воду и минеральные масла. Охлаждение в воде применяют при закалке изделий из углеродистых и некоторых низкоуглеродистых сталей, причем в последнем случае только для изделий простой конфигурации. При закалке легированных сталей применяют масло, некоторые высоколегированные стали закаливают на воздухе.

Наиболее желательна высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур A_1 – M_n для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения M_n – M_k (рисунок 3.1).

Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к резкому увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. И в то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур M_n – M_k может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

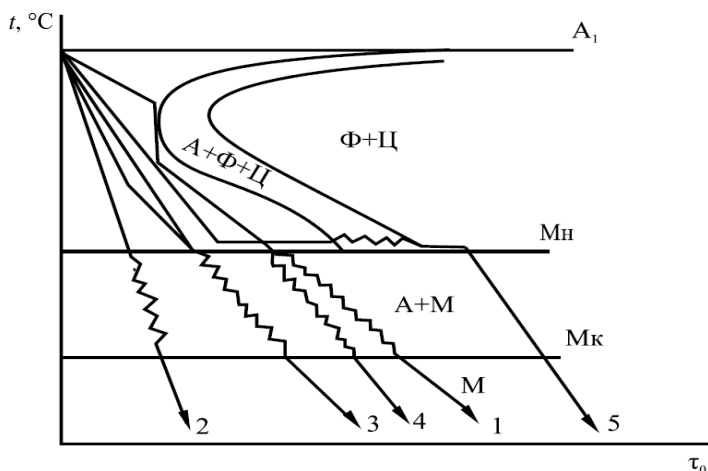


Рисунок 3.1 – Схема охлаждения при различных способах закалки:
 1 – идеальный режим охлаждения; 2 – непрерывная закалка в одном охладителе;
 3 – прерывистая закалка в двух средах; 4 – ступенчатая закалка; 5 – изотермическая закалка

При закалке в этих средах различают три периода:

- 1) пленочное кипение, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка», в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;
- 2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;
- 3) конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью.

В таблице 3.1 приведен примерный температурный интервал и относительная скорость охлаждения в середине этого интервала для различных

охлаждающих сред.

В некоторых случаях для устранения деформации (коробления) деталей и предотвращения образования трещин (растрескивание), которые вызываются значительными остаточными напряжениями, применяют закалку в двух средах или ступенчатую закалку (см. рисунок 3.1).

Таблица 3.1 – Значение скорости охлаждения при различных охлаждающих средах при закалке

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

При закалке в двух средах деталь, нагретую под закалку, сначала охлаждают в воде, а затем переносят в масло. При этом происходит быстрое прохождение области минимальной устойчивости аустенита, но в интервале мартенситного превращения невысокие скорости охлаждения уменьшают остаточные напряжения.

При ступенчатой закалке деталь, нагретую до температуры закалки, переносят в жидкую среду с температурой $M_n + 50 \dots + 100$ °С и выдерживают некоторое время для выравнивания температуры по сечению, а затем охлаждают на спокойном воздухе. Этот вид закалки применяют для деталей небольшого сечения из низко- и среднелегированных сталей с высокой устойчивостью аустенита в области перлитного превращения.

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления и высоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях. Обычно для закалки используют кипящие жидкости: воду, водные растворы солей и щелочей, масла.

Сталь, нагретая до аустенитного состояния, может быть охлаждена с различной скоростью. Наложим кривые охлаждения образцов углеродистой эвтектоидной стали на диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита (рисунок 3.2) Такое наложение несколько условно, однако оно дает качественное представление о влиянии скорости охлаждения на температуру превращения аустенита.

Увеличение скорости охлаждения от v_1 до $v_{кр}$ вызывает понижение температуры перлитного превращения. При непрерывном охлаждении оно развивается в интервале температур (точка 1 – начало превращения и точка 2 – конец превращения); лишь при весьма медленном охлаждении равновесное превращение произойдет при постоянных температурах. Из рисунка 3.2 видно, что при увеличении скорости охлаждения возрастает дисперсность образующихся перлитных структур: перлит заменяется сорбитом и затем трооститом (П, С, Т).

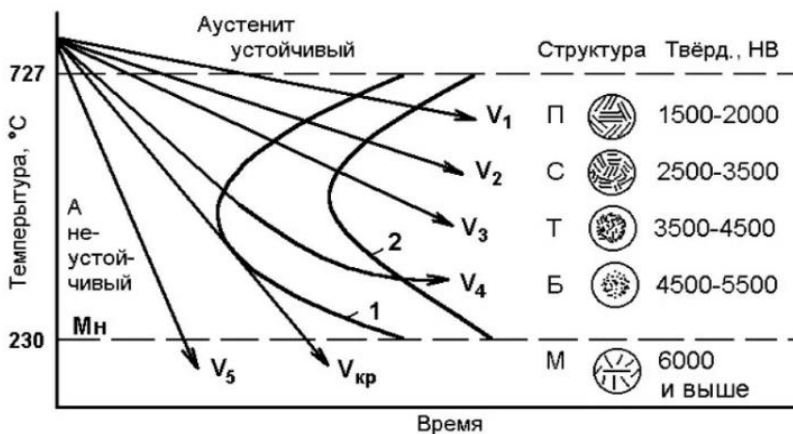


Рисунок 3.2 – Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита с наложенными на нее кривыми охлаждения

На схеме для упрощения температурный интервал превращения не показан. Перлит, сорбит и троостит, образующиеся при диффузионном распаде переохлажденного аустенита, являются ферритно-цементитными структурами, имеющими пластинчатое строение, и различающиеся лишь степенью дисперсности (рисунок 3.3).

Однако в отличие от перлита (эвтектоида), сорбит и троостит, называемые квазиэвтектоидными, не являются равновесными структурами и сталях, не соответствующих эвтектоидному составу (содержат углерода больше или меньше 0,8 %).

При скоростях охлаждения, больших $v_{кр}$, аустенит переохлаждается до температуры M_n , начиная с которой происходит мартенситное превращение. При скоростях охлаждения, несколько меньших $v_{кр}$, например v_4 , аустенит претерпевает превращение в двух температурных областях: часть аустенита превращается в верхнем районе температур (см. точки 1 и 2 для скорости v_4 на рисунке 3.2), оставшая часть аустенита переохлаждается до температуры M_n и превращается в мартенсит.

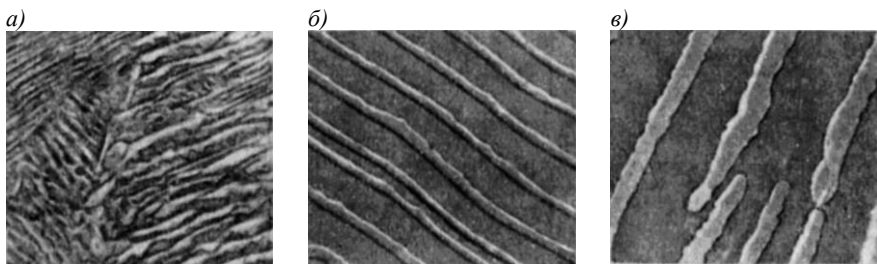


Рисунок 3.3 – Электронные фотографии:
 а – троостита; б – сорбита; в – перлита

В таблице 3.2 показано влияние межпластиночного расстояния Δ_0 на твердость.

Таблица 3.2 – Влияние межпластиночного расстояния на твердость металла

Структура	Перлит	Сорбит	Троостит
Δ_0 , мкм	0,6–1,0	0,25–0,3	0,1–0,15
НВ	180–250	250–300	350–450

Из рисунка 3.4 следует, что в сталях с С-образными диаграммами изотермического превращения в условиях непрерывного охлаждения не образуется бейнит, лишь небольшая часть аустенита может превратиться в верхний бейнит при охлаждении со скоростями несколько меньшими $v_{кр}$, например v_4 .

Величина критической скорости охлаждения главным образом зависит от химического состава аустенита: содержания углерода (см. рисунок 3.4) и легирующих элементов.

Легирующие элементы, увеличивающие устойчивость переохлажденного аустенита, уменьшают критическую скорость охлаждения. Заметное влияние оказывает также наличие, наряду с аустенитом, других твердых фаз: включения карбидов или неметаллические включения (сульфиды и др.) уменьшают устойчивость переохлажденного аустенита и тем самым увеличивают критическую скорость охлаждения сталей.

Определенное влияние оказывает и состояние аустенита: с увеличением однородности по составу и размера аустенитных зерен величина критической скорости охлаждения несколько снижается.

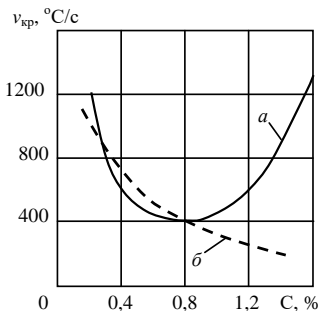


Рисунок 3.4 – Влияние содержания углерода на величину критической скорости охлаждения углеродистых сталей:

a – нагрев до межкритических температур (выше A_{c1}); b – нагрев до однофазной аустенитной области

Для легированных сталей, у которых температура конца мартенситного превращения M_k значительно ниже комнатных температур, применяют обработку холодом.

В этом случае нагретые под закалку детали охлаждают до отрицательных температур $-40 \dots -196$ °C, при этом практически весь аустенит превращается в мартенсит. Такой обработке подвергают детали подшипников качения, измерительные инструменты и ряд других изделий.

Целью работы: изучение влияния скорости охлаждения при закалке на структуру и механические свойства эвтектоидной стали.

Порядок выполнения работы

- 1 Образцы из стали У8 поместить в печь с температурой 780 °C.
- 2 После соответствующей выдержки (зависящей от толщины образца) образцы вынуть из печи и охладить в щелочи, воде, масле и на воздухе.
- 3 После охлаждения определить твердость образцов и их микроструктуру.

Содержание отчета

- 1 График закалки образцов из стали У8 с указанием оптимальной температуры закалки.
- 2 Диаграмма изотермического распада аустенита с наложением кривых охлаждения.
- 3 Полученные результаты.
- 4 Рисунки микроструктуры закаленной стали.
- 5 Выводы по работе.

Контрольные вопросы

- 1 Какие структуры образуются при различных скоростях охлаждения стали и чем они характеризуются?
- 2 Почему при увеличении скорости охлаждения аустенита возрастает твердость продуктов его распада?

- 3 Перечислите фазы и структурные образования, получаемые из аустенита.
- 4 Чем отличается перлитное превращение от бейнитного, бейнитное от мартенситного?
- 5 Что такое прокаливаемость и закаливается стали?
- 6 От чего зависит плотность генерируемых дислокаций при термообработке?
- 7 Назовите основные элементы режима термической обработки и укажите назначение каждого из них.

4 ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДЛИТЕЛЬНОСТИ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ

Приборы и оборудование: электрическая печь СНОЛ 1100, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы закаленной стали У8.

Краткие сведения из теории

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температур ниже 727 °С, выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с определенной скоростью. Отпуск является окончательной операцией термической обработки, в результате которой сталь получает требуемые механические свойства. Кроме того, отпуск полностью или частично устраняет внутренние напряжения, возникающие при закалке. Чем выше температура отпуска, тем полнее эти напряжения снимаются.

Мартенсит и остаточный аустенит, составляющие типичную структуру закаленной стали, являются неравновесными фазами. При нагреве они переходят в более устойчивое состояние, распадаясь на феррито-цементитную смесь. Поскольку этот распад носит диффузионный характер, особенности его протекания будут определяться температурой нагрева. Можно выделить 4 типа превращений, каждый из которых протекает в определенном интервале температур.

Первое превращение заключается в распаде мартенсита. Оно протекает в две стадии. На первой стадии при температурах до 150 °С происходит выделение из α -твердого раствора (мартенсита) углерода в виде частиц ϵ -карбидов с гексагональной решеткой. Процесс зарождения карбидов начинается в областях с повышенной свободной энергией: в районах дефектов строения, где возможно скопление атомов углерода и на границах кристаллов мартенсита. Поставщиком углерода при образовании карбидов является α -твердый раствор, т. е. мартенсит. Поэтому концентрация углерода в участках мартенсита, окружающих частицы карбидов, резко уменьшается, в то время как в более удаленных участках она сохраняется исходной.

Таким образом, в результате низкотемпературного отпуска в стали присутствуют, кроме выделившихся ε -карбидов, два типа мартенсита – с низкой и более высокой концентрацией углерода. Образование ε -карбидов вместо более стабильного цементита Fe_3C обусловлено тем, что сопряжение решеток α -раствора и ε -карбида лучше. Они когерентно связаны между собой. Поэтому образование критического зародыша ε -карбида более вероятно по сравнению с цементитом Fe_3C . На этой стадии отпуска аустенит в структуре сохраняется и изменений не претерпевает. На второй стадии распада мартенсита, протекающей при 150–350 °С, в условиях возросшей подвижности атомов углерода продолжается выделение карбидов. Одновременно происходит их укрупнение и превращение ε -карбидов в цементит. В конечном счете при температуре около 350 °С содержание углерода в α -твердом растворе становится близким к равновесному, а степень тетрагональности – к единице. Структуру, которую получают в результате отпуска ниже 350 °С, называют мартенситом отпуска. От мартенсита закалки отпущенный мартенсит отличается меньшей концентрацией в нем углерода, включением дисперсных ε -карбидов, когерентно связанных с решеткой мартенсита и имеющих форму тонких пластинок. В результате распада мартенсита при отпуске объем уменьшается.

Второе превращение при отпуске связано с распадом остаточного аустенита (рисунок 4.1). Мартенситное превращение в общем случае не удастся подавить быстрым охлаждением, как это может быть при диффузионных превращениях, протекающих по обычной кристаллизационной кинетике. Превращение начинается сразу при температуре $M_{\text{нх}}$ и протекает не в изотермических условиях, а в интервале температур. При переохлаждении до температуры, соответствующей точке $M_{\text{н}}$ аустенит начинает превращаться в мартенсит.

Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже температуры $M_{\text{н}}$. Если охлаждение прекратить, то мартенситное превращение практически также остановится.

Эта особенность мартенситного превращения резко отличает его от диффузионного перлитного, которое полностью протекает в изотермических условиях при температуре ниже точки A_1 . Температурный интервал этого превращения сильно зависит от марки термообрабатываемой стали и колеблется в широких пределах: от 200–300 °С при отпуске высокоуглеродистых и некоторых легированных среднеуглеродистых сталей до 500–600 °С для высоколегированных сталей.

Остаточный аустенит превращается в нижний бейнит, т. е. структуру, состоящую из низкоуглеродистого мартенсита и частиц карбидов. Эта структура аналогична структуре, образующейся при тех же температурах при отпуске закаленного мартенсита.

Третье превращение протекает при 300–450 °С. На этой стадии завершается выделение углерода из мартенсита, и тетрагональная структура переходит в кубическую – феррит. Кроме того, завершается карбидное превращение, приводящее к полному переходу $\epsilon - \text{Fe}_x\text{C}$ в цементит Fe_3C . Когерентность решеток феррита и карбида нарушается и происходит обособление фаз. Полученная в результате отпуска при температуре 300–450 °С, структура представляет высокодисперсную феррито-цементитную смесь, по свойствам соответствующую трооститу. Эту структуру называют *трооститом отпуска* (рисунок 4.2, а). Эти структуры, представляющие собой смесь цементита и феррита, различаются по твердости и степени дисперсности цементитных частиц.

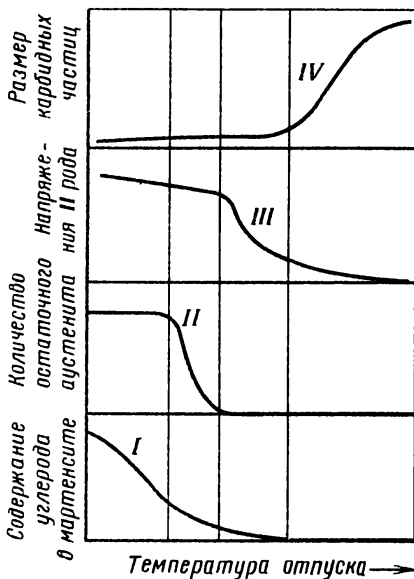
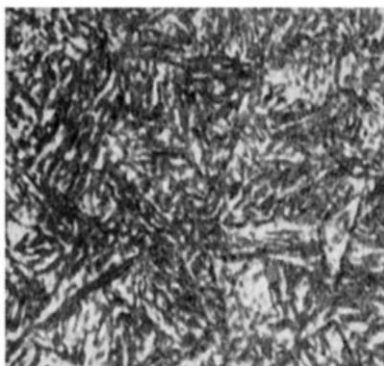


Рисунок 4.1 – Влияние температуры отпуска на структуру и свойства стали

а)



б)

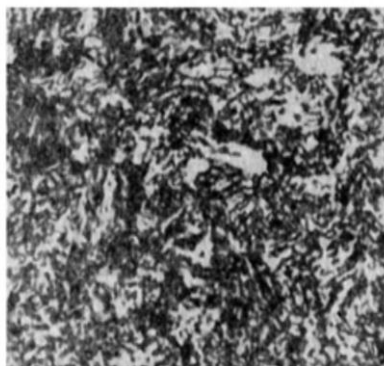


Рисунок 4.2 – Сталь, отпущенная при 350–500 °С, имеет структуру троостита (а), а при 500–600 °С – структуру сорбита (б)

Форма ферритных зерен становится равноосной. При температурах, близких к критической точке A_{c1} , сорбит отпуска (рисунок 4.2, б) превра-

щается в еще более грубую структуру (рисунок 4.3), получившую название перлит отпуска, или зернистый перлит (зернистый цементит).

Таким образом, изменением температуры отпуска закаленной стали можно получить различные структуры – от мартенсита до перлита и соответствующие свойства. Образование зернистых структур способствует повышению предела текучести, ударной вязкости и улучшению других свойств стали. Во время отпуска происходит снятие внутренних напряжений.

Наиболее интенсивно напряжения снижаются в результате выдержки при 550 °С в течение 15–30 мин. После выдержки в течение 1,5 ч напряжения снижаются до минимальной величины, которая может быть достигнута отпуском при данной температуре.

В зависимости от температуры нагрева закаленной стали различают три вида отпуска.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводят с нагревом до 150–200 °С, реже до 240–250 °С. При этом снижаются внутренние напряжения, повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,5–1,3 % С) после низкого отпуска сохраняет твердость в пределах HRC 58–63, а следовательно, высокую износостойкость. Однако такое изделие (если оно не имеет вязкой сердцевины) не выдерживает значительных динамических нагрузок.

Поэтому режущий и измерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей подвергают низкотемпературному отпуску.

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняют при 350–500 °С и применяют главным образом для пружин и рессор, а также для штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие пределы упругости, выносливости и релаксационную стойкость. Твердость стали (0,45–0,8 % С) после среднего отпуска – HRC 40–50. Охлаждение после отпуска

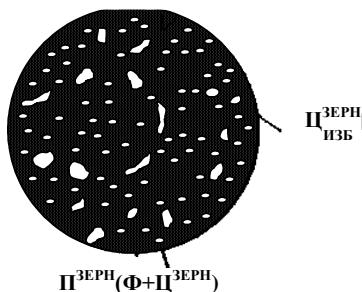


Рисунок 4.3 – Зернистый перлит

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

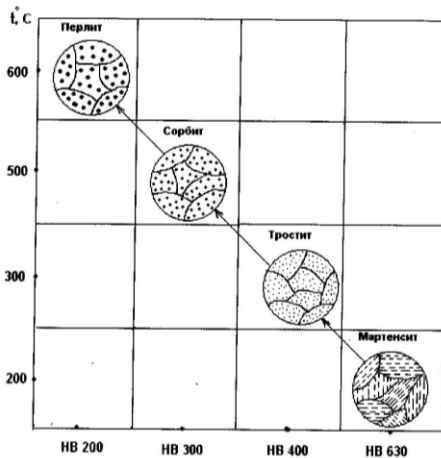
Высокотемпературный (высокий) отпуск проводят при 500–680 °С. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Закалка с высоким отпуском по сравнению с нормализованным или отожженным состоянием одновременно повышает пределы прочности и текучести, относительное сужение и особенно ударную вязкость. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением*.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3–0,5 % С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования к пределам текучести, пределу выносливости и ударной вязкости. Однако износостойкость улучшенной стали вследствие ее пониженной твердости не является высокой. Улучшение значительно повышает конструктивную прочность стали, уменьшая чувствительность к концентраторам напряжений, увеличивая работу пластической деформации при движении трещины (работу развития трещины) и снижая температуру верхнего и нижнего порога хладноломкости.

Отпуск при 550–600 °С в течение 1–2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникшие при закалке. Чаще длительность высокого отпуска составляет 1,0–6 ч, в зависимости от габаритных размеров изделия.

На рисунке 4.4 приведены изменения структуры и механических свойств после различных видов отпуска.



Механические свойства пластинчатого и зернистого перлита

Вид перлита	σ_b , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	НВ
Пластинчатый	82	15	30	228
Зернистый	63	20	40	163

Вывод: отжиг на зернистый перлит производится с целью улучшения обрабатываемости инструментальных сталей.

Все стали с содержанием углерода более 0,6% поставляются металлургическими заводами со структурой зернистого перлита.

Рисунок 4.4 – Структурные превращения мартенсита в стали У8 при нагреве

Цель работы: изучение температуры и длительности отпуска на структуру и свойства закаленной эвтектидной стали.

Порядок выполнения работы

- 1 Начертить графики различного вида отпуска.
- 2 Указать изменение структуры, происходящие при отпуске.
- 3 Экспериментальные образцы нагреть в муфельных печах с различным интервалом времени и, охладив на воздухе, замерить твердость при различных режимах (низком, среднем, высоком) отпуска.
- 4 Построить кривые зависимости твердости от температуры отпуска и времени при отпуске.

5 Выполнить микроисследование стали в отожженном, закаленном и высоком отпущенном состоянии.

Содержание отчета

- 1 Начертить графики различных видов отпуска.
- 2 Замерить твердость образцов при различных выдержках и температурах отпуска.
- 3 Построить график зависимости твердости от температуры и выдержки.
- 4 Зарисовать и описать микроструктуру стали после отжига, закалки и отпуска.

Контрольные вопросы

- 1 Что такое отпуск, для каких целей он проводится?
- 2 При каких температурах проводят низкий, средний и высокий отпуск, какие получаются структуры?
- 3 В чем разница между трооститом и сорбитом отпуска и закалки?
- 4 Как называют высокий отпуск и почему?
- 5 Как охлаждаются стали (углеродистые, легированные) после выдержки при температуре отпуска?
- 6 Для каких деталей проводят низкий, средний и высокий отпуск?

5 ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА С НАГРЕВОМ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ (ТВЧ)

Приборы и оборудование: высокочастотная установка ЛПЗ-67В, электрическая печь СНОЛ 1100, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы закаленной стали.

Краткие сведения из теории

Индукционный нагрев для термической обработки был впервые предложен в 1935 г. В. П. Вологдиным. В 1937 г. этот процесс был применен на заводе имени Ю. В. Лихачева (ЗИЛе) для упрочнения многих деталей автомобиля. Индукционный нагрев происходит вследствие теплового действия тока, индуцируемого в изделии, помещенном в переменное магнитное поле. Для нагрева изделие устанавливают в индуктор (соленоид), представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рисунок 5.1, а). Переменный ток, протекая через индуктор, создает переменное магнитное поле. В результате явления индукции в поверхностном слое, возникают вихревые токи, и в слое обрабатываемого изделия происходит выделение джоулевой теплоты. Плотность индуцированного переменного тока, по сечению проводника (нагреваемого изделия) не одинакова. Ток проходит в основном в поверхностном слое проводника. Это явление называется поверхностным эффектом.

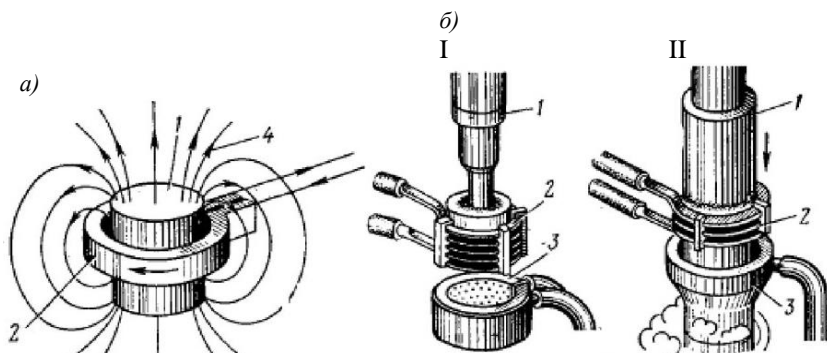


Рисунок 5.1 – Индукционный нагрев:

a – схема индукционного нагрева; *б* – закалка;

I – при одновременном нагреве всей поверхности; II – при непрерывно-последовательном нагреве; 1 – деталь; 2 – индуктор; 3 – спрейер;

4 – силовые линии магнитного поля

Вихревые токи очень быстро (от 3 до 20 с) нагревают поверхностные слои до закалочных температур. Глубина проникновения тока и толщина закаленного слоя, уменьшаются с увеличением частоты тока. Глубина проникновения тока увеличивается с повышением температуры и наиболее резко возрастает при температуре, лежащей выше точки Кюри (768 °С), вследствие резкого уменьшения магнитной проницаемости при переходе стали из ферромагнитного в парамагнитное состояние (таблица 5.1).

Таблица 5.1 – Глубина проникновения тока в углеродистую сталь (0,45 % С) при 800 °С

Частота тока, Гц	50	$2 \cdot 10^3$	$\times 10^4$	$\times 10^6$	$\times 10^5$
Глубина, мм	91,4	14,5	6,5	2,1	0,65

Одновременно уменьшается скорость нагрева, что нужно учитывать при установке режима нагрева. Скорость нагрева в области температур фазовых превращений (A_1 – A_3) для доэвтектоидной стали составляет ~ 30–300 °С/с. Для поверхностной закалки при поверхностном нагреве применяют сравнительно большую удельную мощность (0,1–2,0 кВт/см²), и поэтому время нагрева незначительно (2–50 с).

Для получения слоя толщиной 1,0 мм оптимальная частота тока составляет 50000–60000 Гц, для слоя толщиной 2 мм ~ 15000 Гц и для слоя толщиной 4 мм всего ~ 4000 Гц.

Однако уже на частотах звукового диапазона (2000–8000 Гц) можно производить поверхностный нагрев и закалку на глубину 1–2 мм. Глубина закалки примерно равна глубине нагрева до температуры выше критической

точки; глубинные слои детали нагреваются ниже температур критических точек и при охлаждении не упрочняются. При необходимости повышения прочности сердцевины перед поверхностной закалкой деталь подвергают нормализации.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Когда изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5–3,0 мм, в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки на 4–5 мм. В случае особо больших контактных нагрузок, например для валков холодной прокатки, толщина закаленного слоя достигает 10–15 мм и выше. Обычно считают, что площадь сечения закаленного слоя должна быть не более 20 % всего сечения.

При больших скоростях нагрева превращение перлита в аустенит сдвигается в область высоких температур, поэтому температура закалки при индукционном нагреве выше, чем при нагреве в печах, где скорость нагрева не превышает 1,5–3,0 °C/с. Чем больше скорость нагрева в районе фазовых превращений, тем выше должна быть температура для достаточно полной аустенитизации и получения при охлаждении оптимальной структуры (мелкокристаллический мартенсит) и максимальной твердости.

Охлаждающую жидкость (воду, водные растворы полимеров) для закалки обычно подают через душевое устройство (спрейер). Существуют следующие способы закалки индукционного нагрева (см. рисунок 5.1).

1 Одновременный нагрев и охлаждение всей поверхности. Этот метод применяют для изделий, имеющих небольшую упрочняемую поверхность (пальцы, валики, осевые инструменты).

2 Последовательный нагрев и охлаждение отдельных участков. Данный метод используют при закалке шеек коленчатых валов (последовательный нагрев и закалка одной шейки за другой), зубчатых колес с модулем более шести (закалка «зуб за зубом») кулачков распределительных валов и т. д.

3 Непрерывно-последовательный нагрев и охлаждение. Метод применяют для закалки длинных валов, осей и т. д.; при этом методе изделие перемещается относительно неподвижных индуктора и охлаждающего устройства (спрейера), или наоборот. По сравнению с первым методом не требуется большой установочной мощности генератора.

При выполнении индукционного нагрева следует учитывать эффект близости. В системе из двух проводников, по которым течет переменный ток разного направления, наибольшая плотность тока создается в тех частях, которые ближе расположены друг к другу. В связи с этим для получения закаленного слоя равномерной толщины расстояние от индуктора до поверхности детали должно быть одинаковым, а форма индуктора симметричной нагреваемой поверхности детали. Хорошие результаты дает вращение детали в индукторе.

После закалки с индукционным нагревом подвергают изделия низкому отпуску при 160–200 °С, нередко и самоотпуску. В этом случае при закалке охлаждение проводят не до конца, и в детали сохраняется некоторое количество теплоты, нагревающей закаленный слой до температур отпуска.

Для поверхностной индукционной закалки применяют стали, содержащие 0,4–0,5 % С (40, 45, 40X, 45X, 40XH и др.), которые после закалки имеют высокие твердость (HRC 50–60), сопротивляемость износу и не склонны к хрупкому разрушению.

При поверхностной закалке с использованием индукционного нагрева можно получить твердость HRC больше на 3–5 единиц, чем при закалке после нагрева в печи. Это явление часто объясняют высокой скоростью охлаждения при поверхностной закалке в мартенситном интервале температур, исключающей возможность отпуска в процессе закалки. После закалки с индукционного нагрева действительное зерно аустенита мельче (балл 10–12), чем при обычной закалке с печным нагревом (балл 7–8). Мелкое зерно получается вследствие большой скорости нагрева и отсутствия выдержки при нагреве. При поверхностной закалке, в том числе и с глубинным нагревом, сильно повышается сопротивление усталостному разрушению. Предел выносливости (при испытании образца с надрезом) для стали с 0,4 % С после нормализации составляет 15 кгс/мм² (100 %), а после поверхностной закалки 42 кгс/мм² (285 %). Повышение предела выносливости объясняется образованием в закаленном слое остаточных напряжений сжатия. Большинство деталей машин (оси, валы и др.) работает на изгиб и кручение, когда максимальные напряжения возникают в поверхностных слоях, где сосредоточены концентраторы напряжений.

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

В последнее время для локальной закалки участков поверхности различных деталей используют источники высококонцентрированной энергии – электронные и лазерные лучи.

При поверхностной закалке, как правило, не требуются охлаждающие среды, так как поверхностные слои очень быстро остывают в результате отвода теплоты в холодную часть детали.

Цель работы: ознакомление с устройством высокочастотной установки ЛПЗ-67В и технологией поверхностной закалки стали; выполнение эксперимента по определению температурно-временного режима при поверхностной закалке с нагревом токами высокой частоты; исследование твердости и микроструктуры по глубине стального образца после поверхностной закалки.

Порядок выполнения работы

- 1 Настроить вместе с преподавателем высокочастотную ЛПЗ-67В установку на заданные режимы закалки.
- 2 Закалить поверхность образцов.
- 3 Измерить твердость образцов на глубине.
- 4 Посмотреть и зарисовать микроструктуру закаленных образцов по глубине.

Содержание отчета

- 1 Указать на схеме закалки ТВЧ название основных элементов.
- 2 Записать основные режимы закалки.
- 3 Записать значение замеренной твердости по глубине образцов.
- 4 Построить график измерения твердости в зависимости от глубины.
- 5 Зарисовать и описать микроструктуру стали после закалки.

Контрольные вопросы

- 1 Сущность закалки ТВЧ.
- 2 Почему при закалке ТВЧ нагревается в основном только поверхностный слой?
- 3 Почему после закалки ТВЧ удастся получить более высокую твердость, чем при обычной закалке?
- 4 Для каких деталей и с какой целью проводят закалку ТВЧ?
- 5 Сколько составляет и от чего зависит толщина закаленного слоя?
- 6 Методы нагрева поверхностного слоя при поверхностной закалке.

6 ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА (ЦЕМЕНТАЦИЯ)

Приборы и оборудование: карбюризатор, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы закаленной стали.

Краткие сведения из теории

Химико-термическая обработка (ХТО) сочетает тепловое воздействие с химическим и вызывает изменение структуры и состава в поверхностных слоях изделия.

Химико-термическую обработку применяют для повышения твердости, износостойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости, а также для защиты от электрохимической и газовой коррозии.

Процессы химико-термической обработки включают диффузионное обогащение поверхностных слоев изделий неметаллами или металлами из внешней активной среды, которая может быть твердой, газовой или жидкой. По характеру изменения химического состава обрабатываемого изделия все разновидности химико-термической обработки можно разделить на две основные группы: диффузионное насыщение неметаллами и диффузионное насыщение металлами.

При диффузионном насыщении поверхностных слоев изделия тем или иным элементом можно выделить три одновременно идущих процесса:

1 Образование химического элемента в активированном, атомарном состоянии в результате различных химических реакций.

2 Адсорбция диффундирующих элементов поверхностью изделия

3 Диффузия адсорбированных атомов от поверхности к сердцевине изделия.

Первая и вторая стадии процесса химико-термической обработки протекают значительно быстрее третьей – диффузионной стадии, когда формируются структура и свойства диффузионной зоны. Именно третья стадия и определяет скорость процесса химико-термической обработки.

В свою очередь скорость диффузии определяется температурой: чем она выше, тем быстрее идут диффузионные процессы.

Диффузионное насыщение стали углеродом и азотом наиболее широко используется в промышленности. Углерод и азот легко усваиваются поверхностью стали, образуя с железом твердые растворы внедрения, и сравнительно быстро диффундируют вглубь изделия.

Цементация стали. При цементации происходит насыщение углеродом с целью придания поверхностным слоям детали высокой твердости и износостойкости при сохранении вязкой сердцевины, а также для повышения предела выносливости. Для цементации обычно используют низкоуглеродистые стали (0,12–0,23 % С). Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщаясь углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки. Для цементации детали поступают после механической обработки с припуском на 0,05–0,10 мм шлифование или после окончательной обработки (например, автомобильные шестерни).

Во многих случаях цементации подвергается только часть детали; тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем меди (0,02–0,05 мм), которую наносят электролитическим способом, или изолируют специальными обмазками, состоящими из смеси огнеупорной глины, песка и асбеста или окиси алюминия и талька, замешанных на жидком стекле и др. Цементацию, как правило, проводят при температурах выше точки Ас3, при которых устойчив аустенит, растворяющий в больших количествах углерод. При цементации стали атомы углерода диффундируют в решетку γ -железа.

При температуре цементации (выше точки Ас3) диффузионный слой состоит только из аустенита, а после медленного охлаждения – из продуктов его распада: феррита и цементита (рисунок 6.1, а). Концентрация углерода при этом обычно не достигает предела насыщения C_{\max} при данной температуре.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по глубине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рисунок 6.1, б). В связи с этим после медленного охлаждения в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны (рисунок 6.1, в): заэвтектоидную I, состоящую из перлита и вторичного цементита, обра-

зующего сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную 2, состоящую из одного пластинчатого перлита, и доэвтектоидную 3 – из перлита и феррита. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает по мере приближения к сердцевине.

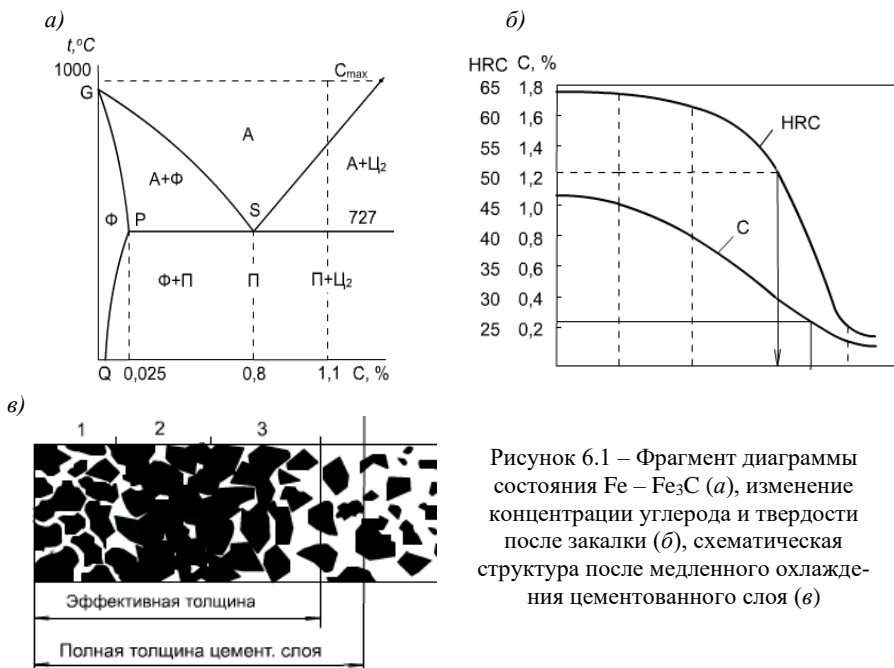


Рисунок 6.1 – Фрагмент диаграммы состояния Fe – Fe₃C (а), изменение концентрации углерода и твердости после закалки (б), схематическая структура после медленного охлаждения цементованного слоя (в)

За эффективную толщину цементованного слоя принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной (доэвтектоидной) зон (см. рисунок 6.1, в) или глубину распространения контрольной твердости свыше определенного значения. В качестве контрольной твердости (после термической обработки) принимают твердость HRC 50.

При цементации в твердом карбюризаторе изделия укладывают в герметически закрываемые металлические ящики и пересыпают смесью толченого древесного угля с содержанием 20–25 % Na₂CO₃ или BaCO₃, добавки которых интенсифицируют образование атомарного углерода.

При газовой цементации в качестве карбюризатора используют природный газ, контролируемые атмосферы, получаемые в специальных генераторах, а также жидкие углеводороды (керосин, бензол), подаваемые каплями в герметичное пространство печи, где они образуют активную газовую среду. Газовую цементацию используют в крупносерийном и массовом производстве, а цементацию в твердом карбюризаторе – в мелкосерийном производстве.

Цементацию проводят при температурах 920–950 °С на глубину 0,5–2,0 мм, причем это длительный процесс. Так при цементации в твердом карбюризаторе глубина слоя 0,1 мм достигается за 1 час выдержки, а при газовой цементации продолжительность выдержки сокращается в 2,5–3 раза.

Концентрация углерода в поверхностном слое изделия после цементации достигает 0,8–1,0 %. В случае медленного охлаждения после цементации структура изделия состоит из перлита и цементита вторичного на поверхности, более глубокие слои имеют структуру перлита, далее – перлит с небольшим количеством феррита, сердцевина состоит из феррита и перлита.

После цементации проводят неполную закалку и низкий отпуск. В результате такой обработки поверхностный слой приобретает структуру мартенсита отпуска с мелкими включениями карбидов и твердость HRC 60–62, а сердцевина состоит из закалочных структур перлитного класса и феррита (180–200 НВ). Так как удельный объем закаленного науглероженного слоя больше, чем сердцевины, в нем возникают значительные сжимающие напряжения (400–500 МПа), что и повышает предел выносливости.

К современным методам химико-термической обработки (ХТО) можно отнести насыщение поверхностного слоя изделия легирующими элементами при воздействии концентрированных потоков энергии. Наибольшее распространение получили лазерная ХТО, электронно-лучевая ХТО и плазменная ХТО (в том числе и ХТО в плазме тлеющего разряда).

Технологический процесс таких методов ХТО состоит из нескольких этапов.

1 Нанесение на поверхность изделия легирующих элементов различными способами: накатка фольги из легирующего материала; электролитическое или химическое осаждение; напыление; электроискровое легирование; нанесение порошков или обмазок.

2 Нагрев поверхности изделия до температур протекания интенсивных процессов диффузии легирующих элементов. В некоторых случаях нагрев ведут до оплавления отдельных участков поверхности изделия.

3 Механическая обработка поверхности изделия (шлифовка, полировка) для получения заданной точности размеров и шероховатости поверхности.

Также получили распространение методы ХТО, в которых нагрев поверхности изделия с нанесенной пастой легирующих элементов происходит за счет протекания экзотермической реакции горения термитной смеси.

Цель работы: ознакомление с технологией цементации в твердом карбюризаторе; определение температурно-временного режима и проведение цементации; закалка и отпуск образца; исследование твердости и микроструктуры по глубине стального образца после цементации.

Порядок выполнения работы

1 Под руководством преподавателя уложить в емкость карбюризатора цементуемый образец, закрыть крышкой и герметично замазать швы огнеупорной глиной.

2 Поместить подготовленную емкость в предварительно нагретую до 920–930 градусов печь и выдержать при данной температуре 6 часов, затем извлечь емкость, охладить на воздухе и достать образец.

3 Закалить цементованную сталь при температуре 760–780 °С, отшлифовать образец под углом и измерить твердость цементованного слоя по глубине.

4 На заранее приготовленных микрошлифах изучить микроструктуру цементованного слоя.

Содержание отчета

1 Указать схему цементации в твердом карбюризаторе.

2 Привести режимы цементации.

3 Нарисовать график цементации.

4 Нарисовать график последующей термической обработки.

5 Записать в таблицу результаты измерения твердости образца по глубине.

6 Определить эффективную толщину цементованного слоя.

7 Построить график.

8 Зарисовать микроструктуру цементованного слоя.

Контрольные вопросы

1 Что такое ХТО? Приведите примеры.

2 Что такое цементация?

3 Какие три элементарные стадии включает в себя процесс ХТО?

4 Что такое эффективная толщина цементованного слоя?

5 При каких температурных и временных режимах проводят процесс цементации и почему?

6 Механизм образования цементованного слоя.

7 Основные виды цементации, их достоинства и недостатки.

8 Какая термическая обработка проводится после цементации и почему?

9 Какие стали подвергаются цементации и почему?

10 Как меняется микроструктура цементованных сталей от края к сердцевине?

7 ЛАЗЕРНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА (ОТПУСК)

Приборы и оборудование: металлическая пластина из закаленной стали, лазерная установка, твердомер Роквелла, металлографический микроскоп, образцы закаленной стали.

Краткие сведения из теории

При воздействии мощного лазерного излучения в материалах возможно протекание различных физико-химических процессов. Эти процессы и характер их протекания определяются температурой, скоростью и временем нагрева, скоростью охлаждения материала, которые в свою очередь зависят от энергетических и геометрических характеристик лазерного пучка, свойств обрабатываемого металла, геометрии и массы облучаемого изделия, технических схем обработки и др.

С точки зрения использования лазерного излучения для поверхностной обработки с целью упрочнения материалов представляют интерес три основных процесса: лазерный нагрев поверхностного слоя материала до температуры, не превышающей температуру плавления, выдержка при этой температуре и последующее охлаждение; нагрев материала до температур, превышающих температуру плавления, кристаллизации расплава и охлаждение закристаллизовавшегося материала; нагрев материала до температур, превышающих температуру его испарения, пластическая деформация за счет ударной волны, нагрев поверхностного слоя плазмой, образующейся при взаимодействии лазерного излучения с материалом. Эти три режима лазерного нагрева и сопровождающие их физические явления в материале лежат в основе методов поверхностного упрочнения. Основной характеристикой, определяющей тот или иной процесс, является температурное поле, знание которого дает возможность оценить температуру в разных точках зоны термического влияния (ЗТВ) в различные моменты времени, скорости нагрева и охлаждения, а в конечном итоге структурное состояние и фазовый состав поверхностного слоя облученного материала. Для оценки теплового состояния материала в условиях лазерного облучения в настоящее время широко применяются методы математического моделирования процесса теплопередачи.

Эффективность их использования при проектировании и особенно при управлении технологическими процессами лазерного упрочнения можно существенно увеличить, повысив точность определения входных параметров: мощности лазерного излучения, непосредственно падающего на обрабатываемый материал, эффективной площади и формы пятна фокусирования, через которое вводится энергия в материал, закона распределения интенсивности излучения по пятну фокусирования поглотительной способности облучаемой поверхности.

Лазерный нагрев является одним из видов скоростного нагрева. Несмотря на различия физических процессов, лежащих в основе того или иного способа скоростного нагрева (электронно-лучевого, плазменного), всем им присуща общая особенность: фазовые и структурные превращения протекают в условиях, далеких от равновесных, которые, как известно, описываются диаграммами состояния.

В условиях скоростного нагрева или охлаждения фазовые превращения начинаются и заканчиваются выше или ниже равновесных температур.

Рисунок 7.1 иллюстрирует это положение применительно к случаю полиморфного ($\alpha = \beta$) превращения. Теоретическая (равновесная) температура T_0 полиморфного превращения для любых конечных скоростей нагрева и охлаждения растягивается в интервал температур, величина которого растет с увеличением скорости нагрева (охлаждения).

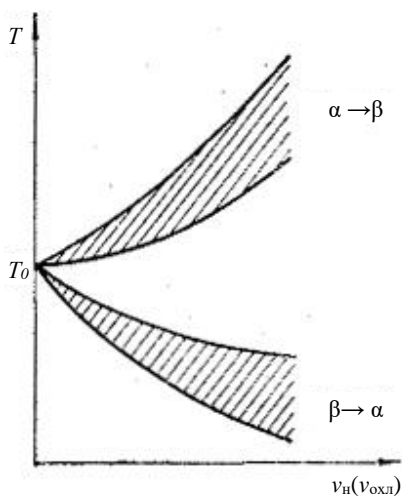


Рисунок 7.1 – Влияние скорости нагрева (охлаждения) на температуру полиморфного превращения

Весьма существенным является также то обстоятельство, что полиморфные превращения, как и другие фазовые превращения I рода, при нагреве с конечной скоростью перегреваются, т. е. происходят при температурах выше равновесной температуры превращения T_0 . Степень перегрева тем больше, чем выше скорость нагрева. Фазовые превращения при охлаждении переохлаждаются и тем сильнее, чем больше скорость охлаждения. Наконец, при равных значениях скоростей нагрева и охлаждения степень перегрева всегда оказывается ниже, чем степень переохлаждения. Другой особенностью лазерного нагрева является

его локальный и импульсный характер. Применительно к импульсному лазерному излучению это положение в комментариях не нуждается. Однако оно сохраняет силу и для непрерывного излучения лазеров. Это очевидно из следующего примера.

Пусть скорость перемещения обрабатываемого изделия относительно лазерного луча составляет 6 м/мин или 0,1 м/с. При диаметре лазерного луча 0,004 м время пребывания данного участка поверхности изделия под воздействием лазерного излучения составляет 0,04 с, т. е. всего лишь на порядок больше, чем длительность импульса лазерных установок, работающих в режиме свободной генерации. Даже при обработке материала без оплавления скорость нагрева, например, до 1200 °C составляет более $3 \cdot 10^4$ °C/с. Еще одной особенностью лазерной обработки, обусловленной ее локальностью, является сопровождающая данный процесс автозакалка объемов изделия, нагретых до температур, выше критических точек сплава.

Сразу же после прекращения лазерного импульса или перемещения луча лазера непрерывного действия на новый участок поверхности обрабатываемого изделия начинается охлаждение нагретого объема. Тепло частично рассеивается в окружающем пространстве за счет лучеиспускания, но главным образом – отводится в глубь изделия.

Вследствие высокой теплопроводности металлов и сплавов, обрабатываемых лазерным излучением, и с учетом того, что нагретый объем составляет незначительную часть всего изделия, скорость отвода тепла (скорость охлаждения) оказывается выше критической скорости закалки не только для средне- и высоко-углеродистых сталей, но и для сталей с низким содержанием углерода и даже технически чистого железа.

Таким образом, при лазерном упрочнении не требуется принудительное охлаждение нагретых объемов, т. е. происходит автозакалка. Это является одним из существенных преимуществ лазерного упрочнения сталей, чугунов и других сплавов.

Лазерный нагрев может осуществляться как с оплавлением поверхности обрабатываемого изделия, так и без него. Оплавление в сочетании с последующей автозакалкой представляет собой особый, специфический вид термической обработки – закалку из жидкого состояния. Сущностью ее является быстрое затвердевание тонких поверхностных слоев с образованием в них метастабильных структур. Поскольку формирование таких структур часто приводит к повышению эксплуатационных характеристик изделий, закалка из жидкого состояния прочно вошла в арсенал термической обработки.

При такой закалке на поверхности обрабатываемого изделия могут появляться мелкие неровности как следствие газовыделения и усадки металла при его затвердевании. Правильный и тщательный подбор режима лазерного нагрева позволяет ограничить эти неровности несколькими десятками микрометров. Последующая механическая обработка позволяет устранить эти дефекты.

Получение расплавленного слоя заданной толщины на определенном, строго очерченном участке поверхности изделия, в том числе и в труднодоступных местах, является несомненным достоинством лазерного нагрева. Достигнутое таким путем локальное упрочнение дает максимальный эффект при обработке ответственных участков поверхности изделий массового производства – гильз цилиндров, втулок, клапанов, инструментов.

Скорость охлаждения при автозакалке тонкого поверхностного слоя, как показывают расчеты, обычно составляет 10^4 – 10^8 °C/с, а в ряде случаев и выше. Такое сочетание высокой температуры нагрева и большой скорости охлаждения не может не сказываться на протекании фазовых превращений в поверхностных слоях.

Как известно, при первичной кристаллизации (из жидкого состояния) металлы и сплавы чаще всего приобретают дендритную структуру. В усло-

виях быстрого и направленного теплоотвода, характерных для охлаждения после лазерного нагрева, образуются столбчатые микрокристаллы, растущие перпендикулярно к границе между расплавленным слоем и оставшейся в твердом состоянии основной массой обрабатываемого изделия. При этом с увеличением скорости охлаждения при направленной кристаллизации толщина ветвей дендритов, как правило, уменьшается, а их длина растет.

После достижения некоторой критической скорости охлаждения (порядка $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для алюминиевых сплавов, например) дендритная форма образующихся кристаллов сменяется не дендритной. В условиях формирования большого количества центров кристаллизации из них вырастают не успевшие разветвиться компактные и мелкие субдендритные зерна, размер которых тем меньше, чем больше была скорость охлаждения.

Локальная скоростная и направленная кристаллизация после лазерного нагрева с оплавлением поверхности в значительной степени сказывается на строении эвтектики. В обычных условиях кристаллизации эвтектика имеет, как известно, колониальное строение, где участки обеих фаз чередуются друг с другом. С увеличением скорости охлаждения при кристаллизации происходит диспергирование структуры эвтектики. После достижения некоторых критических скоростей охлаждения (выше $10^5^{\circ}\text{C}/\text{с}$) колониальное строение эвтектики вообще исчезает, уступая место тонкому конгломерату фаз.

Скорость охлаждения оказывает влияние на процесс кристаллизации сплавов тем значительней, чем больше состав отличается от эвтектического. При достижении определенной скорости охлаждения может быть полностью подавлена первичная кристаллизация избыточных фаз в до или заэвтектических сплавах, и их структура становится квазиэвтектической. От эвтектической она отличается не только соотношением участвующих в образовании эвтектики фаз, но и химическим составом.

Большая скорость охлаждения сказывается как на первичной кристаллизации металлов и сплавов, подвергнутых лазерному нагреву, так и на процессах, протекающих при вторичной кристаллизации в твердом состоянии. Быстрое охлаждение фиксирует такой твердый раствор вплоть до комнатной температуры. В дальнейшем в α -фазе должны происходить процессы естественного старения, при этом следует учитывать, что концентрация второго компонента в α -фазе оказывается значительно превышающей ту, которая следует из диаграммы равновесия, еще и потому, что частицы второй фазы будут высокодисперсными.

Высокая скорость охлаждения при автозакалке после лазерного нагрева, приводя к измельчению дендритной структуры, увеличивает суммарную долю приграничных объемов ветвей дендритов, которые, как правило, обогащены легирующими элементами и примесями. В результате вырастает

содержание этих элементов в дендритах и соответственно уменьшается их количество, связанное в интерметаллических соединениях.

Следовательно, уменьшается количество кристаллов этих соединений. В предельном случае стабильные интерметаллиды могут вообще отсутствовать. Вместо них возможно образование метастабильных промежуточных фаз, появление которых в равновесных или близких к ним условиях термодинамически невозможно.

При очень больших скоростях охлаждения кристаллизация этих метастабильных фаз также становится невозможной – происходит бездиффузионная кристаллизация, когда составы исходного расплава и кристаллизующегося твердого раствора совпадают.

Предельным вариантом затвердевания в условиях чрезвычайно высоких скоростей охлаждения является аморфизация – получение металлических стекол, когда кристаллизация полностью подавлена. Лазерная аморфизация интересна возможностью получения материалов, которые при других способах производства не могут быть получены в аморфном состоянии.

Результаты лазерной обработки зависят не только от параметров лазерного излучения, но и от ряда металлургических факторов. К ним следует отнести химический состав обрабатываемого сплава – содержание в нем легирующих элементов, а для сталей и чугунов – содержание углерода и примесей; исходную структуру обрабатываемого материала, степень ее стабильности, дисперсность, форму и размеры зерен; атмосферу, в которой производится лазерная обработка, наличие в ней тех или иных газов, способных адсорбироваться поверхностью обрабатываемого изделия и диффундировать в глубь него; покрытия, травление и другие способы повышения поглощательной способности обрабатываемой поверхности и связанные с ними химические и физические взаимодействия материала покрытия (травителя) с обрабатываемым изделием; внутренние напряжения как существовавшие в материале до лазерной обработки, так и появившиеся в процессе или результате этой обработки.

Наконец, весьма существенную роль в формировании структуры и свойств изделия, подвергнутого лазерному упрочнению, играет последующая термическая обработка – отпуск, старение.

Цель работы: изучение влияния длительности лазерного нагрева на величину отпуска стали.

Порядок выполнения работы

- 1 Подготовить металлическую пластину из закаленной стали.
- 2 Разделить поверхность образца на равные участки площадью не менее 4 см².
- 3 Облучать один из участков лазерным излучением в течении 30 с.
- 4 После охлаждения облучать другой участок в течении 60 с.

5 Повторить п. 4 на других участках, увеличивая время на 30 с каждый раз.

6 Измерить твердость облученных участков.

Содержание отчета

- 1 Представить схему эксперимента.
- 2 Указать параметры лазерного излучения.
- 3 Привести эскиз поверхности образца.
- 4 Указать замеренные величины твердости.
- 5 Сделать выводы.

Контрольные вопросы

- 1 Какие основные процессы происходят при воздействии лазерного излучения на поверхность стали?
- 2 Как можно существенно увеличить эффективность лазерного упрочнения при управлении технологическими процессами?
- 3 Как влияет скорость нагрева или охлаждения на фазовые превращения?
- 4 Что такое «автозакалка» при лазерном нагреве?
- 5 При каких условиях происходит аморфизация – получение металлических стекол, когда кристаллизация полностью подавлена?

8 АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ

Приборы и оборудование: косые микрошлифы из стали 38ХМЮА, металлографический микроскоп, микротвердомер.

Краткие сведения из теории

Азотированием называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом при ее нагреве в различных средах, содержащих атомарный азот. Азотирование очень сильно повышает твердость поверхностного слоя, его износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии в таких средах, как атмосфера, вода, пар и т. д. Твердость азотированного слоя заметно выше, чем цементованной стали, и сохраняется при нагреве до высоких температур 600–650 °С, тогда как твердость цементованного слоя, имеющего мартенситную структуру, сохраняется только до 200–225 °С.

Азотирование широко применяется для шестерни, цилиндров мощных двигателей, многих деталей станков и других изделий.

Механизм образования азотированного слоя. Азотирование проводят в атмосфере аммиака, который при нагреве диссоциирует по уравнению $2\text{NH}_3 \rightarrow 2\text{N} + 6\text{H}$. Образовавшийся атомарный азот диффундирует в железо, растворяясь в нем. В сплавах железа с азотом образуется ряд фаз:

- 1 α -фаза – твердый раствор азота в α -железе;
- 2 γ' -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа Fe_4N (5,7–6,1 % N);
- 3 ε -фаза – твердый раствор нитрида железа Fe_3N (8–11,2 % N).

При проведении азотирования при температуре ниже эвтектоидной 591 °C наблюдается диффузия азота в поверхность стали с растворением его в железе и образованием α -фазы. По достижении предела насыщения α -фазы начинается образование следующей фазы, стабильной при данной температуре, а именно γ' -фазы. При дальнейшем насыщении азотом образуется ε -фаза. Следовательно, в результате диффузии в азотированном слое располагаются в поверхностной зоне наиболее богатая азотом ε -фаза несколько ниже γ' - и α -фазы.

Стали для азотирования. Твердость слоя, получаемого при азотировании железа, невелика, несмотря на указанные структурные изменения. Поэтому азотированию подвергают среднеуглеродистые легированные стали, которые приобретают особо высокую твердость и износостойкость. При азотировании легированных сталей образуются дисперсные нитриды легирующих элементов (VN , Cr_2N , Mo_2N и др.). Наиболее сильно повышают твердость алюминий, хром, молибден и ванадий. Стали, легированные хромом, вольфрамом, молибденом, ванадием после азотирования имеют твердость HV 600–850.

Если главными требованиями, предъявляемыми к азотированному слою, являются высокие твердость и износостойкость, то применяют сталь 38ХМЮА, содержащую 0,35–0,42 % C; 1,35–1,65 % Cr; 0,7–1,10 % Al и 0,15–0,25 % Mo. Одновременное присутствие алюминия, хрома и молибдена позволяет повысить твердость азотированного слоя до HV 1200. Молибден, кроме того, устраняет отпускную хрупкость, которая может возникнуть при медленном охлаждении от температуры азотирования. Для повышения коррозионной стойкости можно азотировать и углеродистые стали, но тогда процесс ведут при более высокой температуре. Легирующие элементы, повышая твердость, одновременно уменьшают при прочих равных условиях глубину слоя. Особенно сильно ее уменьшают W, Ni, Cr, Mo.

Технология процесса азотирования. Технологический процесс предусматривает несколько операций.

1 Предварительную термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска стали для получения повышенной прочности и вязкости в сердцевине изделия. Структура стали после такой термообработки – сорбит.

2 Механическую обработку деталей, а также шлифование, которое придает окончательные размеры детали.

3 Защиту участков, не подлежащих азотированию.

4 Азотирование. Длительность процесса азотирования зависит от требуемой толщины азотированного слоя. Обычно при азотировании желательно иметь слой толщиной 0,3–0,6 мм. Процесс азотирования при 500–620 °C в

этом случае является продолжительным и составляет 24–90 ч. Охлаждение после азотирования производят вместе с печью в потоке аммиака.

5 Окончательное шлифование или доводка изделия. В процессе насыщения азотом изменяются, но очень мало, размеры изделия вследствие увеличения объема поверхностного слоя. Деформация возрастает при повышении температуры азотирования и толщины слоя.

Азотирование в жидких средах. Процесс проводят при 570 °С в течение 0,5–3,0 ч в расплавленных цианистых солях (85 % соли, содержащей 40 % KCN и 60 % NaCN + 15 % Na₂CO₃), через которые пропускают сухой воздух. Соли расплавляются в тигле из титана. Вследствие низкой температуры в сталь диффундирует в основном азот, образующийся при разложении цианистых солей. В результате обработки на поверхности стали возникает тонкий (7–15 мкм) карбонитридный слой Fe₃(N, C), обладающий высоким сопротивлением износу и не склонный к хрупкому разрушению. Ниже карбонитридного слоя располагается слой, состоящий из твердого раствора азота в α-железе и избыточных кристаллов γ'-фазы. Общая глубина слоя 0,15–0,5 мм. Как и после газового азотирования, твердость слоя на углеродистых сталях составляет HV 300–350, а на легированных HV 600–1100. Жидкое азотирование значительно повышает предел выносливости сталей. Достоинством процесса является незначительное изменение размеров и отсутствие коробления деталей, недостатком – токсичность и высокая стоимость цианистых солей. Этот процесс широко применяется для обработки деталей автомобиля (коленчатые валы, шестерни и т. д.) штампов, пресс-форм и т. д.

Ионное азотирование в плазме тлеющего разряда. Значительное сокращение (в 2–3 раза) общего времени процесса достигается при азотировании в тлеющем разряде (ионное азотирование). Азотирование в тлеющем разряде проводят в разреженной азотсодержащей атмосфере (NH₃ или N₂) при подключении обрабатываемых деталей к отрицательному электроду (катоде). Анодом является контейнер установки. При обработке деталей сложной конфигурации применяют специальные профилированные аноды. Между катодом (деталью) и анодом возбуждается тлеющий разряд и ионы газа, бомбардируя поверхность катода, нагревают ее до температуры насыщения. Процесс ионного азотирования реализуется в две стадии:

- очистка поверхности катодным распылением;
- собственно насыщение.

Катодное распыление проводят в течение 5–60 мин при напряжении 1100–1400 В и давлении 0,1–0,2 мм рт. ст. В процессе катодного распыления температура поверхности детали не превышает 250 °С, температура азотирования 470–580 °С, давление 1–10 мм рт. ст., рабочее напряжение 400–1100 В, продолжительность процесса составляет от нескольких минут до 24 ч. Принципиальная схема азотирования в плазме тлеющего разряда показана на рисунке 8.1.

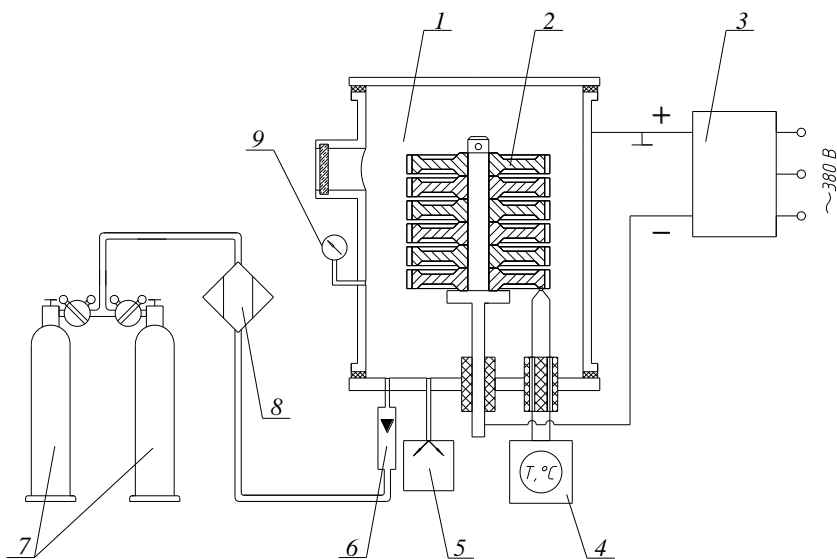


Рисунок 8.1 – Принципиальная схема азотирования в плазме тлеющего разряда:
 1 – рабочая камера; 2 – обрабатываемая деталь; 3 – источник питания; 4 – датчик температуры;
 5 – вакуумный насос; 6 – ротаметр; 7 – баллоны сжатых газов; 8 – осушитель;
 9 – индикатор давления в камере

Азотирование для повышения устойчивости против коррозии проводят при 600–700 °С. Продолжительность процесса составляет от 15 мин для мелких деталей, до 6–10 ч – для крупных деталей.

На поверхности после азотирования образуется тонкий слой ε-фазы (0,01–0,03 мм), обладающий высокой стойкостью против коррозии. Износостойкость азотированной стали в первую очередь из-за более высокой твердости выше, чем цементованной и закаленной. В азотированном слое возникают остаточные напряжения сжатия, величина которых на поверхности составляет 600–800 МПа. Это повышает предел выносливости и переносит очаг усталостного разрушения под азотированный слой.

Предел усталости гладких образцов возрастает на 30–40 %, а при наличии концентраторов напряжений (острых надрезов) – более чем на 100 %. С увеличением размера детали (образца) – этот эффект азотирования на рост усталостной прочности уменьшается. Наибольшее значение предела выносливости достигается при небольшой глубине азотированного слоя и температуре насыщения 500–520 °С. Повышение температуры азотирования снижает прирост предела выносливости. Нарушение сплошной протяженности азотированного слоя вызывает сильное падение предела выносливости, который можно повысить дробеструйным наклепом.

Изделия, подвергаемые азотированию. Азотированию подвергают гильзы цилиндров двигателей, шестерни, клапаны, шпиндели, ходовые винты, измерительный инструмент (резьбовые пробки, калибры, скобы, шаблоны и т. д.). Азотирование применяется как для сталей (конструкционных углеродистых, конструкционных легированных, инструментальных сталей, в том числе и быстрорежущей, коррозионностойких сталей и др.), так и для чугуна.

Цель работы: изучение влияния режимов ионного азотирования на толщину и твердость упрочненного слоя.

Порядок выполнения работы

1 Подготовить косые микрошлифы из стали 38ХМЮА, подвергнутые ионному азотированию в течении 10, 30 и 60 минут.

2 Произвести металлографическое травление подготовленных микрошлифов.

3 Изучить микроструктуру шлифов на металлографическом микроскопе.

4 Определить толщину упрочненного слоя на каждом микрошлифе.

5 Определить на микротвердомере распределение твердости (HV) по толщине упрочненного слоя.

Содержание отчета

1 Представить схему эксперимента.

2 Указать параметры процесса ионного азотирования.

3 Привести эскиз микроструктуры упрочненных слоев.

4 Построить график распределения твердости упрочненного слоя по глубине.

5 Сделать выводы.

Контрольные вопросы

1 Цель азотирования.

2 Структура азотированных слоев.

3 Стали, подвергаемые азотированию.

4 Виды азотирования.

5 Свойства азотированных слоев.

Список литературы

1 **Лахтин, Ю. М.** Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1980. – С. 147–156.

2 **Гуляев, А. П.** Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1986. – С. 203–212.

3 **Перминов, В. П.** Материаловедение и технология материалов / В. П. Перминов, В. А. Неронов. – Новосибирск : СГГА, 2008. – 173 с.

4 Материаловедение и технология материалов / под ред. В. Б. Арзамасова, А. А. Черепакина. – М. : Академия, 2007. – 446 с.

5 **Лазунович, Н. А.** Материаловедение. Термическая обработка / Н. А. Лазунович, Д. В. Куш, Г. П. Окатова. – Минск : БГТУ, 2014. – 16 с.

Учебное издание

ПОПОВ Александр Николаевич
ДМИТЕРКО Ирина Леонидовна
КРИВЕНКОВ Андрей Александрович

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ.
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
Пособие

Редактор *Д. В. Марцинкевич*
Технический редактор *В. Н. Кучерова*

Подписано в печать 14.03.2024 г. Формат 60×84^{1/16}
Бумага офсетная. Гарнитура Таймс. Печать на ризографе.
Усл. печ. л. 2,79. Уч.-изд. л. 2,85. Тираж 100 экз.
Зак. № 570. Изд. № 34.

Издатель и полиграфическое исполнение:
Белорусский государственный университет транспорта.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий

№ 1/361 от 13.06.2014.

№ 2/104 от 01.04.2014.

№ 3/1583 от 14.11.2017.

Ул. Кирова, 34, 246653, Гомель

**МИНИСТЕРСТВО ТРАНСПОРТА И КОММУНИКАЦИЙ
РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ**

**УЧРЕЖДЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ТРАНСПОРТА»**

Кафедра транспортно-технологических машин и оборудования

А. Н. ПОПОВ, И. Л. ДМИТЕРКО, А. А. КРИВЕНКОВ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Пособие

Гомель 2024

