

ББК 34.651
Г61
УДК 621.78

Головин Г. Ф., Зимин Н. В.

Г61 Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. Под ред. А. Н. Шамова — 5-е изд., перераб. и доп.— Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1990.— 87 с.: (Б-чка высокочастотника-термиста; Вып. 3).

ISBN 5-217-00926-8

В брошюре изложены основы металловедения и теории термической обработки металлов и сплавов; приведены общие сведения о процессах, протекающих в стали и чугуне при их нагреве и охлаждении; рассмотрены особенности индукционного нагрева при термической обработке.

В пятом издании (4-е изд. 1979 г.) более подробно рассмотрены вопросы охлаждения при закалке, расширено описание индукционной термической обработки машиностроительных деталей, проката, сварных соединений.

Брошюра предназначена для инженерно-технических работников, занимающихся термической обработкой машиностроительных деталей.

Г 2704070000—250 250—90
038(01)—90

ББК 34.651

© Издательство «Машиностроение», 1979

ISBN 5-217-00926-8

© Г. Ф. Головин, Н. В. Зимин, 1990

ПРЕДИСЛОВИЕ

Широкое применение термической обработки металлов при индукционном нагреве обусловлено простотой технологии, высоким качеством термически обработанных изделий, возможностью автоматизации процессов и высокими эргономическими свойствами [3].

Повышение цен на газ и нефть, стремление использовать эти материалы в качестве сырья для химической промышленности приводят во всем мире к тенденции расширения применения индукционного нагрева. Такая тенденция наблюдается и в нашей стране. Поэтому внимание к термической обработке с индукционным нагревом усиливается.

В то же время применение индукционного метода вследствие специфики передачи энергии в нагреваемое изделие вносят определенные особенности в поведение стали и сплавов при нагреве и последующем охлаждении. Быстрота нагрева, свойственная этому методу, отражается на кинетике фазовых превращений в сплавах, и, как правило, к концу нагрева структурное состояние сплава не соответствует равновесному состоянию. Это предъявляет особые требования к условиям охлаждения. При отпуске и нагреве наклепанного металла рекристаллизационные процессы смещаются в область более высоких температур. Неравномерность нагрева и охлаждения при скоростных режимах вносит специфические особенности в распределение внутренних остаточных напряжений. Названные и другие свойства термической обработки с применением индукционного нагрева требуют изучения как особенностей кинетики фазовых превращений, так и тех возможностей, которые заложены в этот прогрессивный метод.

Брошюра написана по материалам многолетних исследований и разработок, выполненных по ВНИИ ТВЧ и внедренных на ряде ведущих заводов страны. При написании брошюры авторы наряду с материалами собственных исследований использовали данные ведущих специалистов в области электротермии Е. П. Евангуловой, М. М. Замятина, И. Н. Кидина, А. Е. Слухоцкого, В. П. Сучкоуова, К. З. Шепеляковского и др.

Глава 1. ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ

1.1. ОСОБЕННОСТИ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Особенность индукционного нагрева металлов — генерирование тепловой энергии непосредственно в нагреваемом изделии. Это вносит определенные коррективы в кинетику нарастания температуры поверхности и в распределение температуры по сечению изделия.

При нагреве в печах или жидких средах режим нагрева характеризуется одним фактором — температурой. При конечной температуре дается выдержка для прогрева изделия по сечению и завершения фазовых превращений во всем объеме. Обычно температура нагреваемой среды мало отличается от требуемой температуры изделия, поэтому передача энергии в металл происходит медленно и нагрев оказывается сравнительно длительным. Создаются условия, близкие к равновесным, и для определения температурного режима можно пользоваться диаграммами состояния сплавов.

При индукционном методе условия нагрева отличаются от равновесных. Можно достигнуть очень больших скоростей нарастания температуры. В частности, при поверхностной закалке применяют режимы, обеспечивающие нагрев до требуемой температуры за время от нескольких секунд до долей секунды. В таких условиях диаграммой состояния сплавов железо — углерод (рис. 1.1) можно пользоваться только с учетом влияния скорости нагрева на кинетику фазовых превращений (см. п. 1.2).

Скорость нагрева стальных деталей при использовании индукционного нагрева не остается постоянной во всем интервале температур. Она изменяется вследствие изменения удельного электросопротивления ρ и магнитной проницаемости μ . Удельное электросопротивление в процессе нагрева под закалку возрастает в пять-шесть раз; магнитная проницаемость у ферромагнитных материалов при достижении точки Кюри уменьшается в 10—20 раз и становится равной единице. Одновременное изменение величин ρ и μ приводит, как правило, к снижению скорости нагрева в области выше точки Кюри в три-четыре раза. Чтобы избежать этого и изменить кинетику нагрева в желаемом направлении, регулируют или стабилизируют электрический режим в процессе нагрева. При нагреве неферромагнитных материалов, у которых в холодном состоянии $\mu = 1$, скорость нарастания температуры более равномерна и перегибов на кривой нагрева быть не должно.

Кроме изменения физических свойств на процесс нагрева влияют фазовые превращения, протекающие обычно с поглощением тепла. В период активного протекания превращения возможна даже полная остановка нарастания температуры, как это наблюдается при нагреве эвтектидной стали при достижении температуры A_{c1} .

Может играть роль также тепловое излучение, которое при температурах, близких к закалочным, ощущается достаточно сильно и должно

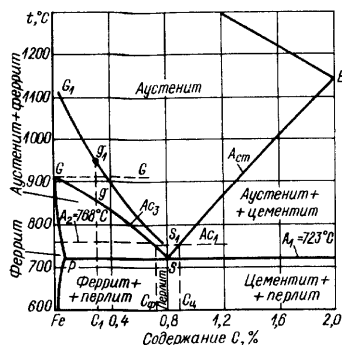


Рис. 1.1. Диаграмма состояния сплавов железо — углерод при нагреве

учитываться как при разработке конструкции нагревательных устройств, так и при определении требуемой для нагрева электрической мощности. Тепловое излучение проявляется в большей мере при сквозном индукционном нагреве, при котором применяются сравнительно низкие скорости нагрева.

На распределение температуры по сечению нагреваемого изделия при индукционном нагреве влияют несколько факторов: глубина проникновения тока в металл, его теплопроводность, режим нагрева. Глубина проникновения тока, в свою очередь, зависит от физических свойств металла и частоты тока.

Физические свойства изменяются с повышением температуры. Если металл ферромагнитный (в частности, углеродистая и малолегированная стали), то глубина проникновения тока невелика (табл. 1.1). Соответственно и температура будет возрастать в первый период нагрева только в тонком поверхностном слое (рис. 1.2). Когда температура на поверхности достигнет точки Кюри и магнитная проницаемость стали станет близкой к единице, то количество теплоты, выделяющейся в этом слое, уменьшается и повышение температуры замедляется. Значительная часть энергии будет выделяться в более глубоких слоях, еще не потерявших ферромагнетизма.

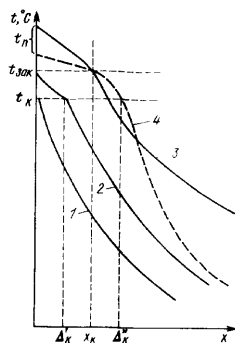
Глубина проникновения тока будет постепенно увеличиваться до тех пор, пока не достигнет значения, при котором вся подводимая энергия будет поглощаться в горячем неферромагнитном слое, который в несколько раз больше глубины проникновения тока в холодный металл. Кривая

Таблица 1.1. Глубина проникновения тока в металл при разных частотах, мм

Частота, Гц	Медь при 15 °С	Сталь при 15 °С ($\mu = 10 \div 40$)	Сталь при 800 °С ($\mu = 1$)	Титан при 1200 °С
50	10,0	10,0—5,0	70,8	9,4
500	3,0	3,0—1,5	22,0	3,0
2 500	1,3	1,5—0,7	10,0	1,33
4 000	1,0	1,1—0,5	7,0	1,05
10 000	0,7	0,70—0,35	5,0	0,665
50 000	0,3	0,30—0,15	2,2	0,3
250 000	0,13	0,15—0,07	1,0	0,2
450 000	0,10	0,11—0,05	0,7	0,1

Рис. 1.2. Распределение температуры по сечению изделия при индукционном нагреве:

t_K — точка Кюри, $t_{\text{заж}}$ — температура закалки, t_n — температура поверхности, x_K — глубина проникновения тока радиочастоты в горячий металл; x_K' — то же тока звуковой частоты; I — начальный период; 2 — нагрев током радиочастоты после нагрева до t_K' ; 3 — то же после нагрева до заданной глубины x_K ; 4 — нагрев током звуковой частоты до x_K



распределения индукционного тока по глубине, а значит, и кривая распределения температуры по сечению тела будут иметь перегиб на границах глубины проникновения тока в горячий металл (рис. 1.2). Чем выше частота тока, тем меньше глубина проникновения тока в холодный и горячий металл, тем ближе к поверхности начнется спад температуры.

При нагреве, даже быстром, свойственном поверхностной закалке, невозможно полностью избежать явления теплопроводности. Часть энергии будет отводиться в глубь изделия.

При поверхностной закалке стремятся выбирать такие режимы, чтобы нагретый слой не превышал «горячей» глубины проникновения тока. Такой нагрев называется глубинным [1].

1.2. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ И ЧУГУНЕ ПРИ НАГРЕВЕ

Качество нагрева при термической обработке определяется степенью завершенности фазовых превращений в металлах и сплавах. Для углеродистой стали к таким процессам относятся превращения эвтектоида (перлита) в аустенит, превращение структурно свободного феррита в доэвтектоидных сталях и растворение избыточных карбидов в заэвтектоидной стали. Рассмотрим влияние быстрого индукционного нагрева на кинетику протекания этих процессов.

Состав фаз в углеродистой стали при различных уровнях температуры и характер фазовых переходов определяются диаграммой состояния сплавов железа с углеродом (см. рис. 1.1). Из диаграммы видно, что перлит, представляющий собою эвтектоидную смесь двух фаз (феррита и цементита), при нагреве до температуры, обозначенной на диаграмме A_1 , начинает превращаться в аустенит. В реальных условиях процесс идет при некотором переизбытке до точки A_1' , и чем больше разность равновесных концентраций углерода в аустените на границах с цемен-

титом и ферритом $C_{\alpha} - C_{\delta}$ и увеличивается подвижность атомов углерода.

Расчеты, построенные на законах диффузии, показывают, что превращения перлита в аустенит по своей природе — быстротекущий процесс. Тонкопластинчатый перлит может перейти в аустенит при температурах, близких к A_1 , в течение 0,1—0,2 с, грубопластинчатый — за 0,8—1,0 с. Однако теоретическая расчетная скорость превращения может быть достигнута только в том случае, если это превращение, по своей природе эндотермическое и идущее с поглощением тепла в количестве 80 Дж/г, будет обеспечено необходимым количеством энергии. В термических печах передача нужного количества энергии затруднена и превращение искусственно затягивается.

При индукционном нагреве тепловая энергия генерируется непосредственно в поверхностных слоях обрабатываемого изделия, поэтому мощность, передаваемая в изделие, не ограничивается. Увеличение скорости нагрева, связанное с увеличением передаваемой в изделие мощности, вызывает ускорение процесса превращения, которое при реальных режимах термической обработки углеродистой стали завершается в полной мере при температуре, близкой к A_1 . Только при очень быстрых процессах поверхностной закалки, когда время нагрева исчисляется долями секунды, приходится учитывать время превращения перлита в аустенит и повышать конечную температуру нагрева существенно выше точки A_1 , определенной для данной стали при медленном нагреве. В этом случае говорят об интервале температур превращения перлита в аустенит.

Сказанное выше справедливо для углеродистой стали, т. е. сплава железа с углеродом. Введение в сплав легирующих элементов может оказать влияние на кинетику превращения перлита в аустенит.

Такие элементы, как никель, не образуют с углеродом химического соединения (карбида), а входят в состав твердого раствора в железе, понижая температуру перлитного превращения A_1 . С точки зрения условий нагрева это действие благоприятно, так как позволяет применить более низкие температуры нагрева. На кинетику перехода перлита в аустенит такие элементы оказывают слабое влияние, которое в практике термической обработки можно не учитывать.

Кремний, так же как и никель, не образует в стали карбидов, но он повышает температуру начала перлитного превращения. Кроме того, кремний существенно замедляет диффузию углерода в железе, что приводит к необходимости для форсирования процесса повышать температуру нагрева при термической обработке по сравнению с углеродистой сталью.

Большинство элементов, применяющихся для легирования конструкционной стали, образуют с углеродом карбиды, стойкие при относительно высоких температурах. К ним относятся хром, титан, ванадий, вольфрам и др. Скорость превращения эвтектоида, легированного этими элементами, много меньше скорости превращения перлита в углеродистой стали. Поэтому при индукционном нагреве превращение протекает в некотором интервале температур и температура окончания процесса может оказаться выше на несколько десятков градусов.

Марганец обычно входит в состав карбидной фазы, образуя сложный карбид $(MnFe)_3C$, который по свойствам и термической стойкости мало отличается от цементита.

При нагреве доэвтектоидной стали кроме процесса превращения перлита в аустенит должен произойти процесс перехода в аустенит структурно свободного феррита. Это диффузионный процесс, он протекает под влиянием углерода, диффундирующего из начальных участков аустенита, имеющих высокую концентрацию углерода. Общие закономерности превращения структурно свободного феррита в аустенит те же, что и превращения перлита. Однако при превращении феррита расстояния для диффузионного углерода больше. Следовательно, больше и продолжительность превращения. Это определяет более существенную зависимость кинетики процесса от режима нагрева.

При повышении температуры продолжается начатый ранее процесс роста первичных участков аустенита за счет феррита. По достижении температуры, соответствующей линии $G - G$ (см. рис. 1.1), сохранившиеся отдельные участки феррита с кристаллической решеткой α -железа претерпят превращение с образованием железа, имеющего кристаллическую решетку γ . Однако эти участки еще не будут насыщены углеродом. Процесс выравнивания содержания углерода, достаточного для получения после охлаждения однородного мартенсита, заканчивается в точке g_1 на линии G_1S_1 .

Таким образом, при повышении скорости нагрева доэвтектоидной стали необходимо повышать температуру нагрева по сравнению с равновесной. Конечная температура нагрева зависит от многих факторов: исходной величины зерна стали, наличия легирующих элементов, тормозящих диффузионные процессы, времени пребывания стали в области высоких температур (выше линии A_1). Поэтому режимы нагрева доэвтектоидной стали при закалке и других видах термической обработки разрабатываются для каждой марки.

В заэвтектоидных сталях избыточной фазой является цементит Fe_3C . Растворение в аустените избыточного цементита происходит выше уровня A_1 и заканчивается при температуре A_{cm} (см. рис. 1.1). Так как растворение цементита — также диффузионный процесс, оно требует времени и подобно превращению избыточного феррита зависит от условий нагрева. Увеличение скорости нагрева смещает линию A_{cm} на диаграмме равновесия в область более высоких температур. Легирование стали карбидообразующими элементами вызывает замедление процесса растворения карбидов и, следовательно, способствует еще большему повышению температуры завершения процесса при быстром нагреве.

При нагреве стали протекает еще один процесс — рост зерна. Это диффузионный процесс, поэтому скорость его зависит от температуры и времени нагрева. При температуре ниже первой критической точки A_1 этот процесс практически неощутим, но даже если и был некоторый рост зерна феррита, то в процессе перлитного превращения зарождаются новые зерна аустенита и новых зерен всегда бывает больше, чем исходных: при перлитном превращении зерно стали измельчается. Таким образом, оце-

нивая влияние условий нагрева на рост зерна стали, можно считать, что рост зерна аустенита происходит при температуре выше A_1 .

При термической обработке эвтектоидной стали температура нагрева не повышается заметно выше A_1 , поэтому рост зерна аустенита, даже если и наблюдается, очень незначителен. К концу нагрева аустенит будет мелкозернистым.

В доэвтектоидной стали рост зерна аустенита начинается после окончания перлитного превращения и происходит в первую очередь в процессе превращения избыточного феррита: границы первичных зерен аустенита постепенно раздвигаются за счет феррита и к концу процесса аустенизации зерно уже заметно вырастает. Хотя при быстром нагреве, характерном для индукционного метода, времени для роста зерна мало, полностью избежать роста зерна не удастся, но даже при нагреве до температуры $950-1000^\circ C$ оно не вырастает до значений, характерных для термической обработки с нагревом в печи.

При термической обработке заэвтектоидной стали предотвращают рост зерна аустенита тем, что не добиваются растворения избыточных карбидов и ограничивают температуру нагрева завершением перлитного превращения.

Исключение составляют случаи, когда растворение избыточных фаз обязательно:

- 1) когда необходимо изменить величину и распределение самих избыточных фаз, например ликвидировать расположение цементита в виде сетки по границам зерен;
- 2) при закалке высоколегированных инструментальных сталей, чтобы растворить в аустените необходимое количество углерода.

В обоих приведенных случаях трудно избежать заметного роста зерна аустенита.

Индукционный нагрев применяют и при термической обработке чугуна, отличающегося от стали большим содержанием углерода (более 2%) и наличием в структуре свободного углерода в виде графита. Как и у стали, металлическая основа у чугуна может быть разной: ферритной, перлитоферритной, перлитной. Графит может располагаться в виде чешуек, разобщающих зерна металлической основы (серый чугун), сфероидов (высокопрочный чугун) и гнезд (ковкий чугун).

При нагреве чугуна в структуре, во-первых, происходят те же фазовые превращения с образованием аустенитов, что и в стали, а во-вторых, свободный графит частично растворяется в аустените.

Фазовые превращения в металлической основе при быстром индукционном нагреве подчиняются тем же закономерностям, которые свойственны сталям, но наличие в чугуне повышенного количества кремния смещает превращения в область повышенных температур.

Растворение графита, являясь диффузионным процессом, также зависит от температуры и скорости нагрева: чем выше температура и длительнее нагрев, тем в большей степени происходит растворение графита и, следовательно, тем больше насыщение аустенита углеродом. Однако растворение графита протекает сравнительно медленно, поэтому ес-

ли при термической обработке необходимо растворить некоторое количество графита, то для нагрева придется использовать малые удельные мощности.

1.3. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

При рассмотрении фазовых превращений при нагреве отмечалось, что образующийся аустенит может быть неоднородным по содержанию углерода. Вследствие этого устойчивость аустенита при охлаждении может отличаться от устойчивости аустенита, полученного в равновесных условиях нагрева. Это относится в первую очередь к сталям доэвтектоидным, имеющим в исходном отожженном состоянии неоднородное распределение углерода.

Кинетика распада аустенита при охлаждении может характеризоваться С-образными диаграммами изотермического распада. На С-образных диаграммах отмечают начало и конец изотермического превращения аустенита: при высоких температурах — с образованием ферритоцементитной смеси, при низких — с образованием твердого раствора углерода в железе — мартенсите. Расположение С-образных кривых зависит от содержания в аустените углерода.

Сопоставим кривые начала распада аустенита с различным содержанием углерода. На рис. 1.3 область 1 относится к аустениту, однородному по составу. Если аустенит неоднородный, то превращение начнется в первую очередь в тех областях, где понижено содержание углерода. Область 3 для этого состава сдвинута влево, в сторону оси ординат. Если аустенит обогащен углеродом, то кривая будет сдвинута вправо (область 2).

На диаграмму нанесены кривые охлаждения с критическими скоростями v_1 , v_2 и v_3 , которые обеспечивают предотвращение распада аустенита в верхнем интервале температур и получение мартенсита. Сопостав-

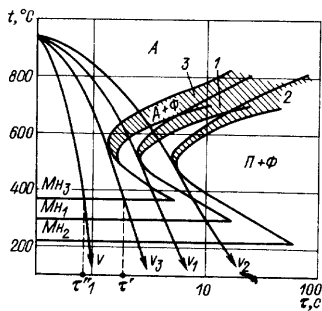
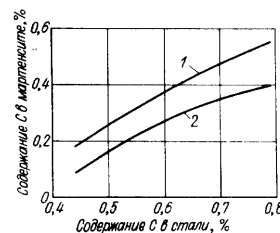


Рис. 1.3. Области изотермического распада аустенита углеродистой стали (А — аустенит; Ф — феррит; П — перлит; t' — время):

1 — после медленного нагрева, аустенит однороден; 2 — после быстрого нагрева в зонах, обогащенных углеродом; 3 — то же в зонах, обедненных углеродом

Рис. 1.4. Влияние интенсивности охлаждения на содержание углерода в мартенсите углеродистой стали [11]:

1 — охлаждение водяным душем, $\alpha_{\text{кл}} = 10^5 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}$; 2 — погружение в воду, $\alpha_{\text{кл}} = 4000 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{°C)}$



ляя эти кривые, можно видеть, что для получения мартенситной структуры в зонах, обедненных углеродом, скорость охлаждения v_3 должна быть больше, чем в зонах со средним содержанием углерода и в зонах, обогащенных углеродом ($v_3 > v_1 > v_2$). Следовательно, определяя условия охлаждения при высокочастотной закалке, необходимо учитывать неоднородность аустенита и применять более интенсивное охлаждение, чем при обычной термической обработке.

В неоднородном аустените различные зоны характеризуются разной температурой начала образования мартенсита. На рис. 1.3 M_{H1} — температура образования мартенсита из однородного по составу аустенита. Для зон, обедненных углеродом, температура M_{H3} заметно выше. Например, в стали 45 среднего химического состава мартенситное превращение начинается приблизительно 350 °С, а в той же стали, но после быстрого индукционного нагрева — уже при 450 °С.

Как видно из приведенных данных, образование мартенсита происходит в пределах температур, при которых в последующем проводится его отпуск. Следовательно, уже в процессе закалки мартенсит подвергается частичному отпуску [11]: тем в большей степени, чем дольше он будет находиться в этой области температур.

Применение интенсивного охлаждения со скоростью v (см. рис. 1.3), что характерно для высокочастотной термической обработки, сокращает до минимума период пребывания мартенсита в области температур отпуска ($t'' \ll t'$), и в твердом растворе удается сохранить углерода значительно больше, чем при охлаждении погружением в воду (рис. 1.4). Можно утверждать, что концентрация углерода в твердом растворе после закалки с применением интенсивного водяного душа взамен водяной ванны возрастает в 1,5—2 раза. Указанная особенность мартенситного превращения приводит к получению структуры, обладающей повышенной твердостью, что используют при поверхностной закалке деталей.

Глава 2. ОХЛАЖДЕНИЕ СРЕДЫ И СПОСОБЫ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

2.1. ОХЛАЖДЕНИЕ ВОДЯНЫМ ДУШЕМ И ВОДЯНЫМ ПОТОКОМ

Выбор охлаждающей среды и способов подачи ее на закаливаемую поверхность определяется как необходимостью получения заданной структуры металла, так и конкретными условиями технологического процесса термической обработки деталей.

Душевое охлаждение характеризуют следующие показатели: постоянное омывание поверхности изделий новыми, свежими порциями закалочной жидкости; возможность получения различной интенсивности охлаждения одной и той же жидкостью за счет изменения ее количества и скорости истечения из спрейера, расстояния от охладителя до изделия, количества, формы, размеров и частоты отверстий в спрейере и угла падения струй на охлаждаемую поверхность; возможность создания более равномерного омывания поверхности изделия; возможность управления процессом охлаждения на различных его стадиях [10].

Физически наиболее достоверной характеристикой охлаждающей способности среды является коэффициент теплоотдачи при любой данной температуре поверхности охлаждения: $\alpha = f(t)$. Эта характеристика позволяет проследить изменение охлаждающей способности среды и эффективности данного способа в процессе теплоотвода (рис. 2.1).

Максимальный коэффициент теплоотдачи при исключительно большой интенсивности душа, подаваемого на охлаждаемую поверхность, составляет $50 \cdot 10^4$ Вт/(м²·°С). Столь высокая интенсивность теплоотвода обусловлена образованием большого количества паровых пузырьков на границе раздела жидкость — металл, незначительностью их отрывных размеров и высокой скоростью уноса. Подобная интенсивность теплоотвода возможна лишь при ярко выраженном душевом, т. е. струйном, характере охлаждения и недостижима ни при каком другом способе, в том числе и при охлаждении потоком воды.

Вследствие сложной зависимости от температуры коэффициент теплоотдачи α не может быть рекомендован для оценки охлаждающей способности различных сред и способов охлаждения. Наиболее наглядной и практически легко используемой характеристикой является эквивалентный коэффициент теплоотдачи $\alpha_{\text{экв}}$. В условиях душевого охлаждения поверхности величина $\alpha_{\text{экв}}$ достаточно близка к усредненному по температуре коэффициенту теплоотдачи в диапазоне температур 800—100 °С.

С помощью эквивалентного коэффициента теплоотдачи может быть проведен анализ влияния отдельных параметров душа, среды и спрейера на охлаждающую способность душа как закалочного средства высокой эффективности.

Экспериментально установлено, что зависимость эквивалентного коэффициента теплоотдачи при охлаждении водяным душем от расхода воды в диапазоне от 0,1 до 1,0 м³/(с·м²) с достаточной степенью точности может быть представлена эмпирическим уравнением

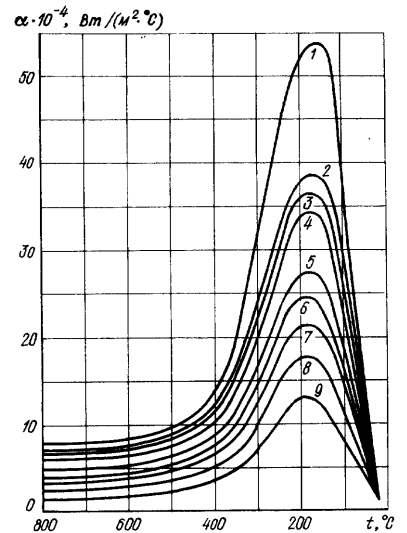


Рис. 2.1. Зависимость коэффициентов теплоотдачи при охлаждении водяным душем от температуры поверхности эталонного образца при следующих значениях расхода воды M , м³/(с·м²): 1 — 2; 2 — 1,67; 3 — 1,47; 4 — 1,2; 5 — 0,84; 6 — 0,74; 7 — 0,62; 8 — 0,49; 9 — 0,28

$$\alpha_{\text{экв}} = A_v + 10^5 B_v M,$$

где A_v , B_v — коэффициенты, зависящие от относительной площади отверстий в спрейерах K . Коэффициент A_v изменяется от $2 \cdot 10^3$ до $6 \cdot 10^3$ Вт/(м²·°С) и по сути дела представляет собой коэффициент теплоотдачи при охлаждении в водяной ванне с различной степенью перемешивания воды. Коэффициент B_v изменяется от 1,12 до 1,25 и имеет максимум при $K \approx 0,15$.

Была построена номограмма, показывающая зависимость эквивалентного коэффициента теплоотдачи от скорости истечения струй v при постоянстве расхода воды M или относительной площади отверстий K (рис. 2.2). Из графика видно, что увеличение скорости истечения струй при постоянном расходе воды и переменном значении K слабо влияет на $\alpha_{\text{экв}}$, а при постоянной относительной площади отверстий и переменном значении M резко повышает интенсивность душевого охлаждения, особенно при $K > 0,1$.

Кривые на рис. 2.2 получены для душа, перпендикулярного к поверхности изделий, при зазоре между спрейером и изделием 10—15 мм. Чтобы использовать эти данные для определения охлаждающей способности наклонного душа или душа, преодолевающего большие расстояния от спрейера до изделия, необходимо вносить поправки на влияние φ и h .

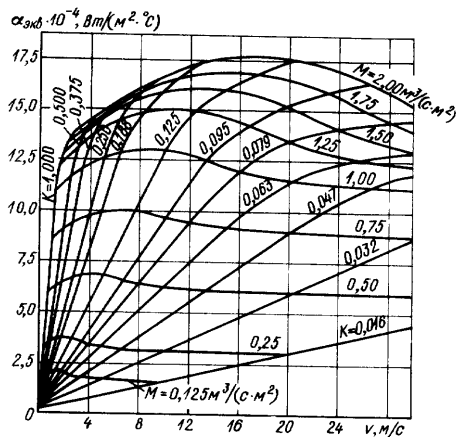


Рис. 2.2. Влияние скорости истечения струй на $\alpha_{экв}$ при постоянном расходе воды [$M=0,125 \div 2,0 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$] и постоянной относительной площади отверстий в спре-йере ($K=0,016 \div 1,000$)

Следует учитывать, что полученные зависимости могут нарушаться при одновременном охлаждении больших площадей, когда эвакуация воды из пространства между спреером и деталью затруднена.

Таким образом, эквивалентный коэффициент теплоотдачи при охлаждении водяным душем в результате влияния различных параметров душа, воды и спреера может меняться от $0,8 \cdot 10^4$ до $20 \cdot 10^4 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{C})$. Таким диапазоном изменения охлаждающей способности не обладает ни одно из известных сегодня закалочных средств.

Кривая зависимости $\alpha_{экв} = f(v)$ при $K=1$ (рис. 2.2) по существу является характеристикой охлаждающей способности *водяного потока*, направленного перпендикулярно к поверхности изделия. Охлаждающая способность такого потока меньше охлаждающей способности оптимального душа на 20—25%. Характер изменения охлаждающей способности водяного потока при понижении температуры закаливаемого изделия несколько отличается от такового при душем охлаждении: менее ярко выражено замедление охлаждения на первой стадии в области температур 800—400°C.

Охлаждение продольным водяным потоком отличается пониженной интенсивностью, которая близка к интенсивности охлаждения душем, направленным под углом $\varphi \leq 30^\circ$ к поверхности образца. Охлаждение продольным водяным потоком дает положительные результаты при закалке длинномерных изделий (валов, осей и т. п.). Применение душа не позволяет надежно избежать местных скоплений пара, приводящих к нерав-

номерности охлаждения, появлению мягких пятен и даже трещин. Продольный водяной поток смывает образовавшиеся пары воды и способствует равномерности охлаждения.

2.2. ОХЛАЖДЕНИЕ МАСЛЯНЫМ ДУШЕМ

Применение водяного душа возможно и целесообразно далеко не во всех случаях закалки после индукционного нагрева. При закалке изделий из сложнолегированных марок стали и сложной конфигурации (с выточками, шпоночными канавками, пазами, отверстиями, резкими переходами сечений и другими конструктивными элементами, являющимися концентраторами напряжений при термической обработке) даже самое тщательное соблюдение рекомендаций по обеспечению наилучшей равномерности охлаждения водяным душем не гарантирует от появления трещин в этих зонах.

Из более мягких закалочных средств в первую очередь следует называть масляный душ. Можно применять душ веретенного и трансформаторного масла, поскольку их охлаждающая способность в рассматриваемых условиях теплоотвода практически одинакова. Установлено, что при охлаждении масляным душем по сравнению с масляной ванной существенно возрастает интенсивность теплоотвода как в целом, так и на каждом этапе процесса, а также весьма заметно меняется характер охлаждения: на кривых рис. 2.3 практически отсутствует период замедленного охлаждения, соответствующий стадии пленочного кипения. Охлаждающая способность масляного душа нарастает непрерывно до максимума при 600—500°C на поверхности изделия, что может быть объяснено снижением устойчивости паровой пленки при понижении температуры. При температуре ниже 500°C происходит конвективный теплообмен [8].

Максимальной охлаждающей способностью обладает масляный душ из спреера с относительной площадью отверстий $K=0,15 \div 0,22$, что соответствует числу отверстий на 1 см^2 поверхности $n=5 \div 7$ при диаметре отверстий 2 мм (рис. 2.4).

Зависимость эквивалентного коэффициента теплоотдачи при охлажде-

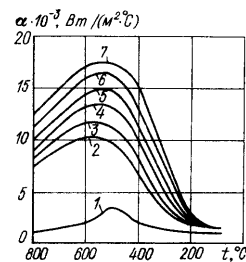


Рис. 2.3. Зависимость коэффициента теплоотдачи при охлаждении масляным душем различной интенсивности от температуры поверхности:

1 — масляная ванна; 2—7 — душ при различном расходе $M, \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$; 2 — 0,2; 3 — 0,3; 4 — 0,4; 5 — 0,5; 6 — 0,7; 7 — 1,0

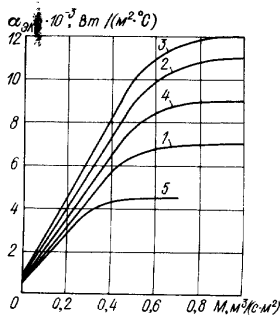


Рис. 2.4. Влияние расхода масла на $\alpha_{\text{экв}}$ при охлаждении душем из спрейеров с различной относительной площадью отверстий K :
 1 — 0,063; 2 — 0,125; 3 — 0,188; 4 — 0,375;
 5 — 1,0 (поток)

ни масляным душем от расхода масла M принципиально носит такой же характер, как и в случае использования водяного душа. До значений $M \leq 0,5 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$ эта зависимость выражается уравнением

$$\alpha_{\text{экв}} = A_m + 10^5 V_m M,$$

где A_m — коэффициент, зависящий от относительной площади отверстий в спрейере K и изменяющийся от 500 до 1000 Вт/($\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C}$) во всем диапазоне значений K ; V_m — коэффициент, зависящий от относительной площади отверстий в спрейере и в диапазоне наиболее употребляемых значений $K=0,1 \div 0,4$ изменяющийся от 0,15 до 0,18.

Охлаждающая способность масляного душа под слоем масла, иногда применяемого при закалке изделий сложной формы из высоколегированных сталей, весьма незначительна и мало отличается от интенсивности охлаждения в энергично перемешиваемом масле. Это объясняется резкой потерей скорости струй в масле.

Изменение температуры масла от 20 до 120 $^\circ\text{C}$ практически не влияет на охлаждающую способность масляного душа. Подогрев масла до 50—70 $^\circ\text{C}$ можно считать полезным, так как при этом снижается его вязкость. Экспериментально установлено, что срок службы масла, используемого для охлаждения душевым методом, может быть увеличен в три-четыре раза по сравнению с маслом, применяемым для охлаждения погружением.

При охлаждении масляным душем возникает опасность воспламенения масла. Опыты показали, что первая порция масла в момент соприкосновения с поверхностью образца действительно вспыхивает, но последующие порции почти тотчас же гасят пламя и, так как поверхность образца окисляется к этому времени охлажденной ниже температуры воспламенения масла, новых вспышек не происходит. Создание в зазоре между поверхностью образца и спрейером нейтральной атмосферы пропусканием углекислого газа или азота полностью предотвращает воспламенение масла.

Итак, масляный душ по своей охлаждающей способности является совершенно особым закалочным средством, обеспечивающим весьма высокую интенсивность охлаждения в верхнем температурном интервале [$\alpha_{\text{верх}} \approx 15\,000 \div 17\,000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$] и достаточно умеренный теплоотвод в нижнем температурном интервале [$\alpha_{\text{ниж}} \approx 2000 \div 4000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$].

2.3. ОХЛАЖДЕНИЕ ДУШЕМ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ НЕОРГАНИЧЕСКИХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Какими бы прекрасными охлаждающими свойствами не обладал масляный душ, в заводской практике его применение всегда будет встречать противодействие администрации, пожарной инспекции и службы техники безопасности. Поэтому естественно стремление исследователей как в нашей стране, так и за рубежом найти такую закалочную жидкость или такое закалочное средство, которые по охлаждающим свойствам были бы близки к масляной ванне или масляному душу на разных этапах теплоотвода, но не были горючими.

Были исследованы водные растворы неорганических соединений — таких, как NaCl, NaOH, KOH, жидкое стекло. Применять их в виде душа оказалось нецелесообразно, так как одни из них (души водных растворов солей и щелочей) обладают чрезвычайно высокой охлаждающей способностью в нижнем температурном интервале, а другие (души водных растворов жидкого стекла) легко засоряют спрейерную систему и практически не обеспечивают стабильного охлаждения [8].

За рубежом были предложены и нашли применение для закалки погружением и в виде душа водные растворы таких органических соединений, как поливиниловый спирт, полиалкилен-гликоль, полиэтилен-гликоль, османилы, аквапласты и множество других.

Охлаждающая способность душа 0,1—0,25 %-ных водных растворов поливинилового спирта при расходах 0,3—0,5 $\text{м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$ близка к охлаждающей способности интенсивного масляного душа [$\alpha_{\text{экв}} \approx 15 \times 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; $\alpha_{\text{верх}} \approx 25 \cdot 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$; $\alpha_{\text{ниж}} \approx 7 \cdot 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$]. Этот раствор легко приготовить, но он не стабилен по составу и требует постоянного контроля. Кроме того, водные растворы поливинилового спирта легко вспениваются и при душевом методе подачи на закаливаемую поверхность быстро заполняют пенной рабочей пространством закалочной камеры. Пена оседает плохо, поэтому необходимо вводить в раствор специальные пеногасители, к числу которых можно отнести диметилформамид, глицерин, трибутилофосфат, триэтанолламин. Такие пеногасители в количестве нескольких десятых процента устраняют природный дефект водных растворов поливинилового спирта, но одновременно повышают интенсивность охлаждения ими. В связи с этим души водных растворов поливинилового спирта с добавками пеногасителей в качестве закалочного средства в настоящее время применяют в ограниченных масштабах.

Души водных растворов аквапласта по охлаждающей способности еще более близки к масляному душу. Применяют 0,15—0,6 %-ные водные растворы аквапласта, причем душ 0,15 %-ного раствора при расходах 0,2—0,3 $\text{м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$ в верхнем температурном интервале превращения охлаждает как слабый водяной душ [$\alpha_{\text{верх}} \approx 20 \cdot 10^3/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$], а в нижнем температурном интервале — как интенсивный масляный душ [$\alpha_{\text{ниж}} \approx 6 \cdot 10^3 \div 8 \cdot 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{C})$]. С увеличением содержания аквапласта охлаждающая способность душа снижается еще больше. В целом для

9 174426

Харківська Державна
 НАУКОВА БІБЛІОТЕКА
 ім. В. Г. Короженка
 № 2-4244 7

душа водных растворов аква-пласта $\alpha_{э\text{кв}} = (12,5 \div 50) 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$. Охлаждение этим закалочным средством носит отчетливо двухстадийный характер; стадия пленочного кипения отсутствует.

Аква-пласт растворяется в воде, но в процессе эксплуатации состав раствора меняется и требуется его периодически контролировать для сохранения постоянства охлаждающей способности. Колебания температуры в пределах $20\text{--}50^\circ\text{С}$ практически не сказываются на охлаждающей способности душа такого раствора. Водные растворы аква-пласта обладают отчетливо кислой реакцией ($\text{pH} = 6 \div 7$), что является их недостатком. Для устранения этого дефекта в раствор вводят нейтрализатор, например триэтанолламин, добавка которого в количестве $0,1\%$ повышает pH до $8\text{--}8,5$.

Водные растворы аква-пласта не токсичны, не горючи, могут сливаться в канализацию. Они не засоряют отверстий в спрейерах, не забивают подводящих и отводящих шлангов, не вспениваются и не растворяют газов. Поэтому душ водных растворов аква-пласта — весьма перспективное закалочное средство, особенно для деталей, подвергаемых индукционному нагреву под закалку.

Аналогичными свойствами обладает и душ водных растворов османнла E_2 , с той только разницей, что для получения желаемой охлаждающей способности (близкой к масляному душу) концентрация османнла E_2 в воде должна выбираться в пределах $6\text{--}20\%$.

В качестве заменителя вышеописанных средств на Ярославском моторном заводе был предложен душ водных растворов полиакриламида (ТУ 6-01-1040—76), названного сокращенно ЗСП-1. Для получения одинаковой с водными растворами аква-пласта и османнла E_2 охлаждающей способности в нижнем температурном интервале превращения концентрация ЗСП-1 в воде должна составлять $0,25\text{--}0,01\%$ в зависимости от расхода. В интервале температур перлитного и промежуточного превращений душ водных растворов ЗСП-1 этих концентраций охлаждает в два с лишним раза медленнее, чем сравниваемые средства. Следовательно, для закалки многих сталей это средство непригодно. Кроме того, поддержание концентрации раствора в пределах от $0,01$ до $0,1\%$ весьма затруднительно, тем более что полиакриламид является сильным коагулятором и легко выпадает в осадок с окалиной и другими частицами, попадающими в ванну при закалке. Жидкость ЗСП-1 не токсична, не горюча, трудно растворяется в воде, обладает отчетливо кислой реакцией, требующей введения в раствор нейтрализаторов.

Таким образом, ЗСП-1, хотя и обладает рядом достоинств, не может служить надежной заменой аква-пласта и османнла E_2 . Во ВНИИ ТВЧ им. В. П. Володина разработана среда, представляющая собой водный раствор триэтанолламина с добавлением поливинилового спирта (ТЭАПС). Душ $8\text{--}12\%$ водного раствора триэтанолламина с добавлением $0,2\text{--}0,8\%$ поливинилового спирта при расходах $0,15\text{--}0,75 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$ обладает охлаждающей способностью, промежуточной между слабым водяным душем и масляным душем. При концентрации поливинилового спирта $0,2\text{--}0,5\%$ ($8\text{--}12\%$ триэтанолламина) для этого закалочного средства

$\alpha_{э\text{кв}} = (20 \div 6) 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$, а при концентрации поливинилового спирта $0,6\text{--}0,8\%$ $\alpha_{э\text{кв}} = (6 \div 4) 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$.

Водные растворы ТЭАПС достаточно стабильны по составу, загрязнение раствора не приводит к выпадению поливинилового спирта в осадок или образованию коллоидного раствора. Они имеют кислотное число $\text{pH} = 8,5 \div 9,0$ и предохраняют от коррозии как элементы закалочной системы, так и закаливаемые изделия. Водные растворы ТЭАПС не токсичны, не горючи, не образуют пены. Состав приготавливают, энергично перемешивая технический триэтанолламин (99% -ный раствор) в водяной ванне в течение нескольких минут (в зависимости от объема ванны), затем в ванну наливают предварительно растворенный в теплой воде поливиниловый спирт заданной концентрации, после чего весь состав вновь тщательно перемешивают.

Душ водных растворов ТЭАПС с $0,2\text{--}0,5\%$ поливинилового спирта рекомендуется для закалки относительно простых деталей из среднеуглеродистых легированных и малолегированных сталей, а душ водных растворов ТЭАПС с $0,6\text{--}0,8\%$ поливинилового спирта — для закалки изделий сложной формы из сложнолегированных сталей.

В настоящее время в СССР и за рубежом ведутся большие работы по созданию новых закалочных средств на водной основе с добавками таких веществ, которые обеспечивали бы высокие скорости охлаждения в верхнем температурном интервале превращения и весьма умеренные в нижнем. Главный упор делают на водорастворимые полимеры, моющие и поверхностно-активные вещества.

2.4. ДРУГИЕ МЕТОДЫ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Далеко не всегда требуется максимальное упрочнение после индукционного нагрева. Нередко главной задачей является снижение температурных и структурных напряжений в изделии при закалке, а также уменьшение поводки и коробления. Эту задачу успешно решает закалка в масляной ванне. Поскольку после индукционного нагрева охлаждение погружением в ванну в большинстве случаев невозможно, были сделаны попытки найти закалочное средство, обладающее во всех температурных интервалах превращения такой же охлаждающей способностью, как масляная ванна.

Водовоздушные смеси являются весьма гибким закалочным средством, позволяющим получать величину $\alpha_{э\text{кв}}$ от 500 до $20 \cdot 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$. Путем контролируемого изменения содержания воды, скорости истечения воды и воздуха, угла атаки и расстояния от сопла до поверхности изделия можно регулировать интенсивность охлаждения водовоздушной смесью и получать охлаждающую способность, близкую к той, которую дает масляная ванна.

Существует множество конструкций форсунок, применяемых для подачи водовоздушной смеси, но наиболее удобными следует признать форсунки высокого и низкого давления системы Карабина. К недостаткам

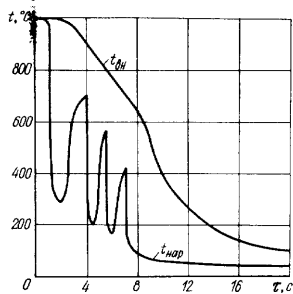


Рис. 2.5. Трехимпульсное охлаждение прутков диаметром 20 мм из стали 45 в целях упрочнения при сохранении высокой пластичности и вязкости:

$t_{нар}$, $t_{вн}$ — температуры наружного и внутреннего слоев; τ — время охлаждения

водовоздушных смесей как закалочного средства следует отнести довольно значительную неравномерность теплоотвода не только в зоне каждой форсунки, но и во всей системе форсуночного охлаждения, а также нестабильность охлаждения во времени.

При охлаждении после сквозного индукционного нагрева хорошие результаты дает так называемое *пульсирующее, или импульсное охлаждение*, разработанное во ВНИИ ТВЧ (рис. 2.5). Сущность его заключается в том, что на поверхность изделия подается импульсами душ минимальной интенсивности [$M \leq 0,1 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$]. Продолжительность каждого импульса охлаждения, длительность пауз между ними, число импульсов и условия окончательного охлаждения выбирают из следующих соображений.

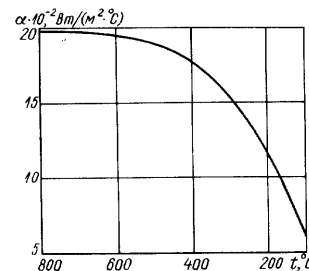
Поскольку главной целью является получение достаточно равномерного и интенсивного охлаждения по сечению изделия, но без образования структур закалки на его поверхности, продолжительность первого импульса должна быть такой, чтобы в поверхностных слоях не произошло образования мартенсита. Для любого конкретного изделия из конкретной марки стали по зависимости между критериями V_i и F_0 легко найти время действия первого импульса охлаждения.

Длительность первой паузы выбирают из условия сохранения во внутренних слоях изделия темпа теплоотвода, полученного в результате воздействия первого импульса охлаждения. Из общих теплотехнических соображений это время не должно быть больше двух продолжительностей первого импульса охлаждения. Длительность последующих импульсов и пауз между ними принимают обычно равной продолжительности первого импульса или первой паузы или в два раза меньше.

Количество импульсов охлаждения и условия окончательного теплоотвода назначают в зависимости от требуемых структуры и свойств изделия.

Благодаря применению импульсного метода удается получить охлаждение, близкое по характеру к охлаждению в масляной ванне, причем в верхнем температурном интервале превращения оно более быстрое, чем в масляной ванне, а в нижнем его можно сделать существенно более медленным, чем в масле. Импульсное охлаждение удобно при непрерывно-последовательной закалке, применяемой, в частности, для сортового проката в металлургической промышленности.

Рис. 2.6. Зависимость коэффициента теплоотдачи α при охлаждении потоком сжатого воздуха от температуры эталонного образца t



Наконец, в некоторых случаях применяют охлаждение *сжатым компрессорным воздухом*. Охлаждающая способность компрессорного воздуха достаточно высока, что объясняется наличием в нем некоторого количества влаги, которая, конденсируясь на выходе воздуха из спрейера, распыляется воздушным потоком и интенсифицирует охлаждение (рис. 2.6).

Охлаждающая способность сжатого воздуха сильно зависит от его влажности и степени понижения температуры при расширении на выходе из спрейера, меняющихся в процессе охлаждения, а также от угла наклона струй к поверхности изделия и зазора между спрейером и охлаждаемой поверхностью. Совокупное влияние этих параметров может изменять значение $\alpha_{сж}$ при охлаждении сжатым воздухом в 10—20 раз, что существенно отражается на качестве охлаждаемого изделия. Вследствие этого сжатый компрессорный воздух не может быть признан надежным охлаждающим средством, так как не обеспечивает стабильности охлаждения от изделия к изделию. Для повышения стабильности результатов воздух следует осушать, но при этом интенсивность охлаждения снижается.

2.5. ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ОХЛАЖДАЮЩИХ УСТРОЙСТВ ДЛЯ ЗАКАЛКИ ИЗДЕЛИЙ ПОСЛЕ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

Сформулируем принципы конструирования охлаждающих устройств для одновременной и непрерывно-последовательной закалки различных изделий. Следует учитывать также особенности изготовления и эксплуатации этих устройств.

Прежде всего независимо от типа охлаждающего устройства необходимо, чтобы суммарная площадь его выходных отверстий была бы не менее чем в 1,5 раза меньше общей площади сечения подводящих штуцеров. Чем больше разница в их площадях, тем лучше заполнение камеры охлаждающего устройства жидкостью и относительно равномернее ее выход из устройства по его периметру и длине.

Очень важно, чтобы закалочное устройство, особенно при непрерывно-последовательной закалке, обеспечивало одновременность и равномерность начального охлаждения по периметру изделия, так как это способствует улучшению качества последнего. В этом плане лучшие резуль-

таы дают отверстия шелевого типа, однако для изделий больших размеров нередко приходится пользоваться спреями соплового или дырчатого типа, где равномерность и одновременность начального охлаждения обеспечить трудно. Тем не менее, используя спрейер с индивидуальным и регулируемым подводом жидкости, можно и в этом случае получить хорошие результаты.

Для максимального снижения деформаций и подводки длинномерных изделий необходимо, чтобы фронт теплоотвода был перпендикулярен к оси изделий и равномерен во всех направлениях. Лучше всего этим требованиям отвечают спрейеры шелевого типа. Щели в них должны иметь переменную толщину: первые — минимальную (0,5—1,5 мм), а последние — максимальную (2,5—3,5 мм), а также переменный угол наклона: первые — наибольший (25—30°), последние — наименьший (45—60°). Во избежание попадания жидкости в индуктор при непрерывно-последовательной закалке необходимо устанавливать отсекающее или какое-либо иное приспособление в зазоре между индуктором и спрейером.

Для правильного формирования каждой струи и создания заданного направления струй жидкости надо соблюдать определенное соотношение диаметра отверстия и длины канала. Длина канала должна составлять не менее двух диаметров отверстия, а предпочтительнее не менее трех диаметров, т. е. при диаметре отверстий 2 мм толщина стенки спрейера должна быть равной 4—6 мм. Если такое соотношение не соблюдено, то направление струй жидкости будет беспорядочным и возможно неравномерное охлаждение поверхности.

При падении сильных струй на поверхность изделия охлаждение может происходить неравномерно, так как в местах между точками удара струй оно осуществляется отраженной жидкостью с меньшей интенсивностью. Во избежание этого используют вращение детали. Если деталь вращать нельзя, то создают искусственное вращение жидкости, что достигается направлением струй не перпендикулярно к закаливаемой поверхности, а под углом к ней, т. е. соответствующим сверлением отверстий. Однако надо иметь в виду, что при этом снижается интенсивность душа. Кроме того, удовлетворительные результаты получаются только в том случае, если зазор между спрейером и поверхностью изделия везде одинаков. Если это условие не соблюдается, то появляются завихрения жидкости, вызывающие неравномерность охлаждения.

Для повышения равномерности охлаждения при перпендикулярном падении струй жидкости желательно увеличить зазор между спрейером и охлаждаемой поверхностью. Тогда струи успевают расширяться и промежутки между ними уменьшаются. Это легко достигается, если спрейер отдален от индуктора. При одновременном способе поверхностной закалки спрейер чаще всего совмещен с индуктором и увеличение зазора недопустимо. В этом случае отверстия индуктора-спрейера можно сделать расширяющимися на выходе, т. е. конусными.

Как уже говорилось, коэффициент полезного действия охлаждающей среды низок. Вода при поверхностной и объемной термической обработке с применением действующих охлаждающих систем нагревается на 1—

2 °С. В настоящее время делаются попытки повысить эффективность водяного душа или потока. При объемной термической обработке в металлургическом производстве, где обрабатывается большая масса металла и расходуется много воды, это особенно важно. При непрерывно-последовательном методе термической обработки создаются камеры, которые увеличивают продолжительность контакта воды с охлаждаемой поверхностью, однако пока не разработана какая-либо универсальная конструкция, которую можно было бы здесь рекомендовать. Снижению расхода воды способствует легко осуществляемое в практике непрерывно-последовательной закалки регулируемое душевое охлаждение [10].

При одновременном способе поверхностной закалки приходится мириться с низким использованием возможностей охлаждающей жидкости.

Глава 3. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА

3.1. ВЫБОР СТАЛИ

Выбор марки стали для изделий, подвергающихся поверхностной закалке, определяется необходимостью получения высокой прочности и твердости поверхности при сохранении вязкой сердцевины.

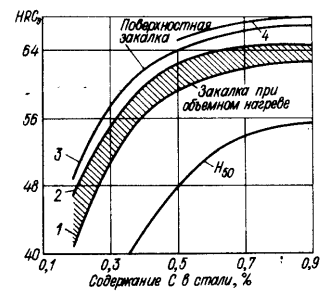
Твердость, близкую к максимально достижимой, можно получить при содержании углерода в стали около 0,6 % (рис. 3.1). Дальнейшее повышение содержания углерода в стали, не давая существенного прироста твердости, снижает ее вязкость и пластичность как в незакаленном, так и в закаленном состоянии. Поэтому содержание углерода для деталей машиностроения, работающих в сложных условиях нагружения, нежелательно иметь выше 0,6 %. Чаще всего ограничиваются применением стали с 0,45—0,50 % С.

При содержании углерода в стали более 0,5 % могут появиться закалочные трещины. Снижение содержания углерода ниже 0,3—0,35 % также нецелесообразно, так как это приводит к снижению твердости закаленного слоя.

Глубина закаленного слоя при поверхностной закалке сравнительно невелика: для деталей машиностроения, выполненных из простой углеродистой стали, она чаще всего не превышает 3—5 мм. В некоторых случаях к свойствам сердцеви-

Рис. 3.1. Твердость стали при различных вариантах закалки:

1 — при охлаждении в водной ванне, $\alpha_{\text{заб}} = 4 \cdot 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$; 2, 3 — при охлаждении водяным душем, $\alpha_{\text{заб}} = 10^4 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^\circ\text{С})$; 4 — импульсная закалка; H_{50} — твердость структуры, содержащей 50 % мартенсита



ны предъявляют повышенные требования, которые достигаются путем предварительной объемной термической обработки. В этих случаях применение углеродистой стали ограничено вследствие малой ее прокаливаемости. При диаметре изделия более 50—60 мм равномерные свойства по сечению после предварительной термической обработки получить нельзя. Поэтому приходится применять стали с повышенной прокаливаемостью: легированные марганцем, хромом, никелем и другими элементами. Степень легирования определяется размерами изделия и уровнем требуемых свойств после предварительной термической обработки.

Выбор марки стали зависит также от необходимости создания определенных условий охлаждения, что существенно при закалке деталей сложной формы. Если изделие сложной формы, например шестерню, охлаждать водой, могут возникнуть закалочные трещины. Лучшие результаты получаются при более умеренном охлаждении. Это требует применения легированных сталей, обладающих пониженной критической скоростью охлаждения.

Для каждой стали имеется определенный интервал закалочных температур. Уровень температуры закалки зависит от ее состава, главным образом от содержания углерода, причем колебания в содержании углерода в 0,1 % уже могут сказываться на режиме нагрева. Например, при температуре, оптимальной для стали с 0,4 % С, в стали с 0,5 % С получается перегрев. В то же время стандарт для одной марки стали допускает колебание содержания углерода в пределах 0,08—0,1 %. В ответственных слу-

Таблица 3.1. Характеристика основных марок стали, применяемых для высококачественной поверхностной закалки

Марка стали	Химический состав, %				Обычная твердость после отпуска	Допустимая глубина слоя, мм
	Углерод	Марганец	Хром	Другие элементы		
35	0,35—0,40	0,5—0,8	—	—	50—55	3
45	0,42—0,50	0,5—0,8	—	—	55—60	4
50	0,47—0,55	0,5—0,8	—	—	57—62	4
35Г2	0,3—0,4	1,4—1,8	—	—	53—58	5
45Г2	0,4—0,5	1,4—1,8	—	—	56—61	5
50Г	0,45—0,55	0,7—1,0	—	—	57—62	5
65Г	0,6—0,7	0,9—1,2	—	—	59—63	5
У8	0,75—0,84	0,2—0,4	—	—	60—64	2
35Х	0,3—0,4	0,5—0,8	0,8—1,1	—	52—57	6
45Х	0,4—0,5	0,5—0,8	0,8—1,1	—	56—61	6
35ХС	0,37—0,40	0,3—0,6	1,3—1,6	1,0—1,3 Si	52—57	6
40ХН	0,35—0,45	0,5—0,8	0,45—0,75	1,0—1,5 Ni	55—60	8
40ХНМ	0,36—0,44	0,5—0,8	0,6—0,9	1,5 Ni; 0,2 Mo	55—60	8
9Х	0,80—0,95	0,25—0,35	1,4—1,7	—	63—67	6
ШХ15	0,95—1,1	0,2—0,4	1,3—1,65	—	62—64	6
55ПП	0,55—0,63	0,2	—	<0,3 Si	57—62	2
47ГТ	0,44—0,51	1,0—1,2	—	<0,17 Si	55—60	2
ШХ4РП	0,95—1,05	0,15—0,3	0,35—0,5	0,06—0,12 Ti; 0,15—0,3 Si; <0,3 Ni; <0,027 S	65—67	3,5

чаях предусматривают применение стали селек, с заранее оговоренным, более узким пределом содержания углерода. Сталь селек дороже обычной, и применение ее стараются ограничить. Составы наиболее распространенных марок стали, рекомендуемых для изготовления изделий с поверхностной закалкой, приведены в табл. 3.1.

3.2. МИКРОСТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНО ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ

При оценке качества структуры поверхностно закаленного слоя можно предъявлять несколько более низкие требования, чем при оценке качества объемно закаленных изделий. Объясняется это тем, что конструктивные свойства поверхностно закаленных деталей не определяются однозначно свойствами поверхностного слоя, как при объемной закалке. В особенности это касается случая зональной (местной) закалки, осуществляемой, как правило, только в целях повышения износостойкости отдельных, наиболее изнашивающихся участков.

Наиболее распространенная структура поверхностно закаленного слоя доэвтектоидной стали — среднеугольчатый мартенсит балла 5—6 по шкале ГОСТ 8233—56. При закалке доэвтектоидной стали даже в случае быстрого нагрева трудно избежать роста зерна аустенита. Этот рост естественен, так как он в первую очередь происходит в процессе развития зерен аустенита, возникших из перлитных колоний, за счет поглощения структурно свободного феррита. Увеличение скорости нагрева и, следовательно, сокращение времени пребывания стали в области высоких температур не дает существенных результатов, так как неизбежно влечет за собой повышение температуры нагрева.

В ряде случаев приходится мириться с мартенситом балла 7—8 на участках, не несущих основной нагрузки. Это бывает, во-первых, при поверхностной закалке сложной поверхности, когда при достижении нужной температуры на рабочих участках могут оказаться перегретыми соседние. Во-вторых, крупноугольчатый мартенсит можно допустить в тонком поверхностном слое при закалке на сравнительно большую глубину, превышающую глубину проникновения тока в горячий металл. При таком режиме нагрева стремление сократить время перегретого слоя невелика и находится в пределах допуска на шлифовку. Возможность допущения в отдельных областях поверхностного слоя структуры перегрева должна оцениваться в каждом конкретном случае с учетом условий эксплуатации детали.

Разрабатывая режим поверхностной закалки той или иной детали, всегда стремятся получить результат при минимально допустимой температуре. Это снижает вероятность образования закалочных трещин, нагрева смежных незакаливаемых участков детали, способствует снижению остаточных деформаций. При таких режимах возможно получение так называемого безыгольчатого мартенсита, при травлении которого не выявляются иглы. Безыгольчатый мартенсит обладает высокими механическими свойствами и твердостью. Однако получение безыгольчатого мар-

енсита у доэвтектоидной стали всегда сопровождается неоднородностью структуры. Наряду с мартенситом выявляются участки троостита, травящиеся сильнее. Сильно протравившиеся участки имеют пониженную твердость, что выявляется при измерении микротвердости. На приборе Роквелла можно эти участки не выявить.

Структура среднегольчатого мартенсита с неравномерной концентрацией углерода и наличием трооститных выделений характерна для закалки доэвтектоидной стали с крупными скоплениями феррита в исходной структуре, свойственными, например, литой стали. Такая структура нежелательна. Требуется подготовка исходной структуры металла предварительной термической обработкой.

При закалке деталей, изготовленных из эвтектоидной и заэвтектоидной сталей, не требующих повышения температуры много выше критической точки Ac_1 , структура безгольчатого мартенсита получается сравнительно легко. Поэтому имеются все основания добиваться получения мелконгольчатого и безгольчатого мартенсита.

При нагреве заэвтектоидной стали недопустим даже небольшой перегрев, так как при этом начинается заметное растворение избыточных карбидов, аустенит пересыщается углеродом и после закалки фиксируется повышенное количество остаточного аустенита.

3.3. ТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНО ЗАКАЛЕННОГО ИЗДЕЛИЯ

Распределение твердости по сечению поверхностно закаленного изделия зависит от нескольких факторов, основные из которых: режим нагрева, т. е. распределение температуры в поверхностной зоне к концу нагрева; исходная структура, зависящая в первую очередь от содержания в стали углерода; прокаливаемость стали; условия охлаждения.

На рис. 3.2, а показано распределение твердости (кривые 1 и 2) по сечению нагретого слоя при закалке в одинаковых режимах сталей с различным содержанием углерода. Там же приведено распределение температуры к концу нагрева. Поверхностная зона I, нагретая выше закалочной температуры и быстро охлажденная, имеет структуру мартенсита. В пределах этой зоны твердость меняется незначительно, а уровень ее зависит от содержания углерода в стали. В переходной зоне II твердость постепенно снижается до исходной в сердцевине. В этой зоне количество твердой фазы — мартенсита — снижается от 100 % до нуля. По мере удаления от поверхности в глубь изделия увеличивается количество ферритных участков, появляются участки троостита, затем перлита, свойственного исходной структуре металла (зона III).

Как видно из рис. 3.2, а, при одном и том же режиме нагрева (распределение температуры по сечению идентично) общая глубина закаленного слоя сталей с различным содержанием углерода, равная сумме протяженностей зон I и II, будет одинаковой. Глубина мартенситного слоя будет тем больше, чем больше в стали углерода. Соответственно переходная зона будет уменьшаться.

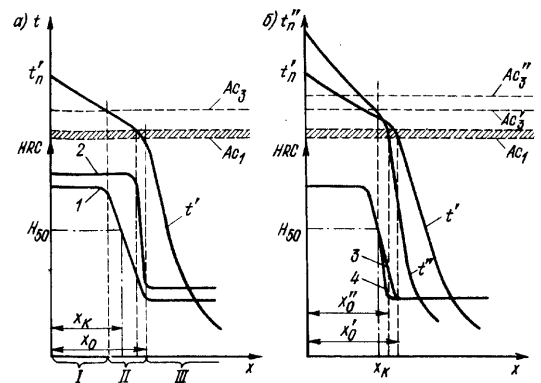


Рис. 3.2. Распределение температуры t и твердости HRC, по сечению поверхностно закаленного изделия: а — при различном содержании углерода в стали; б — при разных режимах нагрева; x_k — глубина слоя до твердости H_{50} ; x_0 , x''_0 , x'''_0 — глубина слоев до исходной структуры; t'_n , t''_n — температура на поверхности при двух разных режимах нагрева; 1, 3 — доэвтектоидная сталь, режим Ac'_3 и t'_n ; 2 — тот же режим, сталь эвтектоидная; 4 — доэвтектоидная сталь, нагрев при большей мощности, режим t''_n и Ac'_3

При оценке качества закалки по величине мартенситного слоя полностью исключается роль переходной зоны, которая по структуре и свойствам существенно отличается от сердцевины, не подвергнутой нагреву.

В практике объемной термической обработки принято за глубину прокаливаемости принимать расстояние от поверхности до зоны, имеющей в структуре 50 % мартенсита. Это определение удобно, во-первых, потому, что оно достаточно полно отражает свойства закаленного изделия в целом, и, во-вторых, потому, что твердость структуры, содержащей 50 % мартенсита (H_{50}), зависит практически только от содержания в стали углерода. Следовательно, по твердости H_{50} можно определить границу закаленного слоя. Зависимость твердости полумартенситной структуры от содержания углерода приведена на рис. 3.1.

Такой принцип заложен и при определении глубины закаленного слоя при поверхностной закалке. Однако здесь есть некоторые особенности. Средняя твердость зоны, содержащей 50 % мартенсита, при поверхностной закалке будет несколько ниже, чем представленная кривой H_{50} на рис. 3.1. Исследования показывают, что при поверхностной закалке твердость, соответствующая кривой H_{50} , получается при содержании в структуре мартенсита около 60 %. Если при поверхностной закалке глубина прогрева превышает глубину прокаливаемости стали, что при закалке про-

стой углеродистой стали весьма возможно, характер структуры переходной зоны будет приближаться к характеру, получаемому при сквозном нагреве.

На рис. 3.2, б показано распределение твердости доэвтектоидной стали при нагреве в различных режимах. Чем быстрее нагрев, тем выше закалочная температура и тем круче падает температура по мере удаления от поверхности. Из рисунка видно, что при достижении закалочной температуры на одинаковой глубине кривые твердости различаются только в нижней части, глубина же закаленного слоя x_k будет практически одинаковой.

Применение душевого охлаждения при поверхностной закалке в сочетании с возможностью отвода тепла в ненагретую сердцевину создает особые условия, при которых скорость охлаждения поверхностных слоев не зависит от сечения закаливаемого изделия. Поэтому если твердость поверхности при объемной закалке снижается с увеличением площади сечения изделия, то при поверхностном нагреве она остается неизменной и не зависит от размера изделия. Чем больше сечение, тем больше разница в твердости поверхностно и объемно закаленного изделия.

Возможность отвода тепла в холодную сердцевину изделия при поверхностной закалке способствует ускорению охлаждения на внутренней границе нагретого слоя. Это приводит к тому, что при поверхностной закалке можно получить структуру мартенсита на глубине большей, чем при сквозном нагреве. Другими словами, при поверхностном нагреве увеличивается прокаливаемость стали.

При термической обработке с использованием индукционного нагрева и душевого охлаждения можно получить на изделиях твердость существенно выше, чем после термической обработки с использованием печного нагрева и охлаждения погружением. Это явление названо сверхтвердостью. Причины появления сверхтвердости несколько и действуют они в совокупности:

- 1) мелкозернистость и мелкоблочность образующегося при быстром нагреве аустенита и мелкопальчатость и внутреннее двойникование возникающего из него при интенсивном душевом охлаждении мартенсита;
- 2) исключительно благоприятное распределение по сечению поверхностно закаленного изделия остаточных напряжений, обеспечивающих наличие максимума сжимающих напряжений на поверхности изделия;
- 3) подавление в значительной степени распада мартенсита в период охлаждения при закалке интенсивным душем (см. рис. 1.4).

Исследования показали, что если за счет первых двух факторов можно повысить твердость на 1—3 ед. HRC, то с учетом подавления распада мартенсита в процессе закалки твердость можно повысить на 4—6 ед. HRC, (см. рис. 3.1).

Мартенситное превращение в стали с относительно низким содержанием углерода начинается при температурах 300—350 °С, когда распад образовавшегося мартенсита протекает интенсивно. Ускорение охлаждения, сокращение периода пребывания мартенсита в области температур отпуска приводят к повышению твердости таких сталей в большей мере,

чем сталей с высоким содержанием углерода, у которых начало мартенситного превращения смещается в область более низких температур.

В практике высокочастотной поверхностной закалки не всегда удается использовать описанное явление сверхтвердости. Объясняется это тем, что часто невозможно применить требуемые для этого условия охлаждения, так как интенсификация охлаждения в области температур мартенситного превращения в ряде случаев способствует неоднородности охлаждения и увеличивает перепад температур по сечению, что может вызвать появление неблагоприятных внутренних напряжений и трещин (см. п. 3.7). Кроме того, поверхностно закаленные детали подвергают, как правило, отпуску или при закалке применяют самоотпуск (см. п. 3.6), что вызывает распад мартенсита, сопровождающийся снижением твердости.

3.4. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА ПРИ ГЛУБОКОМ НАГРЕВЕ

Применение сталей с ограниченной или регламентированной прокаливаемостью позволяет получить поверхностную закалку детали при глубоком нагреве [17]¹. Это вносит определенные особенности как в технологический процесс, так и в получение качественных результатов закалки.

Поскольку применяемая в этом случае сталь имеет ограниченную прокаливаемость, то при глубоком и даже при сквозном нагреве слой, закаленный на мартенсит, определяется именно свойством стали — ее прокаливаемостью. Более глубокие слои, поскольку они прогреваются также до закалочных температур, после нагрева имеют структуру аустенита, который при охлаждении испытывает превращение перлитного типа с образованием троостита и сорбита.

При поверхностной закалке деталей больших габаритов описанные условия могут быть созданы для обычных углеродистых и малолегированных сталей, так как стали этого класса имеют ограниченную прокаливаемость. В большинстве же случаев при закалке деталей машиностроения глубина закаленного слоя должна быть значительной. Поэтому приходится применять специальные стали с пониженной прокаливаемостью.

Характерным свойством сталей с пониженной прокаливаемостью является большая критическая скорость закалки, что требует применения очень интенсивного охлаждения. Это достигается с помощью специальных охлаждающих систем и большого расхода наиболее активной охлаждающей жидкости — воды, подаваемой в виде душа или быстрого потока. В противном случае в поверхностно закаленном слое образуются участки троостита — продукта распада аустенита в области высоких температур.

На рис. 3.3 показаны кривые распределения твердости по сечению изделия диаметром 24 мм, изготовленного из стали пониженной прокали-

¹ Примененный автором работы [17] термин «глубинный» использован в теории индукционного нагрева, когда глубина нагрева не выходит за пределы горячей глубины проникновения тока (см. вып. 1). Поэтому здесь применен термин «глубокий», что по существу является более правильным.

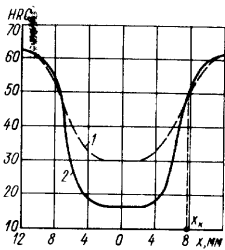


Рис. 3.3. Распределение твердости по сечению образца из стали 55ПП, при закалке (x_k — глубина закаленного слоя) [17]:

1 — глубокий нагрев; 2 — поверхностный нагрев

ваемости (марка 55ПП) и закаленных при разных режимах нагрева: глубоким и поверхностным. В обоих случаях глубина прогрева была больше глубины прокаливаемости стали. Как видно из приведенных кривых, глубина закаленного слоя, определенная как зона, имеющая в структуре более 50 % мартенсита, будет приблизительно одинаковой.

Однако распределение твердости за закаленным слоем и твердость сердцевины различны. При поверхностной закалке твердость резко падает на границе закаленного слоя, при закалке с глубоким нагревом даже в сердцевине твердость выше исходной. Анализ микроструктуры показывает, что в последнем случае в сердцевине преобладает структура троост-сорбита.

Свойства стали ограниченной прокаливаемости могут быть использованы и при сквозном прогреве изделия, в том числе и при обычных методах нагрева от внешнего источника тепла. Однако индукционный нагрев вносит в этот процесс определенные качественные преимущества. Прежде всего индукционный нагрев осуществляется значительно быстрее, чем нагрев от внешних источников тепла. Это дает возможность получить после нагрева структуру мелкозернистого аустенита, что, в свою очередь, при последующем охлаждении обеспечивает получение мелкозернистого или безыгольчатого мартенсита. Сталь с пониженной прокаливаемостью имеют еще лучшие зерновые характеристики благодаря специальным методам выплавки этих сталей и снижению их склонности к росту зерна аустенита. Кроме того, в большинстве случаев поверхностного упрочнения не требуется применять сквозной нагрев, что дает определенные энергетические преимущества индукционному методу.

При использовании метода поверхностной закалки с глубоким нагревом к сталям предъявляют специальные требования по технологическим свойствам [17]. Содержание углерода может колебаться в широких пределах (от 0,4 до 1,2 %) в зависимости от требований по твердости и другим эксплуатационным характеристикам. Сталь должна иметь малую склонность к росту зерна аустенита при нагреве и обладать критической скоростью закалки, обеспечивающей требуемую глубину мартенситного слоя. В табл. 3.1 приведены составы сталей 55ПП, 47ГТ и ШХ4РП, наиболее распространенных при поверхностной закалке с глубоким нагревом.

3.5. ИМПУЛЬСНАЯ ЗАКАЛКА

В последнее время получила распространение так называемая импульсная закалка, после которой закаленный слой приобретает твердость 65—67 HRC. Инструмент с такой твердостью обладает исключительно вы-

сокими режущими свойствами и повышенной износостойкостью. Эти свойства связаны с получением очень тонкой кристаллической структуры, отличной от структуры, получаемой при обычных режимах поверхностной закалки.

Выше (в п. 1.3) показано, что при нагреве до закалочных температур в стали происходит рост зерна образовавшегося аустенита. Степень роста зерна зависит как от конечной температуры нагрева, так и от продолжительности пребывания стали в области температур фазовых превращений (аустенитизации).

При кратковременном нагреве можно получить мелкое зерно аустенита и после резкого охлаждения зафиксировать мартенсит, характеризующийся настолько мелким зерном, что оно не выявляется методом обычной микроскопии. Получается структура безыгольчатого мартенсита. При импульсной закалке время нагрева исчисляется сотыми долями секунды. Соответственно средняя скорость нагрева составляет более 10 000 °С/с, а время пребывания металла в области аустенитизации — менее 0,05 с. За такое время превращение перлита в аустенит не успевает завершиться при температурах, близких к A_1 , и для полной аустенитизации и выравнивания концентрации углерода в металле температура должна быть повышена до 1100—1200 °С. После резкого охлаждения получается безыгольчатый мартенсит тонкого строения. При этом ускоренное охлаждение, как отмечалось выше, способствует предотвращению отпуска возникшего мартенсита и сохранению повышенного содержания в нем углерода.

Если импульсная закалка производится током средних частот (2,5—10 тыс. Гц), при которых глубина проникновения тока в горячий металл достигает нескольких миллиметров и прогрев осуществляется соответственно на такую же глубину, для закалки приходится применять искусственное ускоренное охлаждение, преимущественно водяным душем. При использовании тока радиочастот импульсный нагрев осуществляется в пределах 1 мм. В этих условиях можно обойтись без применения внешних охлаждающих сред. Расчеты показывают [5], что за счет отвода тепла в толщу холодного металла скорость охлаждения в интервале 1000—500 °С может достигать 1500 °С/с и более, что достаточно для получения мартенсита в углеродистой стали.

Сказанное в первую очередь относится к эвтектоидной и заэвтектоидной сталям, не имеющим в структуре зерен свободного феррита. В доэвтектоидной стали рост зерна аустенита начинается сразу после перлитного превращения, т. е. выше A_1 . Этот рост происходит естественно путем перемещения границ зерен аустенита в сторону зерен феррита. К тому времени, когда полностью завершится превращение избыточного феррита, зерно вырастет настолько, что после закалки получится не безыгольчатый, а мелкоигольчатый мартенсит. Эффект, получаемый при импульсной закалке эвтектоидной стали, в данном случае в полной мере не достигается.

3.6. ОТПУСК ПОВЕРХНОСТНО ЗАКАЛЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Отмечено, что после поверхностной закалки твердость поверхности может быть на 4—5 HRC, выше, чем при обычной закалке со сквозным нагревом. Возможные причины явления сверхтвердости уже были названы: тонкое строение мартенсита, повышенная концентрация углерода в мартенсите и наличие на поверхности значительных сжимающих остаточных напряжений. Для снижения остаточных напряжений, которые могут сказаться отрицательно на свойствах слоя и изделия в целом, применяют отпуск.

На рис. 3.4 показано изменение твердости поверхности после отпуска. Из кривых видно, что уже при низких температурах отпуска наблюдается снижение твердости поверхностно закаленного изделия. По-видимому, при таких температурах протекают те процессы низкого отпуска, которые в условиях обычной закалки происходят в процессе закалочного охлаждения. При температуре отпуска 200 °С твердость поверхностно закаленного изделия сравнима с твердостью, полученной после объемной закалки с нагревом в печи. Таким образом, если после поверхностной закалки применять отпуск выше 200 °С, то явление сверхтвердости исчезает. Поэтому для сохранения повышенной твердости отпуск проводят при температуре лишь немного выше 100 °С.

При низком отпуске поверхностно закаленных изделий твердость снижается главным образом в пределах слоя x_k , где структура состоит преимущественно из мартенсита. На глубине x_k и далее средняя твердость практически не меняется. Это дает основание определять глубину закаленного слоя, пользуясь кривой H_{50} на рис. 3.1 после низкого отпуска.

Продолжительность нагрева при низком отпуске, как правило, определяется условием получения перепада температур по сечению закаленного слоя в пределах ± 10 °С, так как большая разность температур вызывает неравномерность твердости слоя. При отпуске с нагревом в печи во избежание перегрева поверхности атмосферу печи не нагревают выше верхнего предела заданного интервала температур. Вследствие этого нагрев осуществляется медленно и процессы отпуска мартенсита успевают завершиться к тому моменту, когда изделие прогреется до заданной температуры.

Указанный перепад температур по сечению закаленного слоя следует выдерживать и при отпуске с индукционным электронагревом, что возможно лишь при медлен-

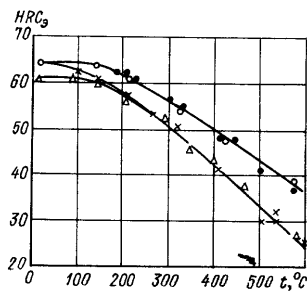


Рис. 3.4. Зависимость твердости поверхности закаленных изделий от различных режимов отпуска:

× — обычный отпуск; ● — электроотпуск; ○ — самоотпуск; △ — уровень твердости после объемной закалки с нагревом в печи

ном нагреве (при малых удельных мощностях подводимой энергии). Исключение составляют тонкостенные изделия, например гильзы, которые можно равномерно прогреть индукционным методом сравнительно быстро. В этих случаях следует учитывать, что кратковременность нагрева при электроотпуске может вызвать неполноту завершения процессов отпуска мартенсита, свойственные заданному уровню температур, и для достижения уровня твердости и степени снижения остаточных напряжений, идентичных получаемым при длительной выдержке, температуру надо повышать.

Результаты, аналогичные наблюдаемым при электроотпуске, получаются и при закалке с самоотпуском. Самоотпуск достигается за счет тепла, сохранившегося в глубине изделия после окончания интенсивного закалочного охлаждения. На рис. 3.5 показано распределение температуры по сечению изделия в разные моменты охлаждения. При резком охлаждении поверхности температура в слое быстро снижается, максимум на температурных кривых смещается в глубь изделия. После достижения на заданной глубине x_k температуры образования мартенсита M_n охлаждение прекращают (кривая 4). Тепло, сохранившееся в промежуточной зоне, распространяется равномерно по всему объему, нагревая и отпуская закаленный слой (кривая 5). Так как продолжительность пребывания закаленного слоя при температуре самоотпуска близка к продолжительности электроотпуска, то и результат будет одинаковым (см. рис. 3.4).

При закалке с самоотпуском имеется зона, которая нагревается до закалочной температуры, но при закалке не охлаждается до температуры мартенситного превращения (зона А на рис. 3.5). В этой зоне аустенит претерпевает преимущественно бейнитное превращение в период самоотпуска. При закалке с самоотпуском изделий, изготовленных из легированной стали, в зоне бейнитного превращения может сохраниться повышенное количество остаточного аустенита, который при последующем охлаждении превратится в мартенсит. Это неблагоприятно скажется на механических свойствах, особенно при циклических нагрузках, и такие изделия следует подвергать дополнительно обычному отпуску. Роль самоотпуска в этих случаях сводится к предотвращению возникновения трещин при резком закалочном охлаждении.

Применение самоотпуска при поверхностной закалке деталей со-

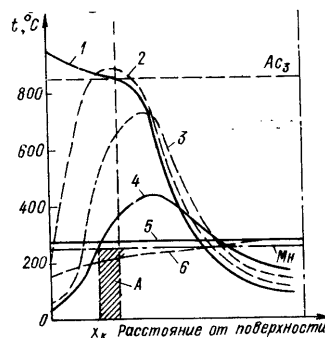


Рис. 3.5. Распределение температуры в процессе охлаждения при закалке с самоотпуском:

1 — конец нагрева; 2, 3 — стадии искусственного охлаждения; 4 — окончание искусственного охлаждения; 5 — температура самоотпуска; 6 — охлаждение после самоотпуска

сложной поверхностью не всегда дает удовлетворительные результаты, так как условия охлаждения отдельных зон различны. Например, при закалке шестерен в теле зубьев после прекращения охлаждения может не сохраниться достаточного количества теплоты, чтобы поверхностно закаленный слой на зубьях вновь прогревался до температуры самоотпуска. В этом случае может быть применен комбинированный метод: самоотпуск с дополнительным кратковременным индукционным отпуском. Деталь после окончания процесса самоотпуска может быть повторно нагрета в том же индукторе с таким расчетом, чтобы переохлажденные участки (в частности, зубья шестерен) нагрелись до температуры самоотпуска. Таким образом, условия отпуска закаленного слоя будут идентичными на всех участках сложной поверхности.

3.7. ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТИ ЗАКАЛЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

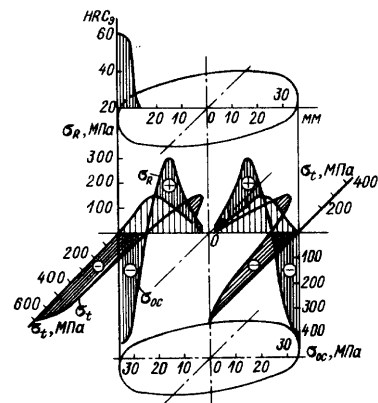
В процессе термической обработки возникают внутренние напряжения в металле, вызванные неоднородностью объемных изменений. В зависимости от происхождения их делят на *тепловые*, вызванные неравномерностью температуры по сечению изделия, и *структурные*, вызванные локальным изменением удельного объема в процессе фазовых превращений.

При поверхностной закалке тепловая неоднородность выражена наиболее ярко, так как поверхность достигает закалочных температур в то время, когда на небольшой глубине еще сохраняется исходная температура. Следовательно, и фазовые превращения идут в разных зонах в разное время и с разной интенсивностью. Все это создает условия для возникновения в изделии значительных напряжений: как временных, меняющихся в процессе осуществления операции закалки, так и остаточных, сохраняющихся после окончания процесса [4].

В начальный период нагрева в поверхностном слое возникают напряжения сжатия, так как нагреваемый слой стремится увеличиться в объеме, но он связан с холодной сердцевиной, что препятствует изменению его линейных размеров. При достижении температуры 700—750 °С напряжения снимаются, так как металл в поверхностном слое становится пластичным и претерпевает деформацию (так, при нагреве цилиндра увеличивается диаметр). Снятие напряжений способствует также фазовый переход с образованием аустенита и уменьшением удельного объема металла.

При резком охлаждении поверхность быстро теряет пластичность, металл становится упругим. При дальнейшем охлаждении поверхностный слой стремится сократиться, но этому препятствует сердцевина, и в нем возникают напряжения растяжения. При температуре 250—350 °С в зависимости от состава стали происходит превращение аустенита в мартенсит, которое сопровождается заметным увеличением удельного объема. Это компенсирует возникшие ранее напряжения растяжения, и в поверхностном слое в конечном итоге сохраняются напряжения сжатия. Если

Рис. 3.6 Распределение трех главных векторов остаточных напряжений в образце диаметром 65 мм из стали 45



охлаждение ведется при таких условиях, когда мартенсит не образуется и аустенит претерпевает распад с образованием ферритоцементитной смеси, то увеличение удельного объема металла незначительно, полной компенсации тепловых напряжений растяжения не будет и в поверхностном слое они сохраняются.

На рис. 3.6 представлены эпюры распределения трех главных векторов остаточных напряжений: тангенциальных σ_R , осевых σ_{os} и радиальных σ_e , построенных на объемной модели цилиндра. Эпюры получены при исследовании поверхностно закаленных образцов диаметром 65 мм из стали 45. Как видно из рисунка, эпюры для осевых и тангенциальных остаточных напряжений, их распределение по сечению изделия очень близки не только по расположению максимальных и минимальных значений, но и по абсолютному значению. Поэтому часто судят об их величине по данным измерения одного из этих векторов. Радиальные напряжения — всегда растягивающие с максимумом в районе границы закаленного слоя. Они сравнительно невелики, и обычно их не учитывают. Однако вероятность их проявления есть, в особенности при малых глубинах слоя и при воздействии напряжений от внешних усилий.

При местной закалке, применяющейся обычно при термической обработке деталей сложной формы, на некотором расстоянии от границы закаленного слоя возникает область действия остаточных напряжений растяжения, достигающих 100—200 МПа.

На величину остаточных напряжений влияет много факторов. Первым можно назвать состав стали.

Тепловые внутренние напряжения практически не зависят от состава стали, так как тепловые свойства сталей, обычно применяемых при поверхностной закалке, близки. Однако они неотделимы от структурных

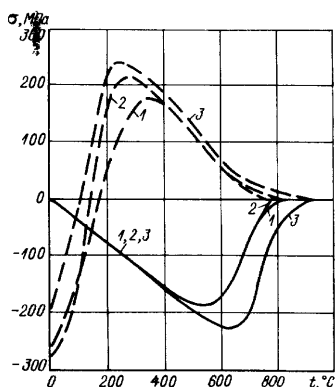


Рис. 3.7. Схема возникновения остаточных напряжений σ при поверхностной закалке:

— нагрев; — — — охлаждение;
1 — среднеуглеродистая сталь; 2 — высокоуглеродистая сталь; 3 — среднеуглеродистая легированная сталь

Углеродистые стали (кривые 1, 2) раньше начинают терять упругие свойства. Уже при температуре 500—550 °C под влиянием возникших внутренних напряжений происходит пластическая деформация нагретого слоя, и при достижении закалочной температуры напряжения равны нулю. В легированной стали высокая пластичность появляется при более высоких температурах и напряжения сжатия, возникающие в нагретом слое, продолжают расти до температуры 600—650 °C (кривая 3). Далее также происходит пластическая деформация слоя, и при температуре закалки внутренние напряжения становятся равными нулю.

При резком охлаждении в поверхностном слое возникают тепловые напряжения растяжения. Они будут компенсироваться структурными превращениями только в области низких температур в связи с образованием мартенсита. Быстрее всего начинается превращение в доэвтектоидной углеродистой стали, при более низкой температуре — в высокоуглеродистой стали. Несмотря на то что объемный эффект мартенситного превращения у этих сталей разный, конечные результаты будут очень близки. В легированной конструкционной стали образование мартенсита начинается при еще более низкой температуре, когда максимум значения тепловых напряжений растяжения будет больше, чем в предыдущих случаях. Объемный эффект мартенситного превращения будет такой же, как у простой среднеуглеродистой стали. Поэтому в итоге в изделии из

напряжений, вызванных теми фазовыми превращениями, которые обеспечиваются при поверхностной закалке. Конечный результат зависит от температуры начала мартенситного превращения стали и процента изменения удельного объема металла в процессе этого превращения. Оба фактора связаны с составом стали.

На рис. 3.7 приведена схема возникновения остаточных напряжений при поверхностной закалке изделий, изготовленных из сталей различного состава. При нагреве вследствие теплового расширения в поверхностном слое возникают напряжения сжатия. Так как коэффициент объемного расширения в этом интервале температур мало зависит от состава стали, рост напряжений начинается у всех сталей приблизительно одинаково.

легированной стали значение остаточных напряжений сжатия на поверхности будет заметно меньше.

Значения остаточных напряжений зависят от глубины закаленного слоя. С увеличением глубины слоя расширяется зона действия напряжений сжатия, но максимальное их значение на поверхности изделия снижается. Одновременно зона действия максимальных напряжений растяжения смещается вглубь, что является положительным фактором. При выборе глубины закаленного слоя стремятся сочетать сохранение высоких напряжений сжатия на поверхности со снижением и смещением вглубь изделия зоны действия максимальных напряжений растяжения. Оптимальный вариант наблюдается при определенном соотношении глубины закаленного слоя и радиуса толщины изделия. Исследования показывают, что лучшие результаты получаются, когда глубина закаленного слоя x_k (до зоны, содержащей 50 % мартенсита) составляет приблизительно 0,2—0,3 радиуса изделия.

Значения остаточных напряжений, особенно в зоне действия напряжений растяжения, зависят от режима нагрева. В п. 1.1 было показано, что одну и ту же глубину закаленного слоя x_k можно получить при разных режимах нагрева (и, следовательно, при различной общей глубине закалки x_0) и разной ширине переходной зоны $x_0 - x_k$. При слишком широкой переходной зоне заметно снижение напряжений на поверхности и, что важно, может появиться нежелательный второй максимум напряжений растяжения в пределах закаленного слоя. Исследования показывают, что лучшие результаты получаются, когда ширина переходной зоны с твердостью меньше H_{50} составляет 0,25—0,30 общей глубины закаленного слоя x_0 . Такое соотношение обеспечивается при условии соблюдения принципа глубинного нагрева [4], когда глубина закаленного слоя меньше горячей глубины проникновения тока Δ_k .

Режим нагрева влияет на остаточные напряжения на границе закаленного слоя при местной закалке. Чем медленнее нагрев, тем шире по поверхности распространяется тепло и тем дальше от границы закаленного слоя формируется максимум напряжений растяжения.

Отпуск или самоотпуск поверхностно закаленных деталей существенно снижает остаточные напряжения, что вызвано началом распада мартенсита, сопровождающегося уменьшением удельного объема металла. Уже при низком отпуске (200—240 °C), предусматриваемом незначительное снижение твердости закаленного слоя, остаточные напряжения могут быть снижены на 25—30 %. При местной закалке отпуск может привести к повышению напряжений растяжения на границе закаленного слоя. Поэтому нагрев выше 200—240 °C нежелателен.

Внутренние напряжения, возникающие в изделии в период охлаждения, являются причиной образования закалочных трещин. Можно выделить два периода, когда вероятно возникновение трещин. Первая опасность возникает тогда, когда температура поверхности достигает 400—300 °C. При этой температуре сталь малопластична, хотя и имеет структуру аустенита, поэтому сокращение объема тонкого поверхностного слоя, вызванное охлаждением, может привести к возникновению в нем напря-

жений растяжения, превышающих предел прочности. Последующее мартенситное превращение, протекающее с увеличением объема, создает в закаленном слое напряжения сжатия, и образовавшиеся ранее закалочные трещины становятся сжатыми и не развиваются в глубь закаленного слоя. Второй момент может возникнуть при закалке на повышенную глубину. В этом случае трещины могут образоваться уже после того, как поверхностный слой претерпит мартенситное превращение и станет твердым и хрупким, так как образование мартенсита в глубже лежащих зонах вызывает в наружном слое растяжение.

Применение сталей малой прокаливаемости уменьшает опасность возникновения закалочных трещин.

3.8. ДЕФОРМАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНО ЗАКАЛЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Принято считать, что при поверхностной закалке деформации по сравнению с объемной закалкой незначительны. Действительно, при поверхностной закалке деталей простой формы можно получить минимальные деформации. Это объясняется тем, что при поверхностном нагреве сердцевина остается холодной, создавая жесткую основу, препятствующую деформации. Однако стабильность деформации и малые ее значения могут быть получены только при симметрии закаленного слоя и когда закаливается незначительная доля изделия. Нарушение симметрии в расположении и толщине закаленного слоя может вызвать деформации более значительные, чем при объемной закалке с нагревом в печи. Наиболее наглядно это проявляется при односторонней закалке балок, рельсов, плит или полос.

При неравномерном закаленном слое будет деформироваться и гладкий цилиндрический вал, который будет искривляться выпуклостью в сторону утолщенного слоя. Для предотвращения получения неравномерного по окружности слоя цилиндрические изделия вращают в процессе нагрева и охлаждения. Это ликвидирует влияние неоднородности электромагнитного поля индуктора, вызванного его конструкцией, и влияние несимметричности условий охлаждения. Однако вращение не приносит пользы, если сама деталь асимметрична.

В некоторых деталях часть сечения может получить сквозную закалку. Пример — шлицевые валы, у которых шлиц обычно прогревается и закаливается насквозь. По условиям эксплуатации шлицевых валов это допустимо, но получить какие-либо закономерности деформации не удается: шлиц в отдельных случаях расширяется после закалки, в других — сужается и становится выше. По-видимому, изменяется последовательность фазовых превращений в разных зонах при малейших колебаниях режима нагрева и охлаждения.

При местной закалке изделий сложной формы существенную роль играет расположение закаленного слоя. Так, приближение границы слоя к галтели вызывает уменьшение радиуса галтели, что может привести к искривлению детали, например колечатого вала. Если вывести закаленный слой на галтель, то ее радиус увеличивается.

3.9. РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ВЫБОРУ ФОРМЫ И ГЛУБИНЫ ЗАКАЛЕННОГО СЛОЯ

При назначении формы и глубины закаленного слоя необходимо учитывать не только желание получить те или иные свойства детали, но и технологические возможности индукционного нагрева и охлаждения. Наиболее легко решаются эти вопросы при поверхностной закалке деталей простой формы (типа валов, осей, штоков, втулок и т. п.). Выбор размеров и формы индуктора, частоты тока, потребляемой мощности обеспечивает одновременный или непрерывно-последовательный способ поверхностной закалки с достаточно равномерной температурой всей детали. В то же время и в этом случае имеются некоторые моменты, которые могут отразиться на качестве закалки.

Прежде всего необходимо обращать внимание на закалку концов валов или осей. При одновременном способе закалки коротких валков, кулачков, эксцентриков в технические условия обычно закладывают данные по твердости поверхности и глубине слоя без учета особенностей нагрева и охлаждения концов, которые могут перегреться и кромки которых при резком охлаждении могут скалываться. При разработке технических условий желательно предусмотреть возможность снижения у кромок глубины закаленного слоя, что снизит вероятность образования трещин. Оптимальный вариант — допущение узкой незакаленной полоски.

При закалке полых валов или втулок необходимо заранее представить себе сечение стенки, которое может быть неодинаковым по длине детали. У таких деталей условия теплоотвода в стенку будут различными, поэтому конечная температура и глубина прогрева будут разными. Желательно организовать технологический процесс изготовления таким образом, чтобы внутренний диаметр растачивать после поверхностной закалки.

При непрерывно-последовательной закалке длинных валов также встречаются трудности в начале и конце закалки. Однако здесь можно отработать режим движения детали и включения и выключения тока так, чтобы концы не перегревались.

Поверхностная закалка осей и валов, имеющих неодинаковый диаметр, сводится, как правило, к закалке отдельных участков, подвергающихся изнашиванию или смятию при тугих посадках. При такой организации процесса необходимо избегать совмещения границы слоя с галтелью в месте перехода от одного диаметра к другому или с границей нарезки шлицев. Кроме того, прессовая посадка является местом концентрации внешних напряжений. Поэтому закаленный участок вала должен быть несколько шире ступицы колеса или фланца, насаживаемого на вал.

При закалке двух близко расположенных участков во избежание появления трещин надо соблюдать расстояние, при котором не будет проявляться тепловое влияние второго нагрева на ранее закаленный участок.

При закалке деталей сложной формы вопрос благоприятного расположения границы закаленного слоя стоит особенно остро. В большинстве случаев желательно располагать слой так, чтобы места перехода с одного

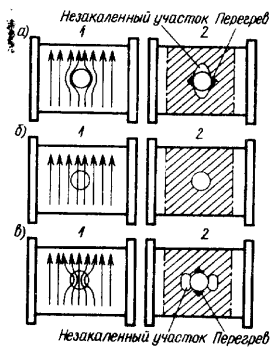


Рис. 3.8. Схемы распределения тока (1) и закаленные зоны (2) при использовании заглушек; а -- без заглушек или с деревянными и асбестовыми заглушками; б -- стальные заглушки; в -- медные заглушки

диаметра на другой (галтели), например у коленчатых валов, были охвачены закаленным слоем. При этом достаточно, чтобы в галтели был минимальный слой мартенсита, обеспечивающий получение на поверхности остаточных напряжений сжатия. Однако в большинстве случаев это встречает технические трудности. Поэтому закаленный слой отодвигают от галтели, сужая зону закалки.

Большое затруднение вызывает закалка поверхностей, имеющих отверстия, так как по краям отверстия неизбежен перегрев, и при последующем резком охлаждении возникают трещины. В практике термической обработки таких деталей применяют разного вида заглушки: из мокрого дерева или асбеста, медные, стальные (рис. 3.8). Эффективность первых незначительна, и в последнее время их применяют редко. Медные заглушки изменяют направление тока, который оттягивается на заглушку, и места перегрева меняют свое положение. Это полезно в тех случаях, когда отверстие сделано под углом к поверхности и один край оказывается очень тонким (при нагреве возможно даже его оплавление). Изменение направления тока с помощью медной заглушки снижает вероятность перегрева острой кромки отверстия. Лучшие результаты дают стальные заглушки, имеющие те же свойства, что и металл изделия. Однако они действуют только при плотном соприкосновении с поверхностью отверстия, что осуществить трудно, тем более что в процессе нагрева заглушка может деформироваться и между ней и деталью появится зазор. Для лучшего контакта заглушку меднят.

Глубину закаленного слоя выбирают в зависимости от условий эксплуатации изделия. С точки зрения повышения износостойкости при трении скольжения в общем случае не следует добиваться большой глубины закаленного слоя. В то же время вступают в силу факторы, влияющие на качество изделий в целом.

Во-первых, многие детали машиностроения допускают изменение размеров в процессе эксплуатации. Это, например, коленчатые валы двигателей внутреннего сгорания, шейки которых при ремонтах шлифуют на меньший диаметр, или тормозные кулаки, или колодки, регулирующиеся по мере изнашивания, и т. п. Поэтому техническими условиями предусматривается определенная глубина закаленного слоя, гарантирующая работоспособность детали после ремонта и шлифования.

Во-вторых, необходимо учитывать возможность отрицательного воздействия поверхностной закалки на прочность детали. Действительно, при

малых глубинах закаленного слоя остаточные напряжения растяжения располагаются близко от поверхности (см. п. 3.7). В процессе эксплуатации они могут сыграть отрицательную роль и вызвать преждевременное разрушение детали. В то же время увеличение глубины слоя неизбежно приводит к увеличению деформаций. Таким образом, в каждом конкретном случае приходится оценивать указанные факторы при назначении глубины закаленного слоя. Обычно глубина слоя лежит в пределах 3–5 мм.

При трении качения в условиях контактной усталости максимальные касательные напряжения, вызывающие появление очагов разрушения, располагаются на сравнительно небольшой глубине, редко превышающей десятые доли миллиметра. Поэтому названная выше глубина закаленного слоя вполне удовлетворяет требованиям с точки зрения контактной прочности. При меньших глубинах возможно продавливание закаленного слоя под влиянием внешней нагрузки, что способствует росту контактных напряжений. Повышение твердости сердцевины изделия позволяет снизить глубину закаленного слоя.

Оптимальные соотношения глубины закаленного слоя x_k и диаметра $2R$ с точки зрения усталостной прочности детали определяются в значительной мере распределением остаточных напряжений. Исследования показывают, что лучшим соотношением является $x_k = (0,05 \div 0,1) R$.

Глава 4. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СКВОЗНОГО ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

4.1. ОСОБЕННОСТИ СКВОЗНОГО ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА

При сквозном нагреве необходимо получить достаточно однородную структуру по всему сечению нагреваемого изделия, что возможно при минимальном перепаде температур между поверхностью и центром изделия (Δt). Поскольку глубина проникновения тока сравнительно невелика, в особенности при нагреве до температуры ниже точки Кюри, решающее значение в получении минимального перепада M_{min} приобретает теплопроводность материала изделия, вследствие чего скорость нагрева должна быть относительно небольшой. Следует, однако, иметь в виду, что по сравнению с нагревом в печах и ваннах сквозной индукционный нагрев протекает, как правило, в десятки и даже сотни раз быстрее.

Следовательно, первым достоинством сквозного индукционного нагрева по сравнению с обычным печным является большая скорость нагрева, благодаря которой удается повысить качество обрабатываемого изделия. Довольно высокие скорости нагрева в области фазовых превращений, меньшее время пребывания изделия в интервале температур аустенитизации и отсутствие выдержки по достижении конечной температуры предотвращают рост зерна аустенита при нагреве и приводят к тому, что на поверхности изделия возникает только тонкий слой окислов, легко счищаемый шлифовальной бумагой. Однако все это справедливо лишь в том

случае, если перед сквозным индукционным нагревом изделие не имело окалины, образующейся в результате предварительной горячей обработки. По тем же причинам при сквозном индукционном нагреве обезуглероживание незначительно, в то время как при нагреве в печах оно всегда велико.

Сквозной индукционный нагрев может быть осуществлен тремя способами: 1) поддержанием в процессе нагрева постоянного напряжения на индукторе (обычный нагрев); 2) поддержанием в процессе нагрева постоянной температуры на поверхности изделия (ускоренный нагрев); 3) чередованием нагрева с паузами (ступенчатый нагрев).

Важнейшими параметрами сквозного нагрева является температурный градиент по сечению, достигаемый по окончании нагрева, и время нагрева. В условиях индукционного нагрева время определяется допустимым температурным перепадом и зависит от частоты тока, поскольку частотой определяется глубина проникновения тока в холодный и горячий металл изделия. Следовательно, степень участия теплопроводности в конечном распределении температуры по сечению изделия. Совершенно очевидно, что чем массивнее изделие, тем больше роль теплопроводности в его прогреве, тем меньше зависимость времени нагрева изделия от частоты тока.

С точки зрения полноты протекания фазовых превращений наибольшее практическое значение имеет перепад между максимальной температурой наружной поверхности изделия, достигаемой в момент прекращения нагрева, и максимальной температурой центра или внутренних слоев изделия, достигаемой спустя некоторое время по окончании нагрева за счет перераспределения тепла внутри изделия:

$$\Delta t_{\min} = t_{n \max} - t_{u \max}$$

При нагреве с поддержанием постоянного напряжения на индукторе температура поверхности изделия нарастает постепенно (кривые 1 на

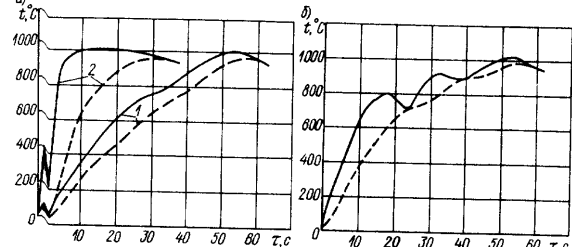


Рис. 4.1. Изменение температуры во времени τ в центре (---) и на поверхности (—) изделия при различных способах сквозного индукционного нагрева: а — нагрев с постоянным напряжением на индукторе (кривые 1) и с постоянной температурой поверхности (кривые 2); б — ступенчатый нагрев

Рис. 4.2. Продолжительность τ сквозного индукционного нагрева круглых изделий разного диаметра d ($t_n=900^\circ\text{C}$; $\Delta t=50^\circ\text{C}$) при различной частоте тока, кГц: 1 — 70; 2 — 8; 3 — 2,5; 4 — 400

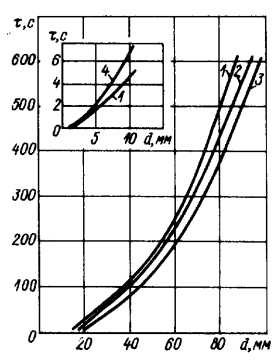


рис. 4.1, а), причем до температуры начала фазовых превращений нагрев всего изделия происходит с наибольшими скоростями, в интервале температур $A_{c1}-t_k$ нагрев максимально замедляется, а в интервале температур аустенитизации (от A_{c3} до $t_{n \max}$) нагрев происходит более медленно, чем на первом этапе, и с постепенным снижением скорости подъема температуры.

Зависимости времени сквозного нагрева заготовок от их диаметра для различных частот тока приведены на рис. 4.2. Для достаточно массивных изделий обычный индукционный нагрев оказывается весьма длительным (исчисляется сотнями секунд). Поэтому был разработан способ ускоренного индукционного нагрева, характеризующийся тем, что на первом этапе поверхность изделия быстро нагревается до требуемой температуры путем передачи в изделие повышенной удельной мощности. Затем мощность резко снижается так, чтобы до конца нагрева температура поверхности сохранялась на заданном уровне. Создание значительного градиента температур по сечению изделия на первом этапе нагрева обеспечивает более быстрый подъем температуры во внутренних слоях. Благодаря этому допустимый градиент температуры по сечению изделия может быть достигнут за более короткое время — приблизительно вдвое меньше по сравнению со способом обычного индукционного нагрева (кривые 2 на рис. 4.1, а).

Способ ускоренного индукционного нагрева неприемлем для изделий достаточно сложной конфигурации из сталей, обладающих низким коэффициентом объемного расширения и склонных к образованию трещин при быстром нагреве. Кроме того, передача значительных удельных мощностей в нагреваемое изделие представляет большие трудности и не всегда возможна.

Поскольку для ряда процессов термической обработки чрезвычайно важен бесперепадный или с минимально возможным перепадом ($5-10^\circ\text{C}$) нагрев изделий, а ранее рассмотренные способы могут обеспечить такой нагрев только ценой существенного увеличения времени и, следовательно, ценой потери одного из важнейших преимуществ индукционного метода нагрева — быстроты процесса, был разработан способ ступенчатого индукционного нагрева (рис. 4.1, б).

Суть способа заключается в том, что непрерывный индукционный нагрев изделия прерывается паузами (число и длительность пауз определяется требованиями конечного температурного градиента), во время ко-

трых происходит практически полное выравнивание температуры по сечению изделий, а к моменту достижения на поверхности максимальной температуры центр изделия или его внутренние слои отстают по температуре лишь на 5—10 °С.

Особенностями способа является то, что суммарное время ступеней нагрева любого изделия не превышает времени обычного непрерывного нагрева идентичного изделия, что практически все слои изделия претерпевают полную фазовую перекристаллизацию в процессе нагрева и что затраты энергии на ступенчатый нагрев лишь на 5—8 % превышают количество энергии, затрачиваемое на непрерывный индукционный нагрев. Температурный же перепад по сечению к концу нагрева снижается в четыре-семь раз.

Сквозной индукционный нагрев изделий под различные операции термической обработки может осуществляться как одновременным, так и непрерывно-последовательным методами. Непрерывно-последовательный метод нагрева под закалку и отпуск благодаря узкой зоне нагрева и лучшим условиям охлаждения движущегося изделия обеспечивают наименьшие из возможных деформацию и подводку, особенно таких изделий, как трубы, листы, прутки.

4.2. ОТЖИГ, НОРМАЛИЗАЦИЯ, РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Как известно, отжиг — это операция термической обработки, в результате которой происходит выравнивание структуры по составу, уничтожаются искажения кристаллической решетки и образуются равновесные зерна. Поскольку все эти процессы являются диффузионными, они требуют времени. Естественно, что индукционный нагрев, даже сквозной, вследствие весьма малой длительности не обеспечивает полной гомогенизации аустенита как в простой углеродистой стали, так и в легированной, а отсутствие выдержки по окончании нагрева и сравнительно быстрое последующее охлаждение не позволяют получить в итоге полностью равновесную и однородную структуру стали. Поэтому использование сквозного индукционного нагрева для отжига в обычном понимании роли этого процесса невозможно. Наиболее успешно он применяется для нормализации и рекристаллизации.

Для обеих этих операций важную роль играют факторы времени нагрева, равномерности прогрева по сечению изделий и интенсивности последующего охлаждения. Поэтому нагрев под эти операции должен вестись с достаточно умеренными скоростями, ступенчатым способом, а охлаждение — с минимально возможными скоростями.

Различают объемную и местную (локальную) нормализацию изделий. Объемную нормализацию чаще всего применяют как промежуточную операцию для улучшения свойств механической обработкой пруткового материала или для размельчения и выравнивания структуры в изделиях перед их окончательной термической обработкой (улучшением, например). Местную (локальную) нормализацию обычно применяют как окончательную операцию для исправления структурных

дефектов отдельных участков и зон большой протяженности в сварных изделиях или изделиях, подвергавшихся местной пластической деформации.

Местная нормализация может осуществляться одновременным способом, путем установки индуктора над дефектным участком или наложения на этот участок индуктирующего провода в специальной изоляции, выполняющего роль нагревательного элемента. Так производят нормализацию и даже отжиг сварных швов огромных резервуаров и цистерн, сварных стыков рельс, деформированных участков различных конструкций и сооружений.

Чаще всего местную нормализацию осуществляют непрерывно-последовательным способом индукторами специальной конструкции. Так нормализуют сварные соединения прямошовных и спиральношовных труб различного диаметра, сварные зоны тавров, балок и других длинномерных фасонных профилей, получаемых методом сварки.

Нормализованная с нагревом токами высокой частоты сталь обладает в целом мелкозернистостью, заметной разнородностью, повышенной макро- и микро неоднородностью состава. Вследствие этого она характеризуется несколько большей твердостью и меньшей пластичностью, чем сталь, подвергаемая печной нормализации. В то же время на индукционно-нормализованных изделиях практически отсутствует окисная пленка.

В настоящее время объемной индукционной нормализации подвергают прутки диаметром 12—140 мм из стали различных марок: 25, 45, 40ХН, 30ХГСА, 35Х, У7—У12, ШХ15, ШХ15СГ, 9ХС, 65Г, Х18Н10Т и многих других [18].

Говоря о нормализации сварных соединений, следует различать сварные изделия, полученные методом наплавки и высокочастотным методом.

При сварке методом наплавки сварной шов отличается по химическому составу от основного металла изделия, поскольку он получен расплавлением присадочного материала. Сварное соединение изделий, выполненное методом наплавки, состоит из литого шва, участка или линии сплавления шва с основным металлом и зоны термического влияния сварки.

Сварное соединение изделий, полученное высокочастотным методом, по составу практически не отличается от металла основы, так как при высокочастотной сварке присадочные материалы не участвуют.

Независимо от способа сварки непосредственно за швом в обе стороны от него имеются зоны крупного зерна с видманштеттовой структурой, которая является дефектной и нередко служит причиной разрушения сварного соединения в работе.

Нормализацию сварных соединений, полученных методом наплавки, осуществляют нагревом до более высоких температур, чем высокочастотных сварных соединений, так как наплавленный шов содержит значительно меньше углерода и имеет отчетливо выраженное дендритное строение, характерное для литого металла.

Шов сварного соединения, полученного высокочастотным методом, хотя и обеднен углеродом вследствие особенностей процесса кристал-

лизации, является более однородным по структуре, менее крупнозернистым и имеет меньшее количество дефектов строения.

В результате индукционной нормализации удается практически полностью исправить структуру сварного соединения, полученного высокочастотным методом, и в значительной мере ликвидировать структурные дефекты в сварном соединении, полученном методом наплавки. При этом в сварном соединении, полученном высокочастотным методом, выравнивается структура по ширине сварного соединения, образуется равновесная и достаточно мелкозернистая ферритоперлитная смесь, и нередко невозможно бывает установить место расположения шва. В сварном соединении, полученном методом наплавки, после нормализации сварной шов выявляется вполне отчетливо, но и он содержит достаточно равновесные зерна феррита, а зона термического влияния сварки (зона видманштеттовой структуры) исправляется полностью и практически перестает отличаться от основного металла сварного изделия.

Благодаря индукционной нормализации удается существенно повысить ударную вязкость при отрицательных температурах (a_{-40} и a_{-60}) сварного соединения, снизить порог его хладноломкости и достичь равнопрочности сварного соединения и основного металла изделия (главным образом на изделиях, сваренных высокочастотным методом).

Индукционный нагрев в последние годы все чаще применяют для рекристаллизационного отжига полуфабрикатов и готовых изделий из черных и цветных металлов и сплавов. Листы из стали 08, У7, У8, Х18Н10Т, кремнистой электротехнической стали, прутки из стали 30ХГСА, ШХ15, титана и его сплавов ВТ1, ВТ5, ВТ3-1, лента из латуни Л59, Л62, Л68 — вот далеко не полный перечень изделий и материалов, подвергаемых рекристаллизационному отжигу с применением токов высокой частоты. Этот вид термической обработки нередко называют отжигом для снятия наклепа. Он характеризуется образованием и ростом недеформированных зерен из искаженных зерен исходного состояния и состоит из двух процессов: возврата (отдыха) и рекристаллизации. В результате рекристаллизационного отжига происходит полное обновление структуры, сопровождающееся резким снижением твердости и прочности и повышением пластичности.

Основная причина ускорения процессов рекристаллизации при увеличении скорости нагрева — подавление возврата в ходе нагрева и совмещение его по времени и температуре со стадией первичной рекристаллизации. При скоростном индукционном нагреве, как и при любом способе нагрева, получаемые результаты зависят от общего времени воздействия на металл максимальной или близкой к ней температуры. В случае отсутствия запланированной выдержки ее роль играет пауза между окончанием нагрева и началом охлаждения, а также длительность начального периода охлаждения. При очень быстром нагреве и сравнительно медленном охлаждении процессы рекристаллизации протекают в значительной степени в период паузы и начальных этапов охлаждения.

В условиях скоростного нагрева увеличение степени предварительного наклепа материалов смещает протекание первичной рекристалли-

зации в область более низких температур. С увеличением скорости нагрева влияние степени предварительной деформации материала на величину рекристаллизованного зерна снижается, вследствие чего довольно широкий диапазон степеней предварительного наклепа обеспечивает после скоростной рекристаллизации получение одинаково мелкозернистой и вполне однородной структуры материала. При скоростных нагревах собирательная рекристаллизация протекает значительно слабее, чем при медленных нагревах.

Поскольку при скоростном нагреве к концу рекристаллизации сохраняется некоторая искаженность решетки и образуется более мелкое зерно, разупрочнение не происходит полностью и материал сохраняет несколько более высокую твердость и прочность и более низкую пластичность, чем рекристаллизованный при медленном нагреве. Эффект этот оказывается тем сильнее, чем выше скорость нагрева.

Применение индукционного нагрева для скоростного рекристаллизационного отжига ленты, листов, прутков, труб из черных и цветных металлов и сплавов позволяет получать большую экономию в производстве. Компактность нагревательного устройства, быстрота подвода энергии в нагреваемое изделие дают возможность установить его непосредственно за прокатным станом и сэкономить значительные производственные площади. Высокие скорости нагрева даже до весьма значительных температур обеспечивают почти полное отсутствие окисления поверхности отжигаемых изделий, вследствие чего в ряде случаев отпадает необходимость в травильных камерах — дорогих, громоздких и опасных для здоровья сооружений, существующих на заводах и в настоящее время. Наконец, сравнительно более удобная и легкая управляемость процессом нагрева, а также большие возможности для осуществления контроля над ним позволяют полностью автоматизировать скоростной отжиг, что, в свою очередь, приводит к значительному облегчению труда и повышению его производительности [18].

4.3. ЗАКАЛКА

Закалка с применением сквозного индукционного нагрева получила широкое распространение в практике металлургических и машиностроительных заводов. При сквозном индукционном нагреве под закалку в результате сравнительно быстрого перехода стали через критические точки, кратковременности пребывания ее при высоких температурах и отсутствия выдержки зерно аустенита оказывается значительно более мелким и более разнородным по содержанию углерода, чем при медленном нагреве в печах. Интенсивное душевое охлаждение после такого нагрева способствует образованию в закаленной стали мелкоячеистого мартенсита, который обладает несколько более высокой пластичностью и вязкостью. Вследствие этого стали, подвергнутые термической обработке при сквозном индукционном нагреве, имеют лучшее сочетание свойств прочности и вязкости.

При сквозном индукционном нагреве под закалку чрезвычайно боль-

ное значение приобретает прокаливаемость стали. Не учитывая этой характеристики стали, невозможно правильно выбрать режим нагрева того или иного изделия. Нередки случаи, когда сквозной индукционный нагрев применяют для изделий достаточно больших размеров из сталей с малой прокаливаемостью, при этом после закалки и отпуска изделия обтачивают с поверхности на сравнительно большую глубину. В итоге получается, что упрочненный слой металла идет на стружку. Кроме того, при термической обработке изделий больших диаметров или с большой толщиной стенок (больше критического диаметра или критической глубины закалки используемой стали) сквозной нагрев уменьшает глубину тепловой подпор, который снижает скорость охлаждения глубинных слоев металла и препятствует образованию в них мартенсита. Чем больше размер изделия, тем сильнее влияние теплового подпора, тем больше сопротивление охлаждению глубинных слоев металла. Однако наступает и такой момент, когда дальнейшее увеличение размера изделия перестает влиять на глубину закалки. Экспериментально установлено, что минимально достижимая глубина закаленного слоя (содержащего более 50 % мартенсита) при бесконечно большом диаметре заготовки (больше десяти критических диаметров), из стали малой прокаливаемости составляет 0,1 критического диаметра. Следовательно, сквозной нагрев под закалку заготовок большого диаметра или несквозной нагрев на глубину, много большую критической глубины прокаливаемости данной стали, нецелесообразен, во-первых, потому, что не обеспечивает предельно возможной прокаливаемости изделия, а во-вторых, потому, что часть затрачиваемой на нагрев энергии идет впустую и продолжительность нагрева и охлаждения бесполезно увеличивается.

Под прокаливаемостью стали в настоящее время понимают способность ее воспринимать закалку на определенную глубину в зависимости от особенностей самой стали, а также от условий охлаждения. Если первый фактор хорошо известен и достаточно изучен, то роль второго фактора исследована еще слабо. Бесспорным является то, что с увеличением интенсивности охлаждения прокаливаемость стали возрастает.

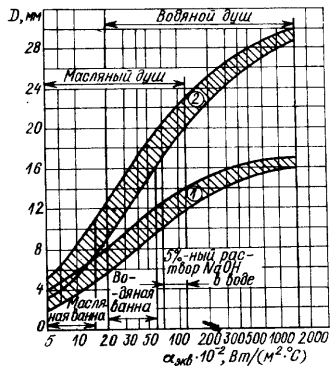


Рис. 4.3. Зависимость критических диаметров D образцов из стали 45 от охлаждающей способности различных сред и способов охлаждения:
1 — закалка насквозь на мартенсит ($D_{мрт}$); 2 — закалка, обеспечивающая полумартенситную твердость в сердце ($D_{33\%}$)

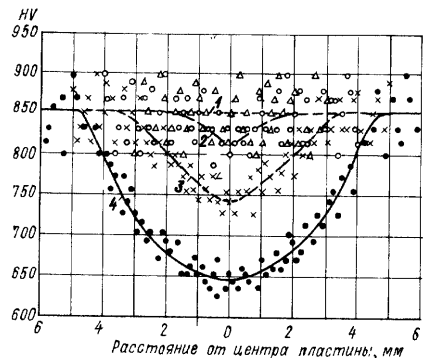


Рис. 4.4. Распределение твердости по сечению пластины различной толщины (2δ) из стали 45, закаленной после индукционного нагрева двусторонним водяным душем [$\alpha_{вод} = 10^5$ Вт/(м²·°С)]:

1 $2\delta = 6$ мм; 2 — $2\delta = 8$ мм;
3 $2\delta = 10$ мм; 4 $2\delta = 12$ мм

На рис. 4.3 показана зависимость критического диаметра образцов из стали марки 45 (среднего химического состава) от охлаждающей способности различных сред и способов охлаждения при закалке после индукционного нагрева. Из рисунка следует, что в результате интенсификации охлаждения возрастает как прокаливаемость на мартенсит, так и прокаливаемость, обеспечивающая так называемую полумартенситную твердость. Причем последняя возрастает особенно заметно.

Ранее отмечалось, что применение индукционного нагрева в сочетании с интенсивным душевым охлаждением позволяет получить весьма высокую твердость на поверхности закаленной стали, близкую к максимально достижимой для стали любой марки. Одновременно установлено, что в этих условиях нагрева и охлаждения заметно возрастает протяженность зоны максимальной твердости. Как видно из рис. 4.4, в результате применения интенсивного двустороннего водяного душа на пластинах из стали 45 толщиной до 8 мм удается получить по всему сечению мартенсит практически максимальной твердости, и даже в центре пластины толщиной $2\delta = 12$ мм достигается твердость 650HV, не получаемая ни при каких других видах термической обработки. Оба эти фактора свидетельствуют об исключительно большой роли подавления распада мартенсита в процессе его образования, о чём говорилось выше.

Подавление отпуска мартенсита при закалке и получение однородной твердости по сечению может быть достигнуто лишь в том случае, если размеры изделия позволяют в центре его получить скорости охлаждения, большие критической скорости закалки данной стали в интервале температур перлитного превращения ($v_{кр}^p$), и скорость охлаждения в мартенситном интервале превращения, обеспечивающую подавление отпуска мартенсита в процессе его образования ($v_{кр}^m$) [7].

Определяющее значение в обеспечении максимального упрочнения имеет $v_{кр}^m$: если фактическая скорость охлаждения центра изделия в нижнем интервале температур выше $v_{кр}^m$, то в верхнем температурном интер-

вле превращения она, как правило, выше $v_{кр}^*$. Последняя величина зависит от содержания углерода и легирующих элементов, возрастая с их уменьшением. Например, для стали 25 она близка к 600—650 °С/с, а для стали 45—к 300 °С/с. Подобные скорости теплоотвода при душем методе охлаждения достигаются в центре пластин толщиной 5 и 8 мм соответственно. При других методах охлаждения такие скорости в центре пластин указанных размеров получить невозможно.

Приведенные в табл. 4.1 результаты механических испытаний пластин из стали 25 и 45 показывают, что при правильном выборе условий

Таблица 4.1. Механические свойства пластин из стали 25 и 45 после закалки и низкого отпуска с применением индукционного нагрева и интенсивного охлаждения

Марка стали	Температура, °С		σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5	Ψ	HRC,	2 δ , мм
	закалки	отпуска						
25	1000	200	1750	1600	7	—	47	5
45	900	300	2000	1800	6,5	—	53	8

нагрева, охлаждения и размеров изделия можно получить упрочнение стали, не уступающее термомеханическому упрочнению.

Чем меньше углерода в стали, чем менее она легирована, тем большее значение приобретают условия охлаждения для получения оптимального упрочнения, тем меньше размеры изделий, обеспечивающие его достижение. Если размер изделия превышает критический для данной стали, максимально возможное упрочнение не достигается [9].

В табл. 4.2 приведены критические скорости охлаждения в верхнем и нижнем температурных интервалах превращения, а также критические

Таблица 4.2. Критические скорости охлаждения и критические размеры образцов из разных марок стали при индукционной закалке

Марка стали	$v_{кр}^*$	$v_{кр}^*$	$\delta_{\text{март}}$	$D_{\text{март}}$	$\delta_{\text{зак}}$	$D_{\text{зак}}$
	°С/с, не менее					
20	1000	800	2,0—2,3	6,0—7,0	3,5—4,0	10,5—12,0
25	650	500	2,8—3,2	8,5—9,5	4,8—5,2	14,5—15,5
35	500	300	3,3—4,0	10,0—12,0	6,0—6,5	18,0—19,5
45	300	150	5,0—5,5	15,0—16,5	8,5—9,0	25,5—27,0
У8	100	70	5,5—6,0	16,5—18,0	9,5—10,0	28,5—30,0

диаметры образцов, закаленных интенсивным водяным душем насквозь на мартенсит ($D_{\text{март}}$) и до полумартенситной твердости ($D_{\text{зак}}$) для пяти марок углеродистой стали (среднего химического состава). Таблица показывает, что применение индукционного нагрева и интенсивного душевого охлаждения позволяет получить значительную прокаливаемость даже в таких обычно некалящихся сталях, как стали 20 и 25. А в стали 45 прокаливаемость при этом возрастает более чем на 30 % по сравнению с прокаливаемостью, получаемой при охлаждении погружением в воду.

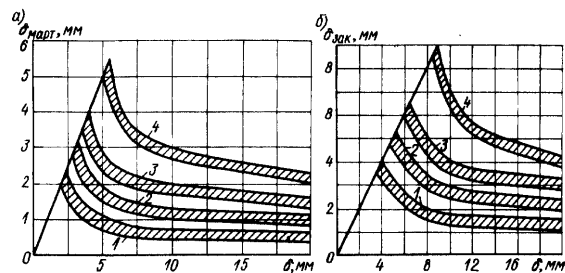


Рис. 4.5. Глубина закаленных слоев в зависимости от толщины δ охлаждаемых водяным душем пластин из стали разных марок: а — глубина мартенситного слоя ($\delta_{\text{март}}$); б — глубина слоя, закаленного до полумартенситной твердости ($\delta_{\text{зак}}$); 1 — сталь 20; 2 — сталь 25; 3 — сталь 35; 4 — сталь 45

Из рис. 4.5 видно, что увеличение размера изделия сверх критического для любой данной марки стали приводит к резкому снижению глубины прокаливаемости, и тем более резко, чем больше углерода в стали. Правда, в дальнейшем снижение глубины прокаливаемости постепенно замедляется, но в исследованном диапазоне толщин изделий проявляется все же вполне отчетливо.

Как уже отмечалось, увеличение прокаливаемости стали в результате применения индукционного нагрева и душевого охлаждения обусловлено увеличением скоростей теплоотвода как с поверхности, так и из внутренних слоев закаливаемого изделия. Из рис. 4.6 видно, что в изделиях любой формы ускорение охлаждения за счет применения душевого метода резко возрастает, и тем сильнее, чем меньше размер изделия, но даже для изделий сравнительно больших размеров ($D=40$ мм; $\delta=10$ мм) оно может составлять 100—120 %.

Однако было бы неверно утверждать, что интенсификация охлаждения при закалке душем после индукционного нагрева связана только с особенностями способа охлаждения. В настоящее время доказано, что свою лепту вносит и метод нагрева. В условиях скоростного индукционного нагрева, когда поверхность изделия находится в области высоких температур в сотни раз меньше время, чем при печном нагреве, на ней образуется и существенно более тонкая окисная пленка. Благодаря этому удается ускорить охлаждение на 25—35 %. Эффект ускорения охлаждения наблюдается до скоростей нагрева в области температур аустенитизации (от A_{c1} до $t_{\text{зак}}$), не превышающих 5 °С/с. Дальнейшее ускорение нагрева не приводит к ускорению охлаждения, что объясняется влиянием естественно получающейся паузы между концом нагрева и началом охлаждения, во время которой происходит окисление поверхности, не позволяющее повысить скорость последующего охлаждения изделия.

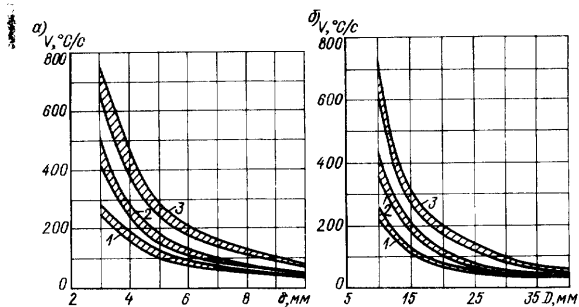


Рис. 4.6. Влияние размеров закаливаемых изделий на скорость охлаждения v различными средствами их центров в интервале температур перлитного превращения (700—500 °С), а — стальные пластины толщиной δ ; б — стальные цилиндры диаметром D ;
 1 — водяная ванна, $\alpha_{\text{вн}} = 4 \cdot 10^3$ Вт/(м²·°С); 2 — ванна 5 %-ного водного раствора NaOH $\alpha_{\text{вн}} = 9 \cdot 10^3$ Вт/(м²·°С); 3 — водяной душ, $\alpha_{\text{вн}} = 12 \cdot 10^3$ Вт/(м²·°С)

Душ по сравнению с водяной ванной обеспечивает более равномерное охлаждение поверхности в целом, т. е. повышает макроравномерность охлаждения. Однако при этом нередко наблюдается некоторое различие в охлаждении участков поверхности, непосредственно контактирующих со струями воды и между ними (выявляется микронеравномерность охлаждения).

Из сказанного следует, что важнейшими факторами, влияющими на равномерность охлаждения душем и образование закалочных трещин, являются расход охлаждающей жидкости и относительная площадь отверстий в спрейере.

4.4. ОТПУСК. УЛУЧШЕНИЕ

Получаемая в результате закалки структура стали обладает высокой прочностью и низкой пластичностью и вязкостью. Вследствие этого детали с такой структурой имеют низкую работоспособность. Поскольку стальные изделия, подвергнутые закалке интенсивным душем, после сквозного индукционного нагрева приобретают наибольшую прочность и твердость, повышение в них пластичности и вязкости особенно важно. Поэтому все закаленные изделия подвергают отпуску — процессу нагрева закаленной стали, сопровождающемуся изменением ее структуры и уменьшением свободной энергии, в результате чего прочность стали снижается, а пластичность и вязкость возрастают. Чем выше температура нагрева под отпуск, тем энергичнее идет процесс разупрочнения стали.

Очевидно, что подавление отпуска мартенсита в период его образования должно определенным образом сказываться на процессе разупроч-

нения стали при отпуске. До температур отпуска, не превышающих температуры начала мартенситного превращения в стали, слои изделия, закаленного интенсивным душем после индукционного нагрева с образованием неотпущенного мартенсита, должны обладать повышенной твердостью и прочностью по сравнению со слоями, содержащими отпускаемый в ходе закалки мартенсит.

Из рис. 4.7 видно, что при отпуске на уровне 200—300 °С сохраняются различия в свойствах зон с отпускаемым при закалке и неотпущенным мартенситом, отпуск при более высоких температурах (до 600—700 °С) это различие устраняет. Таким образом, можно считать, что изделия, закаленные интенсивным душем после индукционного нагрева и подвергнутые низкому отпуску (до 300 °С), обладают большей прочностью при том же уровне пластичности и вязкости, чем изделия, закаленные другими способами. Наиболее отчетливо это проявляется в изделиях с размерами, не превышающими $\delta_{\text{март}}$ ($D_{\text{март}}$), в меньшей мере, но все же вполне ощутимо — в изделиях с размерами, не превышающими $\delta_{\text{зак}}$ ($D_{\text{зак}}$). С увеличением размера изделия сверх $\delta_{\text{зак}}$ ($D_{\text{зак}}$) эта разница быстро исчезает.

Чаще всего сквозной индукционный нагрев используют для среднего и высокого отпуска, однако в некоторых случаях при термической обработке тонкостенных или малого диаметра изделий этот вид нагрева можно применять и для низкого отпуска.

Температура всех способов отпуска не превышает точки A_{c1} , а значит, и температуры точки Кюри. Вследствие незначительной глубины проникновения тока любой частоты при этих температурах режим сквозного индукционного нагрева под отпуск определяется главным образом тепло-

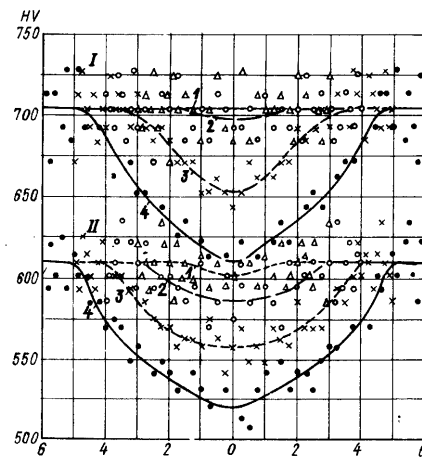


Рис. 4.7. Распределение твердости по сечению пластин различной толщины δ из стали 45 после закалки и отпуска при 200 °С (I) и 300 °С (II):

1 — $\delta = 6$ мм; 2 — $\delta = 8$ мм;
 3 — $\delta = 10$ мм; 4 — $\delta = 12$ мм

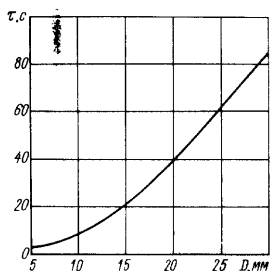


Рис. 4.8. Продолжительность сквозного индукционного нагрева τ под отпуск стальных изделий разного диаметра D ($t_{\text{нагр}} = 650^\circ\text{C}$; $\Delta t = 50^\circ\text{C}$; $f = 2500$ Гц)

проводностью стали и осуществляется со скоростями, заметно меньшими скоростей нагрева под закалку.

Из рис. 4.8 видно, что продолжительность сквозного индукционного нагрева до 650°C (при $\Delta t = 50^\circ\text{C}$) током частотой $f = 500 \div 10\,000$ Гц значительно больше продолжительности нагрева под закалку (см. рис. 4.2). Вследствие тем-

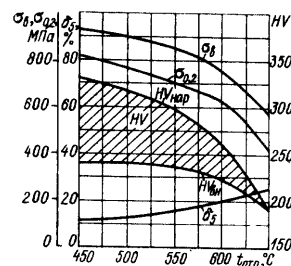
пературно-временных особенностей нагрева под отпуск метод ускоренного индукционного нагрева не является в данном случае предпочтительным, наиболее подходит для целей отпуска метод ступенчатого нагрева.

Отпуск закаленной стали протекает в несколько стадий: распад мартенсита с выделением мельчайших частичек карбида железа, имеющих простую ориентационную связь с решеткой мартенсита и не имеющих своих поверхностей раздела, т. е. когерентно связанных с исходной фазой; распад остаточного аустенита в тех сталях, где он сохраняется после закалки; завершение распада мартенсита с образованием ферритокарбидной смеси и снятие фазового наклепа; коагуляция карбидных частиц. Все эти стадии отпуска — диффузионные процессы, поэтому любое ускорение нагрева смещает их завершение в область более высоких температур и существенно сказывается на кинетике процессов.

Ввиду того что сквозному индукционному нагреву под отпуск обычно подвергают достаточно массивные изделия, скорость их нагрева определяется допустимым перепадом температур по сечению. Поскольку скорость нагрева внутренних слоев изделия за счет теплопроводности отличается от скорости нагрева его наружных слоев непосредственно током высокой частоты, протекание превращений в них различается как по температуре, так и по времени. Поэтому допустимо предполагать, что даже при достаточно больших перепадах температур по сечению изделия можно создать благоприятное распределение свойств по сечению изделия в целом, т. е. достичь приемлемой однородности свойств при разнородной структуре. Практика подтвердила это. Однако ускорение нагрева (увеличение Δt) оказалось возможным лишь до некоторого предела, определяемого составом стали, формой и размерами изделия. Можно считать, что для высокого отпуска величина Δt не должна превышать 70°C . При больших значениях Δt наблюдается заметное снижение пластичности и вязкости всего изделия в целом и неудовлетворительное распределение свойств по сечению.

На рис. 4.9 показаны механические свойства труб с толщиной стенки 7,5 мм из стали марки 25 среднего химического состава, закаленных во-

Рис. 4.9. Зависимость механических свойств труб диаметром 168 мм с толщиной стенки 7,5 мм из стали 25, закаленных водяным душем [$\alpha_{\text{нагр}} = 6 \cdot 10^4$ Вт/(м²·°C)] после индукционного нагрева до 900°C , от температуры индукционного отпуска $t_{\text{отп}}$



данным душем после индукционного нагрева (скорость нагрева под закалку $v_{\text{ф}} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$) и прошедших индукционный нагрев под отпуск на различные температуры $t_{\text{отп}}$ со скоростью $v_{\text{отп}} = 10^\circ\text{C}/\text{с}$. Видно, что труба из стали 25 после индукционного отпуска на 450°C обладает прочностью $\sigma_s > 900$ МПа при пластичности $\delta_5 > 12\%$, недостижимой ни при каких иных способах термической обработки. Даже отпуск на $550\text{--}600^\circ\text{C}$ обеспечивает сохранение столь значительного упрочнения стенки трубы при достаточно высокой пластичности, что трубы из этой стали могут надежно заменить в нефтяной промышленности, например, трубы из среднеуглеродистой легированной стали (45Г, 36Г2С).

Несомненно, что в получении исключительно удачного сочетания прочности с пластичностью и вязкостью стальных изделий помимо скоростного индукционного нагрева под закалку и интенсивного и равномерного душевого охлаждения, немаловажную роль играет ускоренный индукционный нагрев под отпуск, благодаря которому изменяются температурные границы отдельных стадий отпуска, полнота их протекания и в конечном итоге эффект их воздействия на структуру и свойства изделий.

Поскольку сквозной индукционный нагрев под отпуск протекает много быстрее обычного печного нагрева, интервал отпускной хрупкости, свойственный ряду сталей, смещается в область более высоких температур. Кроме того, скоростной индукционный нагрев под отпуск заметно ослабляет эффект отпускной хрупкости, что связано с подавлением процессов выделения карбидов и других твердых фаз по границам ферритной матрицы. Нужно также помнить, что, применив ускоренное охлаждение после такого отпуска, можно полностью исключить проявление отпускной хрупкости.

Закалка с высоким отпуском в практике термической обработки получила название улучшения. Индукционное улучшение, заключающееся в использовании скоростного индукционного нагрева под закалку и отпуску и интенсивного душевого охлаждения, обеспечивает максимальное упрочнение изделий при высокой пластичности и вязкости и может быть признано наиболее целесообразным видом термической обработки.

Индукционное улучшение труб из стали 25 и 45 (рис. 4.10) с различными толщинами стенок показывает, что при толщине стенки трубы, не превышающей значения $\delta_{\text{март}} = 3,8 \div 4,0$ мм для стали 25; $\delta_{\text{март}} = 6,0 \div 6,5$ мм для стали 45) обеспечивается наибольшее упрочнение. В диапазоне толщин, при которых доля структур неполной закалки увели-

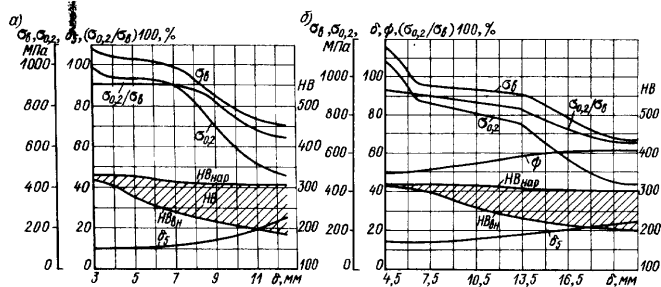


Рис. 4. 10. Влияние толщины стенки δ стальных труб на их механические свойства после индукционного улучшения: а — сталь 25 ($t_{\text{наг}} = 1000^\circ\text{C}$; $v_{\text{ф}} = 30^\circ\text{C}/\text{c}$; $t_{\text{отп}} = 500^\circ\text{C}$; $v_{\text{отп}} = 10^\circ\text{C}/\text{c}$); б — сталь 45 ($t_{\text{наг}} = 900^\circ\text{C}$; $v_{\text{ф}} = 30^\circ\text{C}/\text{c}$; $t_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$; $v_{\text{отп}} = 10^\circ\text{C}/\text{c}$)

чивается от 0 до 50 %, упрочняющий эффект индукционного улучшения хотя и снижается, все же остается на высоком уровне. Индукционное улучшение труб с этими толщинами стенок является эффективным, поэтому определенная толщина стенки, до которой этот эффект сохраняется (в которой доля структур неполной закалки составляет около 50 % площади сечения), составляет $\delta_{\text{ф}} = 7,0 \div 7,5$ мм для стали 25 и $\delta_{\text{ф}} = 13 \div 13,5$ мм для стали 45 [2].

При толщинах стенок труб, больших значения $\delta_{\text{ф}}$, прочностные свойства их после индукционного улучшения резко падают, а пластические лишь незначительно возрастают. Эффективность индукционного улучшения этих труб становится неочевидной. Свойства их все более приближаются к исходным для стали обеих марок. При толщинах стенок труб $\delta = 12,5 \div 13,0$ (из стали 25) и $\delta = 20 \div 21$ мм (из стали 45) упрочняющий эффект индукционного улучшения исчезает полностью.

В результате индукционного улучшения не всегда и не на всех марках стали удается получить требуемое сочетание прочностных и пластических свойств: температура индукционного отпуска оказывается недостаточной, хотя и предельно близкой к A_{c1} . Повышение температуры отпуска выше A_{c1} опасно, так как может привести к аустенитному превращению и полной ликвидации эффекта отпуска закаленной стали. В этом случае необходимо или замедлять нагрев, или давать выдержку при максимально возможной температуре отпуска. Оба эти мероприятия хотя и полезны, но индукционный нагрев делают экономически нецелесообразным.

4.5. ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

О возможностях управления свойствами изделий путем комбинирования различных режимов индукционного нагрева и душевого охлаждения было сказано выше. Правда, наибольший эффект достигается в

сочетании прочностных и пластических свойств. До последнего времени применение индукционного нагрева и душевого охлаждения для регулирования вязких свойств изделий не было известно.

Одним из наиболее эффективных методов воздействия на вязкие свойства стали является метод термоциклической обработки (ТЦО), обеспечивающий значительное размельчение зерна в стали и существенно повышающий ее ударную вязкость. Однако классические способы ТЦО предусматривают сравнительно медленный нагрев в промежуточной области температур и еще более медленное охлаждение (в большинстве случаев на воздухе). В результате процесс термической обработки изделий становится чрезвычайно длительным (для достаточно массивных изделий исчисляемым часами), затрудняется включение ТЦО в общий цикл изготовления изделий, наконец, прочностные характеристики изделий оказываются весьма низкими.

В целях исключения этих недостатков во ВНИИ ТВЧ был разработан и опробован на большом количестве изделий из стали различных марок способ циклического ускоренного нагрева с промежуточным импульсным охлаждением (сокращенно ЦУНПИО). При разработке способа исходили из ранее проверенного авторами положения: если изделия в интервале $A_{c1} - A_{c3}$ нагревать циклически с постепенно снижающейся от цикла к циклу температурой, а охлаждение между циклами осуществлять импульсно (так, чтобы к концу каждого этапа охлаждения температура в центре или на внутренней поверхности изделия оказывалась не ниже температуры начала мартенситного превращения в стали), то в результате можно получить в изделиях наряду с высокими значениями предела прочности и относительного удлинения повышение значений ударной вязкости при отрицательных температурах, особенно составляющей ударной вязкости, соответствующей работе развития трещин; повышение сопротивления металла хрупкому разрушению; снижение температурного порога хладноломкости, а также высокую однородность свойств по периметру и длине изделия.

Экспериментально было установлено, что снижение температуры в каждом следующем цикле нагрева зависит от числа циклов и может быть определено по эмпирической формуле

$$\Delta t_i = \frac{A_{c3} - A_{c1}}{n} (i - 1),$$

где n — число циклов нагрева; i — порядковый номер цикла.

Из теории металловедения известно, что чем мельче исходное зерно стали, тем быстрее и полнее происходят в ней фазовые превращения при нагреве выше A_{c1} . При очень мелком зерне избыточный феррит в доэвтектоидной стали может полностью исчезнуть при температуре, меньшей A_{c3} для этой стали.

В условиях многократного нагрева такое превращение ускоряется еще больше. Авторами установлено, что чем больше циклов нагрева претерпевает сталь, тем ниже может быть температура последнего цикла (но не ниже A_{c1}). Таким образом, постепенно снижающаяся температура циклического нагрева обеспечивает решение по крайней мере двух важ-

ных задач: во-первых, отсутствует перегрев стали и происходит еще большее размельчение зерна, одновременно с чем осуществляется практически полная фазовая перекристаллизация доэвтектоидной стали; во-вторых, благодаря этому заметно экономится электроэнергия.

Применение импульсного охлаждения обеспечивает достаточно быстрый отвод тепла из всех слоев сечения, причем в наружных слоях образуется структура сорбита закалки, а во внутренних слоях или в центре изделия аустенит переохлаждается до температуры, близкой к началу мартенситного превращения (M_n), и при последующем нагреве также распадается с образованием тонкопластинчатого сорбита.

Экспериментально установлено, что при импульсном охлаждении наилучшие результаты по однородности структуры и величине зерна по сечению изделий достигаются, если температура в центре или на внутренней поверхности изделий к моменту прекращения любой серии импульсов находится в пределах от $M_n + 175^\circ\text{C}$ до M_n . Охлаждение ниже M_n нежелательно, так как может привести к образованию мартенсита и ухудшению свойств изделия. Охлаждение до температуры, превышающих $M_n + 175^\circ\text{C}$, не обеспечивает нужной дисперсности перед очередным циклом нагрева и в конечном итоге существенно снижает эффективность циклического нагрева, не позволяя получить желательное сочетание свойств в изделиях.

При соблюдении этих условий к моменту достижения изделием температуры A_{c1} в каждом следующем цикле нагрева все сечение приобретает достаточно однородную и мелкодисперсную структуру, тем более однородную, чем больше порядковый номер цикла нагрева. Поэтому с каждым следующим циклом нагрева превращение исходной структуры в аустенит в интервале $A_{c1} + t_i$ происходит все быстрее и полнее, и для него требуется все меньшая конечная температура t_i , время же нагрева определяется допустимым градиентом по сечению, который должен быть как можно меньше для получения наибольшей однородности аустенита по сечению изделия. Размеление зерна и повышение однородности структуры приводят к увеличению прочности и заметному возрастанию ударной вязкости изделия, что в конечном итоге приводит к повышению его надежности.

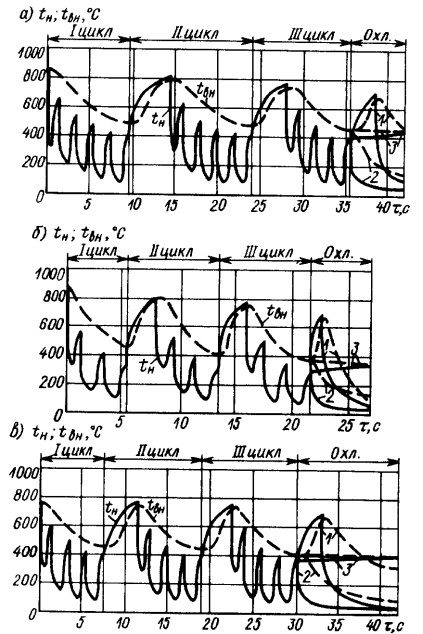
Число циклов нагрева и импульсов охлаждения может быть любым, но не меньшим трех. Если число циклов нагрева больше шести, эффект размеления зерна от каждого следующего цикла становится ничтожно малым и существенной роли не играет. Число импульсов охлаждения должно быть тем больше, чем больше размер изделия.

Окончательное же охлаждение может быть различным и обычно выбирается в зависимости от требуемого сочетания прочностных, пластических и вязких свойств обрабатываемых изделий.

Эксперименты проводили на картах, вырезанных из спиральношовных труб диаметром 1020×10 , размером $500 \times 500 \times 10$ мм из стали 1712СФ (С — 0,2%; Мп — 1,34%; Si — 0,45; S — 0,04%; P — 0,019%; V — 0,07%), обработанных на пяти различных режимах; на патрубках труб из стали 25 (С — 0,28%; Si — 0,3%; Мп — 0,8%; Cr — 0,1%;

Рис. 4. 11. Кривые циклического нагрева и импульсного охлаждения наружной (t_n) и внутренней ($t_{вн}$) поверхностей труб из стали различных марок: а — 17Г2СФ; б — 25; в — 45Г;

1 — после последнего импульса охлаждения нагрев до A_{c1} и закалка; 2 — после последнего импульса полное охлаждение трубы; 3 — после последнего импульса охлаждения на воздухе



Ni — 0,1 %) диаметром 168 мм с толщиной стенки $\delta = 5$ мм и длиной 500—700 мм, обработанных по пяти различным режимам; на патрубках труб из стали 45Г (С — 0,47%; Si — 0,3%; Мп — 0,85%; Cr — 0,2%) диаметром 168 мм с толщиной стенки 10 мм и длиной 700 мм, обработанных по пяти различным режимам.

Общим для всех серий экспериментов было следующее: применение индукционного метода нагрева на частоте $f = 1000$ Гц при средней скорости первого нагрева $v_{cp} \approx 15 \div 25^\circ\text{C}/\text{с}$ и последующих циклов нагрева $v_{cp} \approx 70 \div 80^\circ\text{C}/\text{с}$; использование наружного импульсного охлаждения между циклами нагрева с длительностью импульсов 0,5—1,0 с и пауз между ними 1,0—2,0 с при различном количестве импульсов в зависимости от толщины стенки изделия. Плотность орошения водяным душем в импульсе составляла $M \leq 0,1 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$. Импульсное охлаждение осуществлялось с помощью времязадающего устройства (ВЗУ), специально разработанного для этих целей в институте. Температурные кривые нагрева и охлаждения образцов приведены на рис. 4.11.

Таблица 4.3. Механические свойства образцов труб из стали различных марок после индукционного упрочнения и термоциклической обработки по различным режимам

Марка стали	Режим обработки	Номер зерна	Механические свойства				Дж/см ²		
			σ_s	$\sigma_{0.2}$	$\delta_{0.2}$, %	a_{1-40}			
17Г2СФ	Индукционное упрочнение ($t_{\text{наг}} = 1000^\circ\text{C}$); водяной душ [$M = 0.4 \text{ м}^3/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$]; $t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$ По рис. 4.11, а, кривые 3 По рис. 4.11, а, кривые 2 По рис. 4.11, а, кривые 1 Трехциклового нагрева; после последующего импульсного нагрева до A_{c1} ; водяной душ [$M = 0.4 \text{ м}^3/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$]; $t_{\text{отп}} = 650^\circ\text{C}$	7-8	795-735	655-610	18-20	50-70	20-35		
		12-13	715-665	610-560	20-25	120-150	40-60		
		12-13	765-715	665-610	19-23	110-140	40-60		
		12-13	790-740	690-640	22-24	120-160	55-70		
		12-13	845-795	735-685	20-24	80-130	45-70		
		25	Индукционное упрочнение ($t_{\text{наг}} = 1000^\circ\text{C}$); водяной душ [$M = 0.3 \text{ м}^3/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$]; $t_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$ По рис. 4.11, б, кривые 3 По рис. 4.11, б, кривые 2 По рис. 4.11, б, кривые 1 Трехциклового нагрева; после последующего импульсного нагрева до A_{c1} ; водяной душ [$M = 0.5 \text{ м}^3/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$]; $t_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$	7-8	920-865	795-735	14-18	50-80	20-35
				11-12	685-590	530-460	23-27	110-160	50-80
				11-12	715-665	620-560	20-24	100-140	45-65
				11-12	765-715	665-610	18-22	90-130	45-70
				11	865-815	735-685	17-22	80-120	40-65
				45Г	Индукционное упрочнение ($t_{\text{наг}} = 1000^\circ\text{C}$); $M = 0.4 \text{ м}^3/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $t_{\text{отп}} = 670^\circ\text{C}$ По рис. 4.11, в, кривые 3 По рис. 4.11, в, кривые 2 По рис. 4.11, в, кривые 1 Трехциклового нагрева; $M = 0.4 \text{ м}^3/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$; $t_{\text{отп}} = 670^\circ\text{C}$	7	970-920	815-765	16-19
		12-13	765-715			630-590	20-22	130-180	70-100
12-13	815-765	715-655	19-23			120-160	60-90		
12-13	815-765	700-645	20-23			120-150	60-80		
12	920-865	795-735	18-21			100-140	50-65		

Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из труб, приведены в табл. 4.3. Из этой таблицы следует, что применение ЦУНПИО дает существенное повышение ударной вязкости на всех исследованных марках стали, при этом пластические и прочностные свойства оказываются на достаточно высоком уровне. Ни один из ныне существующих методов термоциклической обработки не обеспечивает столь значительного повышения прочности стали исследованных марок при одновременном повышении их ударной вязкости более чем вдвое.

Применительно к трубным сталям (17Г2СФ) метод ЦУНПИО обеспечивает существенное снижение порога хладноломкости, а также достижение равнопрочности, равнопластичности и равновязкости по толщине стенки и периметру труб, в том числе и сварных (спирально- и прямошовных).

Цикличность ускоренного нагрева в межкритическом интервале температур и достаточно высокая интенсивность подстуживания между циклами нагрева, приводящая к некоторому переохлаждению образующегося при нагреве аустенита и его распаду в интервале температур между A_{T1} и M_n , обеспечивают повышение плотности несовершенств строения структуры, а постепенность снижения температуры от цикла к циклу и многократность прямого и обратного превращений в структуре создают условия для равномерного распределения этих несовершенств строения в микрообъемах. В результате существенно повышаются как прочность стали, так и ее пластичность и вязкость.

Совершенно очевидно, что обычные методы термоциклической обработки не могут обеспечить подобного эффекта.

4.6. КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Одним из наиболее простых и часто применяемых видов комбинированной термической обработки является способ, сочетающий пламенный (печной) нагрев с индукционным. Этот способ выгоден тем, что экономия электроэнергии позволяет максимально использовать преимущества и эффективность индукционного нагрева в сочетании с печным.

Способ разработан для заводов, где применяется пламенный нагрев, так как он позволяет существенно повысить производительность процесса термической обработки труб без коренной перестройки производства.

Суть способа заключается в том, что пламенный подогрев ведут таким образом, чтобы наружная поверхность трубы к моменту прекращения нагрева имела температуру на $100-120^\circ\text{C}$ выше точки Кюри ($t_k = 750^\circ\text{C}$), а внутренняя — на $100-120^\circ\text{C}$ ниже точки Кюри. Затем производят термостатирование трубы до выравнивания температуры по сечению на уровне точки Кюри и, наконец, быстро догревают все сечение трубы до температуры аустенитизации с помощью индукционных нагревателей, питаемых от генератора с частотой, обеспечивающей одновременный нагрев всего сечения трубы (т. е. при условии, когда горячая глубина проникновения тока Δ больше или равна толщине стенки трубы δ).

В результате такого нагрева удается обеспечить максимальную пол-

ноту фазовых превращений по всему объему труб (в том числе и в сварном соединении), получить достаточно мелкое аустенитное зерно (10—11 баллов по ГОСТ 5639—82*) и достичь высокой однородности свойств по периметру труб. Была обработана партия труб из стали 17Г1С (0,18 %С; 1,3 %Мп; 0,5 %Si) по режимам, приведенным в табл. 4.4.

Таблица 4.4. Режимы комбинированной пламенно-индукционной обработки труб из стали 17Г1С

Место замера температуры	Пламенный нагрев		Термостатирование		Индукционный нагрев			
	t, °С	τ, с	t, °С	τ, с	Закалка		Отпуск	
					t, °С	τ, с	t, °С	τ, с
Наружная поверхность	860±10	300	750±10	10	960±20	25	660±10	90
Внутренняя поверхность	640±10	300	750±10	10	940±20	25	640±10	90

Трубы подвергались механическим испытаниям, результаты которых приведены в табл. 4.5. Там же для сравнения приведены свойства аналогичных труб, прошедших индукционное улучшение по режимам $t_{зак} = 950 \pm \pm 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{зак} = 90 \text{ с}$; $t_{отп} = 650 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_{отп} = 45 \text{ с}$.

Таблица 4.5. Механические свойства труб из стали 17Г1С диаметром 1020 мм с толщиной стенки $\delta = 10 \text{ мм}$ после комбинированной пламенно-индукционной обработки и индукционного улучшения

Обработка	Механические свойства									
	Оснoвнoй металл					Сварнoе соединeниe				
	σ_s , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	a_n^{-40}	a_p^{-40}	σ_s , МПа	a_n^{-40}	a_p^{-40}	Дж/см ²	
									Дж/см ²	Дж/см ²
Пламенно-индукционная	685—735	560—610	18—22	50—80	25—40	655—705	40—60	20—30	20—30	
Индукционное улучшение	720—730	530—550	16—20	45—55	15—20	700—710	40—60	10—20	10—20	

Полученные данные свидетельствуют о высоком качестве пламенно-индукционной обработки труб, которые не только не уступают трубам, прошедшим индукционное улучшение, но даже превосходят их по некоторым параметрам (ударной вязкости, соответствующей работе развития трещин; пластическим свойствам). Совершенно очевидно, что данный вид обработки особенно выгоден для тех заводов, на которых имеются печные отделения термической обработки труб и для которых необходимо повышение качества труб и производительности процесса термической обработки. Пламенно-индукционная обработка труб — в современных условиях прогрессивный и экономичный способ повышения на-

дежности и долговечности изделий. В то же время ясно, что она должна рассматриваться как переходный вид термической обработки к более тонким и совершенным методам.

Одним из таких методов может быть лазерно-индукционная (или индукционно-лазерная) обработка изделий, принципиальная технология которой прорабатывается во ВНИИ ТВЧ. По-видимому, этому виду обработки принадлежит будущее, но сегодня он не вышел за рамки лабораторных исследований и промышленного распространения не получил.

Другим, весьма перспективным методом комбинированной термической обработки изделий является индукционно-плазменная обработка. Сама по себе плазменная поверхностная обработка известна уже довольно давно. Нанесение покрытий с помощью дуговой плазмы, поверхностное оплавление керамики индукционной плазмой, плазменная обработка полимерных материалов — процессы, получившие довольно широкое распространение в промышленности. В последние годы все большее применение находит способ поверхностной обработки металлических изделий в высокочастотной индукционной плазме.

Суть способа заключается в том, что в плазменный поток, образованный с помощью высокочастотного разряда при атмосферном давлении, вводят различные материалы, испаряющиеся в зоне высоких температур (8 000 — 10 000 °С), переносимые этим потоком к обрабатываемой поверхности и конденсирующиеся на ней вследствие существенно более низкой ее температуры (менее 1000 °С). При использовании различных распыляемых материалов и плазмообразующих газов можно в результате различных плазмохимических реакций получать на поверхности обрабатываемых изделий покрытия различного химического состава. В результате такой обработки удавалось повысить поверхностную твердость до 1000—1200 HV (68—71 HRC_{0,1}), а износостойкость обрабатываемых изделий — в два — четыре раза.

Было установлено, что применение плазменной обработки после индукционной термической обработки наиболее эффективно повышает износостойкость изделий. Кроме того, было замечено, что плазменная обработка может являться чистой операцией изготовления изделий, так как она не портит их поверхности, не ведет к деформации и изменению размеров.

Детальный анализ изделий, подвергнутых индукционно-плазменной обработке, показал, что она улучшает состояние поверхности изделий, обработанных токами высокой частоты. Образующийся на поверхности в первый момент напыления тонкий слой покрытия предотвращает значительный разогрев подложки плазменным потоком. От перегрева предохраняет также кратковременность пребывания обрабатываемой поверхности в зоне высоких температур (10—30 с), поскольку этого времени оказывается достаточно для получения покрытия толщиной 5—8 мкм. Незначительная глубина разогреваемого до температур фазовой перекристаллизации поверхностного слоя изделий, особенности диффузионных процессов, протекающих на границе напыляемый слой — поверхность изделия, а также специфика воздействия электрического поля на этой границе в плазменном потоке приводят к созданию в подложке высоко-

пластичного слоя с большой степенью искажения кристаллической решетки, обладающего отличным контактом со слоем покрытия и не дающего последнему хрупко разрушаться под воздействием внешних нагрузок (например, при вдавлении индентора прибора твердости).

На инструменте из сталей марок X12M, X12Ф1, P6M5, имевшем после индукционной термической обработки твердость 63—65 HRC, плазменная обработка (время нагрева — три-четыре цикла по 15 с промежуточным подсушиванием до 200 °С; плазмообразующий газ — аргон; вводимый материал — углерод и кремний; образующееся покрытие — слой карбида и окиси кремния толщиной 4,5 мкм) позволила повысить твердость поверхности до 67—69 HRC, износостойкость — в три-четыре раза, разгаростойкость — в четыре — шесть раз.

В настоящее время разработаны, изготовлены и внедрены на ряде заводов страны высокоэффективные установки для плазменного упрочнения изделий.

Не вызывает сомнений, что технический прогресс приведет к появлению новых видов комбинированной термической обработки, поскольку обычные ее виды уже не обеспечивают все возрастающих требований к качеству многих изделий, необходимых сегодня различным отраслям промышленности. Очевидно также, что во всех будущих видах комбинированной термической обработки индукционный нагрев будет по-прежнему играть основную роль, так как его возможности весьма велики и далеко еще не исчерпаны.

Глава 5. ПРАКТИКА ИНДУКЦИОННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

5.1. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ПОСТРОЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИНДУКЦИОННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Некоторые проблемы, связанные с технологией индукционной термической обработки, рассмотрены в других выпусках библиотечки. Здесь представляется уместным рассмотреть ряд вопросов, связанных с выбором температурно-временных режимов нагрева и охлаждения, методикой контроля процесса, методикой оценки и контроля качества деталей и др.

Одновременный способ поверхностной закалки предусматривает нагрев и последующее охлаждение одновременно всей закаливаемой поверхности. Конструктивно индуктор может быть совмещен со спрейером, тогда нагрев и охлаждение будут проводиться без перемещения детали.

При закалке деталей сложной формы может быть несколько участков закаливаемых поочередно одним и тем же способом. Конструкция индуктора определяется характером закаливаемой поверхности. Это может быть обычный кольцевой индуктор, если, например, надо закалить отдельные участки цилиндрического вала; может быть индуктор специальной конструкции, например при закалке по зубу и по впадине крупномодульных шестерей; могут быть разъемные индукторы, применяемые в станах

для поверхностной закалки кулачковых валиков или шеек коленчатых валов, и т. п. Некоторые рекомендации по выбору элементов конструкции сложных индукторов даны в вып. 2 и 12.

Температурный режим нагрева зависит от марки стали и интенсивности нагрева. Обычно в технических требованиях на поверхностную закалку той или иной детали формулируют данные по твердости и глубине закаленного слоя. Заданная твердость определяет выбор стали. Глубина закаленного слоя зависит в основном от выбранной частоты тока и скорости или времени нагрева. Эти параметры выбирают по графикам, приведенным в вып. 2. На основании найденного приблизительного значения времени нагрева можно установить необходимую температуру закаливаемой поверхности (табл. 5.1).

Таблица 5.1. Температура нагрева некоторых сталей при поверхностной закалке током средней частоты

Марка стали	Предварительная термическая обработка	Температура закалки * при печном нагреве, °С	Температура закалки, °С, при суммарном времени аустенитизации		
			10 с	3 с	1 с
35	Отжиг	840—860В	880—900	900—940	940—980
	Нормализация	840—860В	860—880	880—920	920—960
45	Отжиг	810—830В	850—870	870—910	910—950
	Нормализация	810—830В	830—850	850—890	890—930
50	Улучшение	810—830В	810—830	830—870	870—910
	Нормализация	840—860М	880—920	910—950	950—980
35Г2	Улучшение	840—860М	860—900	880—940	920—980
	Нормализация	820—840М	840—860	860—900	900—940
50Г	Улучшение	820—840М	800—820	820—850	850—900
45Х	Нормализация	830—850М	880—920	920—960	940—980
40ХМ	Улучшение	830—850М	840—860	860—900	880—920
40ХН	Нормализация	810—830М	860—880	900—940	920—960
45ХН	Улучшение	810—830М	820—840	840—880	860—900
35ХГС	Нормализация	880—900М	920—940	940—980	960—1000
40ХС	Улучшение	880—900М	880—900	920—960	940—980
ЦХ15	Отжиг	830—850М	890—930	920—960	950—1000
	Улучшение	830—850М	850—870	880—920	920—960

* Принятые обозначения: В — охлаждение в воде; М — охлаждение в масле.

Когда режим разработан, в технологическую карту записывают в качестве одного из показателей режима время нагрева. Однако в процессе разработки технологии общим временем нагрева пользоваться нельзя, так как кривая нарастания температуры зависит от многих частных факторов, специфических для конкретных установок. Наиболее объективным фактором является суммарное время пребывания стали в области температур выше критических точек — суммарное время аустенитизации, которое складывается из времени нагрева, периода постоянной температуры и времени подсуживания (рис. 5.1).

Действительно, если, например, нагреть поверхностный слой со скоростью в области фазовых превращений, равной 100 °С/с, до температуры 900 °С, то время пребывания стали в этой области составит 1,5 с. Пауза

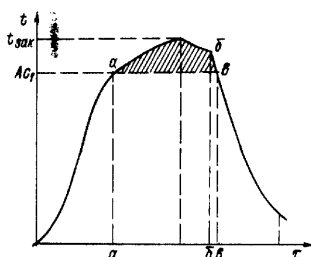


Рис. 5.1. Кинетическая диаграмма нагрева и охлаждения в процессе высокочастотной термической обработки:

A_{c1} — температура начала фазовых превращений; t_{max} — температура заковки; точка δ — начало охлаждения; точка θ — окончание фазовых превращений; отрезок $a-\theta$ — суммарное время аустенитизации

порядка 0,5—0,6 с изменит получаемые результаты. Если, например, при отсутствии паузы требуется температура заковки 920—940 °С, то при наличии паузы она может быть снижена до 890—920 °С. Пауза

практически неизбежна в технологическом процессе закалки. Особенно это касается слоев металла, удаленных от поверхности, где температура, близкая к закалочной, может сохраняться и в начальный период охлаждения (см. гл. 2). В некоторых случаях паузу создают искусственно для выравнивания температуры при нагреве сложной поверхности или для обеспечения завершения фазовых превращений в легированных сталях. Величина паузы зависит от частоты тока. Индукционный нагрев током радиочастоты применяют для получения небольших глубин закаленного слоя. Охлаждение начинается быстро (во избежание отвода тепла в сердцевину), и пауза между нагревом и охлаждением небольшая. Соответственно температура поверхности должна быть больше, чем при индукционном нагреве током средней частоты, при котором пауза может исчисляться 0,5—1 с.

В производственных условиях измерение температуры на поверхности нагреваемого изделия представляет определенные трудности. Применение термопар практически исключено. Измерение оптическими приборами типа ОПИР дает погрешность из-за инерционности метода и влияния субъективных качеств человека. В настоящее время разработаны и выпускаются промышленностью фотоэлектрические пирометры, которые являются безынерционными и при быстром индукционном нагреве дают достаточно точные показания. Однако и измерение фотоэлектрическими пирометрами не всегда возможно. Следует отметить, что выпускаемые нашей промышленностью приборы требуют большую площадь визирования и при поверхностной закалке оказываются неприемлемыми.

Фотоэлектрические пирометры, выпускаемые промышленностью, успешно могут быть использованы при непрерывно-последовательном способе термической обработки (отжиге, отпуске, нормализации), когда изделие выходит из индуктора, не подвергаясь искусственному охлаждению, и его температура сохраняется некоторое время близкой к максимальной. При поверхностной и объемной закалке необходимо, чтобы датчик температуры мог быть каким-то образом встроен в индуктор. Таким требованиям удовлетворяет новый тип фотоэлектрического пирометра — АПИР, диаметр визира которого может составлять несколько миллиметров.

При разработке технологии, когда возможно нарушение целостности детали, наиболее целесообразно применять платино-платинородневые или хромель-алюмелевые термопары. Термопары могут быть зачеканены или приварены к поверхности изделия. При этом рекомендуется не готовить обычный спай термопары, а приваривать или заканчивать каждый электрод отдельно на расстоянии друг от друга 2—3 мм. Такой метод обеспечивает получение точных данных, в то время как при креплении к поверхности шарика спаивания погрешность измерения температуры может составлять 15—20 °С. При быстром нагреве показания термопар записываются на шлейфном осциллографе. При медленном нагреве можно применять и более инерционные записывающие приборы типа потенциометров.

В технологических картах кроме температуры фиксируют передаваемую в изделие мощность, показания приборов, характеризующих электрический режим нагрева, и общее время нагрева. Температурный показатель является факультативным, так как нет надежного метода его контроля.

В производственных условиях необходимо систематически контролировать основные параметры нагрева. Оператор или контролер должен следить за показаниями приборов, за состоянием закалочной аппаратуры.

При выборе способа и системы охлаждения следует пользоваться рекомендациями гл. 2. Некоторые конкретные примеры приведены ниже.

Контроль полученных результатов путем разрезки деталей и изучения глубины и качества закаленного слоя производится редко, так как это дорогостоящая и длительная операция. Периодичность такого контроля устанавливается технологической картой.

5.2. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЗАКАЛКА КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ

Коленчатые валы изготавливают из различных марок стали: 45, 50, 45Г2, 45ХН и др., а также из высокопрочного перлитного чугуна. Выбор материала определяется главным образом необходимой конструктивной прочностью вала. Поверхностная закалка шеек не должна влиять на прочность вала в целом. Глубина закаленного слоя должна обеспечивать возможность снятия некоторого слоя при чистовой шлифовке и последующих перешлифовках во время ремонта. Обычно в технических условиях закладывается глубина слоя 3—5 мм в зависимости от типа вала. Для получения высокой износостойкости поверхностного слоя твердость должна быть высокой, и названные выше материалы позволяют ее получить. Однако в заводских условиях стремятся снизить температуру нагрева, смягчить условия охлаждения, чтобы предупредить появление трещин и коробление. Поэтому твердость поверхностей шеек на стальных валах обычно не превышает 52—54 HRC₂; на чугунных валах такую твердость должна иметь металлическая основа, а усредненная с учетом влияния графита твердость при этом будет 47—48 HRC.

Микроструктура закаленного слоя должна представлять собой мелконгольчатый мартенсит. Это не всегда достигается при разработке

конкретных технологических процессов закалки, так как стремление увеличить глубину закаленного слоя неизбежно требует повышения температуры поверхности. В особенности это проявляется при поверхностной закалке полых шеек, имеющих толщину стенки 12—15 мм. Во избежание сквозного нагрева стенки приходится сокращать время нагрева, что влечет за собой увеличение градиента температур в пределах нагретого слоя. В результате на поверхности может получиться среднеигльчатый мартенсит, а в тонком поверхностном слое и вблизи масляных отверстий игльчатость может быть близка к крупной. По-видимому, с этим можно мириться, учитывая, что структура поверхностного слоя шейки не определяет конструктивной прочности коленчатого вала.

В большинстве случаев поверхностную закалку шеек коленчатых валов производят с самоотпуском, прерывая охлаждение и создавая условия вторичного нагрева поверхностных слоев металла за счет тепла сердцевины. Такая технология снижает вероятность возникновения трещин. Если шейка сплошная, т. е. не имеет сквозного отверстия, то режим самоотпуска отработывается сравнительно легко, так как в сердцевине шейки в период начального охлаждения сохраняется достаточное количество тепла. В этом случае после закалки не требуется дополнительный отпуск. Если шейка полая, то при резком закалочном охлаждении трудно уловить момент, когда поверхностный слой закалится на заданную глубину, а в незакаленной зоне сохранится при этом достаточное количество тепла для отпуска. Не исключено, что самоотпуск будет недостаточен для снижения остаточных напряжений, возникающих на границе слоя и могущих оказать влияние как на прочность вала, так и на его рихтуемость. Тогда в технологическом цикле термической обработки коленчатых валов приходится предусматривать обычный отпуск с нагревом в печах.

Дополнительный отпуск необходим и после поверхностной закалки коленчатых валов, изготовленных из легированной стали (см. п. 3.6).

На шейках коленчатых валов имеются обычно маслоподводящие отверстия. При нагреве около отверстия плотность тока выше средней, что вызывает перегрев кромок. Для уменьшения перегрева необходимо снимать у краев отверстия фаски. Так как маслоподводящие каналы направлены под углом к поверхности шейки, одна кромка имеет острый угол, где наиболее вероятны перегрев и возникновение трещин. В некоторых конструкциях коленчатых валов предусматривают более сложные каналы: сначала они направлены по радиусу шейки на глубину 3—5 мм, а затем изменяют направление. С точки зрения индукционного нагрева такая конструкция отверстия предпочтительна.

Для снижения опасности перегрева кромок в отверстия вставляют заглушки, действие которых описано в гл. 3.

Перегрев кромок особенно опасен при закалке чугуных коленчатых валов. Чугун имеет сравнительно низкую температуру плавления, и при перегреве может произойти оплавление кромок.

В промышленности применяют закалочные станки различной конструкции. Наиболее распространены станки и автоматические линии, в которых закалка шеек производится поочередно разъемными индукторами,

имеющими контакт между двумя полукольцами; вал при этом не вращается. Однако станки этой системы имеют ряд недостатков, затрудняющих получение равномерного по окружности слоя. В месте разъемов наблюдается сужение слоя и уменьшение его глубины. Кроме того, в процессе эксплуатации индукторы деформируются, равномерность зазора между индуктором и деталью нарушается, искажается форма слоя, твердость поверхности получается неравномерной.

Делаются попытки применить разъемные, но бесконтактные индукторы. В этом случае возможно применение или шарнирной системы связи между двумя полукольцами индуктора, или электромагнитной связи, подобной той, которая описана в вып. 2 для закалки распределительных валов. Первая система не снимает полностью недостатки, свойственные контактному индуктору. Сохраняется неравномерность слоя против мест разъема индуктора. Преимущество такой системы по сравнению с разъемной контактной системой, по-видимому, сводится к стабильности качества нагрева и, следовательно, стабильности результатов закалки, к сохранению размеров индукторов и повышению их долговечности. Кроме того, шарнирная система позволяет создать производительные закалочные станки. Система с электромагнитной связью между полукольцами индуктора более сложна и пока для закалки шеек коленчатых валов не нашла удовлетворительного конструктивного решения.

В последних конструкциях станков закалка коленчатых валов производится при их вращении. Шейки нагреваются петлевыми индукторами, предложенными фирмой «Элотерм» (ФРГ) и охватывающими только часть окружности шейки. Кинематическая схема станка позволяет индуктору с трансформатором следить за перемещением как каждой коренной, так и шатунных шеек. Вал вращается со скоростью 30—60 об/мин. При вращении шейка постепенно нагревается на заданную глубину, после чего охлаждается душем из спрейера, конструктивно связанного с траверзой, держащей индуктор и трансформатор.

Вращение коленчатого вала во время нагрева и охлаждения позволяет получить более равномерный по ширине закаленный слой. Несколько смягчается нагрев около масляного отверстия, так как в промежутке между нагревами, когда нагретый участок выходит из-под индуктора, тепло, сконцентрированное около отверстия, частично рассеивается.

На станках такого типа облегчаются условия закалки шеек коленчатых валов с галтелью. Возможно создание конструкции петлевого индуктора, в которой выделение энергии концентрируется вблизи галтели. Правда, в этом случае на нагрев оказывают влияние щеки: в тех положениях вала относительно индуктора, где боковые ветви индуктора располагаются против шеек, тепло активно отводится в холодный металл и температура нагрева галтели оказывается ниже, чем в тех местах, где щеки нет. Для получения равномерного нагрева необходимо предусматривать регулирование мощности по мере вращения вала.

Поверхностная закалка шеек коленчатых валов с галтелью уже находит промышленное применение, так как экспериментально доказано повышение прочности вала в 1,5—1,8 раза.

5.3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ШЕСТЕРЕН

Технология поверхностной закалки шестерен подробно описана в вып. 2. Здесь целесообразно остановиться на некоторых вопросах, касающихся прежде всего металлургической стороны процесса.

Можно выделить несколько видов высокочастотной термической обработки шестерен, зависящих от габаритных размеров и формы детали, от материала и условий эксплуатации.

Шестерни малого модуля, распространенные главным образом в станко- и приборостроении, обычно работают при малых контактных давлениях и при отсутствии ударных нагрузок. К ним предъявляют повышенные требования только по износостойкости, а к прочностным свойствам высоких требований нет. Поэтому применяют наиболее простой и производительный способ высокочастотной термической обработки при нагреве венца шестерен на глубину, захватывающую не только зуб, но и часть обода. Материалом для таких шестерен обычно служат стали 45, 40X, 40XH и другие среднеуглеродистые и малолегированные стали. Поскольку осуществляется довольно глубокий нагрев, время нагрева сравнительно велико: 15—40 с в зависимости от размеров и модуля шестерни. При таких режимах температура нагрева не превышает 900 °С. В зависимости от материала охлаждение должно производиться погружением в масло или водяным душем. При закалке без самоотпуска твердость зуба должна быть максимальной — около 60 HRC. Последующий отпуск снизит твердость до требуемого уровня, обычно составляющего 45—50 HRC.

Отрабатывая режим закалки шестерен с самоотпуском, необходимо учитывать, что при самоотпуске нагреву будут подвергаться в первую очередь впадины и основания зубьев. Однако обычно это обстоятельство не является столь важным, так как свойства прочности нужны именно у основания зуба. Для получения однородной твердости по всему контуру шестерни можно применить дополнительный электроотпуск в том же индукторе.

На рис. 5.2 приведены схемы распределения структуры и твердости шестерен различных модулей при закалке с нагревом током радиочастоты (от лампового генератора). Как видно из схемы, применение этих частот дает удовлетворительный результат только на шестернях малого модуля (до $m \approx 4$ мм). При более крупном зубе получить закаленный слой во впадине не удается, а обрыв закаленного слоя у основания зуба сильно снижает его прочность.

Такой характер закалки можно объяснить следующим образом. В начале нагрева ток протекает по контуру шестерни, соответственно и индуктированное тепло выделяется в поверхностном слое, повторяющем контур. Однако в зубе тепло постепенно накапливается, а от впадины оно отводится в тело обода. Нужна очень большая удельная мощность подводимого тока и очень краткое время нагрева, чтобы сохранить контурный характер нагрева и получить закаленный слой по обводу шестерни.

Удовлетворительные результаты получены при нагреве током высокой частоты шестерен с $m = 4,5$ мм, венец которых предварительно нагрет до

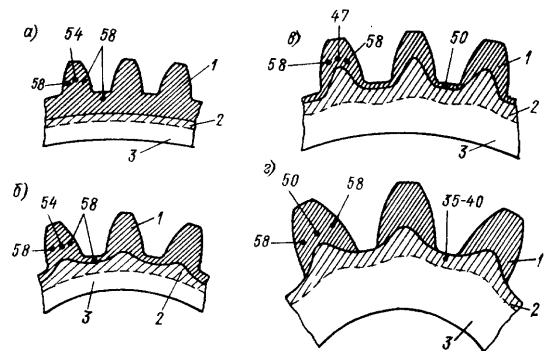


Рис. 5.2. Распределение закаленного слоя на шестернях различного модуля m при сквозном прогреве зуба и обода током радиочастоты: а— $m = 2,0$ мм; б— $m = 2,0 \div 2,5$ мм; в— $m = 2,5 \div 4,0$ мм; г— $m = 4,0$ мм (цифры на рисунке — значения HRC.); 1 — закаленный слой; 2 — переходная зона; 3 — исходный металл

температуры 550—650 °С. В этом случае затруднен отвод тепла в сердцевину и впадина прогревается до температуры закалки. Этот способ поверхностной закалки по ряду организационных причин не получил распространения на предприятиях нашей страны, в то время как зарубежные фирмы его используют.

Так как шестерни с $m = 4 \div 6$ мм обычно работают в более тяжелых условиях, помимо сопротивления изнашиванию зубья должны обладать высокой изгибной прочностью. Зубья, закаленные насквозь, не удовлетворяют этим требованиям. Поэтому в настоящее время большинство шестерен такого типа подвергаются цементации или нитроцементации с последующей термической обработкой.

На Московском автомобильном заводе им. Лихачева разработана поверхностная закалка по контуру шестерен, изготовленных из малопрочнокаливаемой стали. Как отмечалось в п. 3.4, при закалке таких сталей глубина закаленного слоя определяется глубиной прокаливаемости стали. Нагрев токами высокой частоты осуществляется глубоко, так что прогреваются зуб и обод шестерни, а при последующем резком охлаждении структура мартенсита образуется только в тонком поверхностном слое по контуру шестерни.

Шестерни с $m = 6$ мм и более закалывают по впадине, создавая закаленный слой на рабочей поверхности зуба и во впадине. Одновременный и последовательный способы закалки описаны в вып. 2. Здесь следует отметить, что при закалке по впадине трудно избежать закалочных трещин, которые обычно возникают у основания зуба. Это может быть объяснено следующим образом. При нагреве впадины поверхностный слой увеличивается в объеме и контур становится короче (рис. 5.3). При резком

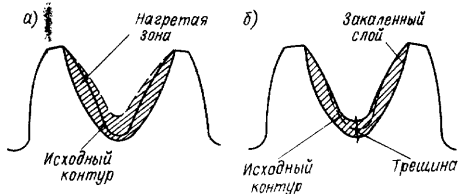


Рис. 5.3. Механизм возникновения трещины во впадине шестерни:
 а — контур впадины
 б — то же после закалики

охлаждения быстро фиксируется новый профиль, и последующее тепловое сокращение будет сопровождаться возникновением напряжений растяжения в поверхностном слое. Последующее превращение аустенита в мартенсит, сопровождающееся увеличением удельного объема, препятствует глубокому проникновению трещин, но шестерни даже с неглубокой трещиной во впадине к работе не пригодны.

Одним из методов, позволяющих избежать трещин при закалке шестерен по впадине, является охлаждение в массу изделия. Такой способ требует, во-первых, применения специальных марок стали, обладающих сравнительно малой критической скоростью закалки, например стали 45ХН. Во-вторых, нужно стремиться к минимально допустимой глубине прогрева, так как с уменьшением глубины нагретого слоя скорость его охлаждения в массу изделия увеличивается. С точки зрения прочности глубина закаленного на мартенсит слоя должна быть во впадине 0,7—1,0 мм. Расчеты показывают, что нагретый слой такой глубины в интервале температур 900—500 °С охлаждается за счет отвода тепла в толщу изделия со скоростью более 1000 °С/с, достаточной для получения структуры мартенсита.

При закалке с отводом тепла в толщу изделия следует иметь в виду, что по мере закалки всей шестерни, переходя от одной впадины к другой, тепло в толще изделия накапливается, температура изделия повышается, что приводит к снижению скорости охлаждения поверхностного слоя. Поэтому в процессе закалки необходимо искусственно охлаждать зоны, смежные с закаливаемым участком.

5.4. ИНДУКЦИОННАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРОКАТА

Улучшение труб нефтяного сортамента. С увеличением глубины нефтяных скважин возрастают требования к прочностным и пластическим свойствам буровых и обсадных труб. Улучшение — один из наиболее перспективных методов упрочнения труб нефтяного сортамента. Применение для этой цели индукционного нагрева позволяет существенно снизить производственные площади, расходы на обслуживание и ремонт оборудования, расход охлаждающей жидкости и, следовательно, экономически целесообразно.

Для Таганрогского металлургического завода была разработана технология и создана установка для индукционного улучшения труб из стали

марок 45Г, 36Г2С и 38ХНМ диаметром 141—168 мм с толщиной стенки 7—14 мм. Температура нагрева под закалку 850—950 °С, время нагрева 30—60 с в зависимости от толщины стенки. Охлаждение осуществляется снаружи водяным душем (из спрейеров с вращающимся потоком), расход воды 0,3—0,4 м³/(с·м²), время активного охлаждения 15—20 с. Температура отпуска 550—700 °С, скорость нагрева под отпуск около 10 °С/с.

Нагрев под закалку и отпуск производится от машинных генераторов с частотой 2500 Гц. Расход электроэнергии 300 кВт·ч/т на закалку и 150 кВт·ч/т на отпуск. Установка позволяет непрерывно-последовательным методом осуществлять полный цикл термической обработки труб.

Трубы, уложенные в стык на подающем рольганге, последовательно проходят через закалочный индуктор, охлаждающую камеру со спрейерами и отпускной индуктор. Осуществление отпуска непосредственно после закалки позволяет сократить габаритные размеры установки и снизить опасность трещинообразования в период транспортировки закаленной трубы до отпускного индуктора.

Как видно из табл. 5.2, в результате индукционного улучшения трубы из стали всех марок не уступают по свойствам трубам меньших сечений из этих же сталей после высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). При этом свойства труб из стали 45Г достигают категории прочности М по ГОСТ 632—80*, из стали 36Г2С — категории прочности Р, а трубы из стали 38ХНМ значительно превосходят по прочности категорию Р.

Улучшение газопроводных труб большого диаметра. В СССР потребление газа непрерывно возрастает. К трубам, идущим на газопроводы, предъявляются особо высокие требования по надежности и работоспособности при низких температурах.

ВНИИ ТВЧ совместно с Волжским трубным заводом была разработана технология и создана опытная установка (впервые в СССР) индукционного улучшения сварных спиральношовных труб диаметром 820—1220 мм. В качестве источников питания были выбраны три статических преобразователя ТПЧ-630/1 ($P = 630$ кВт; $f = 1000$ Гц), работающих параллельно. Технологию индукционного улучшения обрабатывали на трубах диаметром 1020 мм с толщиной стенки 10 мм из стали марки 17Г1С. Суммарное время нагрева под закалку не превышало 50 с; скорость нагрева $v_{\phi} = 10$ °С/с; температура закалки 950—980 °С; температурный градиент по сечению трубы к концу нагрева не превышал 50 °С (на внутренней поверхности шва); охлаждение осуществлялось системой спрейеров с индивидуальным и регулируемым подводом воды, обеспечивавших высокую равномерность и одновременность теплоотвода как по периметру, так и по длине трубы; расход воды $M \approx 0,3$ м³/(с·м²). Суммарное время нагрева под отпуск приблизительно 25 с; температурный градиент по сечению к концу нагрева составлял 30 °С; температура отпуска 650—700 °С.

Как видно из табл. 5.3, трубы, прошедшие индукционное улучшение, обладают прекрасным сочетанием прочностных и пластических свойств, но особенно высоки вязкие свойства при отрицательных температурах.

Таблица 5.2. Механические свойства труб из стали различных марок после

Марка стали	Варианты термической обработки		σ_s	$\sigma_{0,2}$
	Режим закалки	Режим отпуска ($t_{отп} = 600^\circ\text{C}$)		
45Г	ВТМО: закалка с прокатного нагрева ($t_{зак} = 900 \div 950^\circ\text{C}$) в воду	Печной нагрев в течение 1 ч	850—900	750—800
	Индукционный нагрев: $v_{нагр} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$; $t_{зак} = 900^\circ\text{C}$; $M_2 = 0,4 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$	Индукционный нагрев со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{с}$	900—1000	800—900
36Г2С	ВТМО: закалка с прокатного нагрева ($t_{зак} = 900 \div 950^\circ\text{C}$) в воду	Печной нагрев в течение 1 ч	1000	850
	Индукционный нагрев: $v_{нагр} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$; $t_{зак} = 900^\circ\text{C}$; $M_2 = 0,5 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$	Индукционный нагрев со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{с}$	1100—1200	1000—1100
38ХНМ	ВТМО: закалка с прокатного нагрева ($t_{зак} = 900 \div 950^\circ\text{C}$) в воду	Печной нагрев в течение 1 ч	1250	1180
	Индукционный нагрев: $v_{нагр} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$; $t_{зак} = 900^\circ\text{C}$; $M_2 = 0,4 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$	Индукционный нагрев со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{с}$	1200—1300	1100—1200

Примечание. Толщина стенки труб при ВТМО — $\delta = 6 \div 9$ мм, при индукционном

ВТМО и индукционного улучшения

Механические свойства труб					
$\sigma_{0,2}/\sigma_s$	δ_5	ψ	HRC,	a_k^{-40} Дж/см ²	σ_s, ψ
0,866	15	60	28	12—14	52 500
0,895	12—18	55—60	30—32	11—13	54 500
0,850	14—16	60	31	12—14	60 000
0,915	12—16	55—60	31—33	5—8	66 000
0,940	9	54	34—35	11—12	68 000
0,920	11—14	50—55	32—34	9—13	65 000

улучшении — $\delta = 12$ мм

Таблица 5.3. Механические свойства сварных газопроводных труб из стали 17Г1С в горячекатаном состоянии и после индукционного улучшения

Режим термической обработки	Место вырезки образцов	σ_s	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	Ударная вязкость, Дж/см ² ($t_{исп} = -40^\circ\text{C}$)		
						МПа	%	a_k^{-40}
Горячекатаное состояние	Основной металл	585	340—365	25	28	50—58	25—35	10—15
	Шов	545—585	—	—	—	16—43	5—12	—
Индукционный нагрев ($t_{зак} = 940 \div 960^\circ\text{C}$; водяной душ [$M = 0,25 \div 0,3 \text{ м}^3/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$], $t_{отп} = 650 \div 680^\circ\text{C}$)	Основной металл	740—750	530—580	16—20	50—52	51—53	16—20	—
	Шов	720—730	—	—	—	62—68	12—18	—

Улучшение строительных арматурных стержней. Повышение прочности арматурной стали обеспечивает существенное снижение доли металла в железобетонных конструкциях. Это особенно важно для предварительно-напряженного бетона, где желательны применять стали с пределом текучести более 600 МПа. Наиболее эффективный способ упрочнения арматурных сталей — термическая обработка с использованием прокатного тепла, электронагрева и индукционного нагрева. Термическая обработка с использованием прокатного тепла — самый дешевый в настоящее время способ упрочнения арматурной стали. Однако она не обеспечивает требуемого прироста прочности по сравнению с другими способами упрочнения и дает очень высокий разброс свойств между отдельными стержнями внутри каждой партии.

Индукционное улучшение позволяет достичь на стержнях из стали любых марок максимального упрочнения при высоких пластичности и вязкости и практически полной стабильности свойств от стержня к стержню. Достигается это благодаря получению более мелкого зерна аустенита в результате быстрого нагрева под закалку, образованию более однородного и мелконгольчатого мартенсита в результате резкого и рав-

номерного охлаждения водяным душем и выпадению более дисперсных и равномерно распределенных карбидов в результате быстрого нагрева без выдержки при отпуске.

Для заводов железобетонных конструкций была разработана технология и создана компактная установка для индукционного улучшения арматурных стержней диаметром от 12 до 32 мм из стали марок Ст4кп, Ст4сп, Ст5, 35ГС, 30ХГ2С, 65Г и др. [2, 6]. Индукционное улучшение осуществляли непрерывно-последовательным методом со сквозным прогревом прутков до температуры 950—1000 °С (в зависимости от марки стали) на частоте 8000 Гц в многовитковом индукторе, обеспечивавшем фазовую скорость нагрева $v_{\phi} = 15$ °С/с. Для охлаждения использовали спрейер с расходом воды $M = 0,25 \div 0,3$ м³/(с·м²). Нагрев под отпуск вели на той же частоте в многовитковом индукторе, обеспечивавшем среднюю скорость нагрева $v = 10 \div 15$ °С/с, до 450—600 °С в зависимости от марки стали.

Как видно из табл. 5.4, в результате индукционного улучшения арматурных стержней диаметром 14 мм из стали марок 35ГС и Ст5 уда-

Таблица 5.4. Механические свойства арматурных стержней диаметром 14 мм из разных сталей после индукционного улучшения

Марка стали	Режим термической обработки	σ_b		$\delta_5, \%$	a_{σ}^{-40} Дж/см ²
		МПа			
Ст5	Индукционный нагрев ($v_{\text{наг}} = 15$ °С/с; $t_{\text{наг}} = 950 \div 970$ °С); водяной душ [$M = 0,25$ м ³ /(с·м ²); $v = 10$ °С/с]; $t_{\text{отп}} = 450 \div 480$ °С	1150—1250	1000—1050	10—13	80—100
35ГС	Индукционный нагрев ($v_{\text{наг}} = 15$ °С/с; $t_{\text{наг}} = 950 \div 970$ °С); водяной душ [$M = 0,3$ м ³ /(с·м ²); $v = 13$ °С/с]; $t_{\text{отп}} = 470 \div 500$ °С	1200—1300	1070—1170	10—11	70—90
	Механические свойства в соответствии с классом прочности АтVI	1200	1000	6	—

ется получить свойства, соответствующие классу АтVI для термически упрочненной стержневой арматуры по ГОСТ 10884—81* и не достижимые ни при каких иных способах термической обработки. Кроме того, индукционное улучшение смещает порог хладноломкости этих сталей в область более низких температур на 60—100 °С по сравнению с горячекатаным состоянием. Наконец, в результате индукционного улучшения релаксационная стойкость исследовавшихся арматурных сталей повышается почти в 10 раз [6].

В процессе эксплуатации улучшенной арматурной стали обнаружилось, что она в напряженном состоянии значительно хуже сопротивляется

коррозии при работе в агрессивных средах. Кроме того, сталь, упрочненная с использованием прокатного тепла, обладает пониженной пластичностью и сравнительно низким пределом выносливости. Это вызвано более тонким строением и более напряженным состоянием структур, получаемых в результате такой обработки.

Теоретически и экспериментально доказано, что наиболее надежным средством повышения стойкости против коррозионного растрескивания и предела выносливости улучшенных сталей является создание на поверхности стержней тонкого высокоотпущенного слоя. Такой слой легко получается при индукционном поверхностном нагреве. Для Макеевского металлургического завода создана установка, на которой с помощью индукционного нагрева на частоте 10 000 Гц в течение долей секунды осуществляется поверхностный нагрев до температуры, не превышающей A_{c1} , на глубину меньше 1 мм. В результате такого отпуска несколько снижается прочность стержней и в 1,5—2 раза возрастает относительное равномерное удлинение, а стойкость против коррозии повышается в несколько десятков раз.

Индукционная термическая обработка рельсов. Эксплуатационная стойкость железнодорожных рельсов определяется их сопротивляемостью возникновению дефектов контактно-усталостного происхождения. Наиболее эффективное средство борьбы с этими дефектами — термическая обработка рельсов. Практика машиностроения и металлургии показала возможность применения для термического упрочнения железнодорожных рельсов индукционного нагрева.

Разработка технологии и оборудования для индукционной термической обработки рельсов велась в двух направлениях: получения рельсов повышенной прочности, изготавливаемых из углеродистой стали, и получения высокопрочных рельсов, изготавливаемых из легированной стали.

Для получения рельсов повышенной прочности разработан способ непрерывно-последовательного поверхностного нагрева головки на частоте 2400 Гц с охлаждением водовоздушной смесью, обеспечивающей получение в закаленном слое (глубиной не менее 11 мм с плавной переходной зоной протяженностью 5—7 мм) структур троостосорбита и сорбита закалки [15].

Технология поверхностной закалки рельсов типа Р50 и Р65 из углеродистой стали (0,69—0,82 % С; 0,75—1,05 % Mn): поверхностный нагрев головки рельса до 1000 ± 20 °С, охлаждение водовоздушной смесью, самоотпуск при 430—450 °С и окончательное охлаждение водой.

На основании проведенных исследований создан промышленный агрегат для поверхностной закалки рельсов, который с 1970 г. работает на заводе «Азовсталь». Суммарная мощность машинных генераторов агрегата 3000 кВт, производительность при непрерывной работе 150 000 т/год, одновременно обрабатывается четыре рельса.

В табл. 5.5 приведены механические свойства и конструктивная прочность рельсов типа Р65, обработанных различными способами. Видно, что поверхностная закалка рельсов обладает определенными преимуществами перед объемной закалкой в масле.

Таблица 5.5. Механические свойства и конструктивная прочность рельсов типа Р65, обработанных различными способами

Характеристика	Вид термической обработки		
	Без термической обработки	Объемная закалка в масле	Нагрев ТВЧ, охлаждение водо-воздушной смесью
Механические свойства:			
σ_b , МПа	950—970	1160—1420	1200—1400
$\sigma_{0,2}$, МПа	530—570	770—1000	840—1030
δ_5 , %	6—7	6—15	10—14
Ψ , %	9—11	25—50	28—42
a_k , Дж/см ²	40—60	80—100	100—110
Работа разрушения при $t = -60^\circ\text{C}$, Дж	35 000—50 000	60 000—100 000	45 000—55 000
Максимальная нагрузка, соответствующая пределу выносливости, $\times 10^4$, Н	41—44	45—48	50—52
Живучесть, циклы	(40 ÷ 60) 10^3	(50 ÷ 100) 10^3	(230 ÷ 690) 10^3

По результатам эксплуатации промышленного агрегата спроектировано более совершенное и производительное оборудование, которое в настоящее время уже работает на заводе «Азовсталь».

Для получения высокой прочности разработан процесс дифференцированного индукционного нагрева на частоте 2400 Гц объемно-закаленных рельсов из легированной стали, подвергнутых предварительному отпуску в печи и имеющих требуемые для головки прочностные свойства.

Технология дифференцированного нагрева рельсов типа Р65 из легированной стали марки 75ХГСТ: непрерывно-последовательный нагрев двумя индукторами (один — для головки, другой — для шейки и подошвы) всего профиля рельса до температуры не более 480 °С в головке (до глубины 10—15 мм от поверхности) с плавным ее подъемом до 750—820 °С к нижней части головки рельса и по всей шейке и подошве. В результате такого нагрева рельс приобретает структуру троостосорбита в верхней части головки и сорбита во всем остальном объеме. Свойства элементов профиля после дифференцированного нагрева приведены в табл. 5.6.

Таблица 5.6. Механические свойства элементов профиля высокопрочного рельса после дифференцированного нагрева

Элемент профиля рельса	HRC	σ_a	$\sigma_{0,2}$	δ_5	Ψ	a_k^{60} Дж/см ²
		МПа		%		
Закаленный слой головки	45—47	1550—1600	1350—1400	10—12	28—35	11—14
Шейка и подошва	25—30	800—950	750—850	15—18	55—70	40—70

78

В результате дифференцированного нагрева высокопрочных рельсов усталостная прочность их повышается на 25 %, а живучесть на 60—80 % по сравнению с объемно-закаленными рельсами повышенной прочности [13].

На основании полученных данных спроектирован, изготовлен и смонтирован на рельсоиспытательной станции опытного кольца ЦНИИ МПС опытно-промышленный агрегат для дифференцированного нагрева рельсов типа Р65 производительностью при непрерывной работе 10 тыс. т/год и мощностью 500 кВт.

5.5. ИНДУКЦИОННАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Сварка, каким бы методом она не осуществлялась, всегда приводит к образованию в сварном соединении дефектных структур, могущих довести готовое изделие в определенных условиях эксплуатации до разрушения.

Дефектна литая структура самого шва. Она становится особенно опасной, если образуется в условиях ускоренного охлаждения сварного соединения, так как при этом возрастает ее неравномерность, появляются зерна игольчатой формы, увеличивается количество дефектов по границам зерен и т. д.

Дефектна структура границы сварного шва с основным металлом, так как в ней сосредоточены различного рода примеси, проникающие как из зоны расплава, так и из основного металла. В ней иногда наблюдается перераспределение элементов, входящих в состав основного металла изделия и металла шва.

Очень неудовлетворительна структура околшовной зоны. Наряду с игольчатым ферритом и видманштеттовой структурой в этой зоне возможно образование промежуточных структур и даже мартенсита. Наконец, в зонах термического влияния сварки изделий из некоторых марок стали по границам зерен могут выпадать хрупкие структурные составляющие, снижающие сопротивление разрушению этих зон.

Все перечисленные дефектные структуры ослабляют сварное соединение и резко снижают надежность сварного изделия, поэтому исправление дефектов необходимо.

Пути исправления дефектных структур сварки несколько: воздействие на исходный металл перед сваркой, так чтобы формирование структуры сварного соединения шло в иных температурно-временных условиях; воздействие на сварное соединение в процессе его образования или непосредственно после сварки с использованием сварочного тепла; воздействие на сварное соединение путем последующей термической обработки. Первый способ наиболее эффективен для изделий, получаемых методом высокочастотной сварки. Второй и третий способы применимы к изделиям, получаемым любым способом сварки.

Наиболее простой метод воздействия на исходный металл перед сваркой — предварительный его нагрев до температуры, не превышающей

Ас¹ в целях замедления теплоотвода из зоны сварного соединения при охлаждении изделия после сварки. Предварительный нагрев металла позволяет предотвратить образование закалочных структур в сварном соединении мало- и среднеуглеродистых нелегированных и низколегированных сталей, обеспечивает получение в нем достаточно равновесной ферритоперлитной структуры с минимальной твердостью. В результате такого нагрева свойства сварного соединения становятся близкими к свойствам основного металла изделия.

Помимо того что этот способ позволяет отказаться от последующей термической обработки готовых изделий, предварительный нагрев металла заготовок существенно облегчает условия формирования изделия; расширяет диапазон марок сталей, способных свариваться высокочастотным методом; уменьшает затраты энергии на сварку; повышает производительность процесса сварки.

Технология разрабатывалась применительно к трубам из сталей 45, 35Х, 30ХГСА, 65Г и У7. Оптимальная температура предварительного нагрева выбиралась по результатам анализа структуры и твердости сварных соединений труб, их испытаний на раздачу конусом, ударную вязкость и разрушение внутренним гидравлическим давлением.

Как видно из рис. 5.4, с повышением температуры предварительного нагрева штрипса непрерывно снижается твердость всего сварного соединения, а также сглаживается разница в твердости шва и зоны термического влияния сварки. При этом минимальная разница в твердости достигается лишь при определенных температурах подогрева (для стали 35Х при $t_{пред} = 640 \div 700$ °С), так же как и наиболее приемлемая (равновесная) структура.

При оптимальных температурах предварительного нагрева штрипса из стали всех исследованных марок обеспечиваются максимальная раздача трубы конусом, разрушение практически всех патрубков по основному металлу, минимальная разница в ударной вязкости всех зон сварного соединения и разрушение натуральных образцов труб по основному металлу с превышением разрушающего давления (относительно испытательного) в 1,5—1,7 раза при испытаниях внутренним гидравлическим давлением. Исключительно важно, что благодаря предварительному нагреву штрипса удается получить сварные трубы из таких сталей, как 65Г и У7.

Оптимальные температуры предварительного нагрева штрипса из сталей марок, намеченных для производства труб на Северском трубном заводе, имеют следующие значения:

Марка стали	45	35Х	30ХГС	65Г	У7
$t_{пред}$, °С	620—680	650—700	620—680	600—650	650—700

Исправление дефектных структур сварки воздействием на сварное соединение в процессе его образования или непосредственно после сварки с использованием сварочного тепла заключается в изменении температурно-временных параметров охлаждения за счет использования

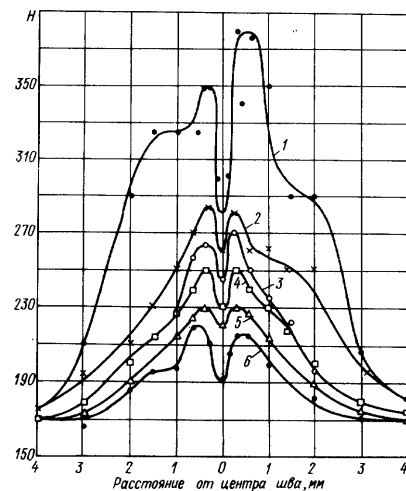


Рис. 5.4. Микротвердость сварного соединения труб из стали 35Х после сварки с предварительным нагревом полосы до разных температур $t_{пред}$, °С:

1 — 20; 2 — 50; 3 — 60—62; 4 — 64—66; 5 — 68—70; 6 — 72

пластической деформации, электромагнитного и ультразвукового поля и т. д.

Был предложен и проверен экспериментально способ пластического деформирования сварного соединения в период его остывания после сварки в интервале температур 1400—900 °С с одновременным принудительным охлаждением [$\alpha_{эж} = 10\,000 \div 15\,000$ Вт/(м²·°С)] деформируемой зоны для предотвращения протекания процессов собирательной и вторичной рекристаллизации аустенита и получения мелкозернистой ферритоперлитной структуры в сварном соединении. На полосах толщиной до 10 мм из стали 17ГС после сварки данным способом получили в сварном соединении равновесную ферритоперлитную смесь по всему сечению с размером зерна № 8—9 по ГОСТ 5639—82* и свойства, идентичные свойствам основного металла.

Самым простым и широко применяемым в производстве способом исправления структуры является последующая термическая обработка или всего сварного изделия (объемная термическая обработка), или одного сварного соединения изделия (локальная термическая обработка). Следует, однако, иметь в виду, что оба эти варианта требуют значительных дополнительных затрат энергии и, что особенно важно, не для всех мето-

дов сварки оказываются приемлемыми: если при охлаждении после сварки в сварном соединении образуется мартенсит, то в процессе транспортировки изделия к месту термической обработки и даже просто за время паузы между операциями сварки и термической обработки в нем могут возникнуть трещины, и тогда любой вид термической обработки будет бесполезен.

Об эффективности объемной термической обработки сварных изделий подробно говорилось в предыдущем параграфе. Отмечалось, что в результате такой обработки сварное соединение приобретает свойства, достаточно близкие к свойствам основного металла трубы, хотя и не идентичные им. Однако с точки зрения работоспособности трубы одинаковость свойств любого ее участка очень важна.

Установлено, что если произвести сначала локальную термическую обработку сварного соединения (о ней речь будет ниже), а затем объемную термическую обработку всей трубы, то заметно повысится ее несущая способность и одновременно будет достигнута равнопрочность основного металла и сварного соединения трубы. Способ совмещения локальной и объемной термической обработки изделий в настоящее время рекомендован к внедрению на ряде предприятий страны.

Самый дешевый вид термической обработки сварных изделий — их локальная термическая обработка (локальная нормализация). Она заключается в местном индукционном нагреве сварного соединения и основного металла изделия, непосредственно примыкающего к зоне сварки, до температур нормализации сварного соединения и в последующем охлаждении на воздухе.

При локальной нормализации необходимо, чтобы зона фазовой перекристаллизации перекрывала зону термического влияния сварки по всему сечению сварного соединения. Поскольку при локальном нагреве распределение температуры по сечению носит трапециевидный характер, ширину зоны нагрева надо выбирать с учетом этого обстоятельства.

Температуру нагрева под локальную нормализацию следует выбирать с учетом скорости нагрева сварного соединения, исходного состояния его структуры, а также последующих условий теплоотвода. Чем меньше скорость нагрева, чем тоньше и однороднее исходная структура сварного соединения, чем выше скорость теплоотвода из зоны нагрева, тем ниже должна быть температура нормализации, обеспечивающая исправление дефектных структур сварки.

Скорость индукционного нагрева под локальную нормализацию должна быть как можно больше, чтобы процесс был экономически достаточно эффективным, однако она должна обеспечивать сквозной прогрев всего сечения сварного соединения. Допустимый перепад температур по сечению не должен превышать 40—50 °С.

Наконец, скорость охлаждения должна быть такой, чтобы не приводить к возникновению в нормализуемом сварном соединении неравновесных структур: мартенсита, троостита, игольчатого феррита, вторичной видманштеттовой структуры.

Для сварных прямошовных и спиральношовных труб диаметром 100—2500 мм с толщиной стенки 4—30 мм, получаемых как дуговым, так и высокочастотным методами, была разработана технология локальной нормализации и создано оборудование для осуществления этого процесса.

Ширина зоны локального нагрева при зазорах между индуктором и поверхностью трубы $h \leq 10$ мм должна составлять $l_{\text{нагр}} = 1,5 \times (l_{\text{ш}} + \delta)$ для труб, полученных высокочастотной сваркой, и $l_{\text{нагр}} = (4,5 \div 6) \delta$ для труб, полученных дуговой электросваркой. При $h = 15 \div 25$ мм $l_{\text{нагр}} = 2(l_{\text{ш}} + \delta)$ — для труб, полученных высокочастотной сваркой, и $l_{\text{нагр}} = (6 \div 8) \delta$ — для труб, полученных электросваркой. Здесь $l_{\text{ш}}$ — ширина сварного соединения, мм; δ — толщина стенки трубы, мм. Активная ширина индуктора должна составлять $l_{\text{акт}}^{\text{макс}} = 7\delta$ при $h \leq 10$ мм и $l_{\text{акт}}^{\text{макс}} = 10\delta$ при $h = 15 \div 25$ мм, т. е. реальная ширина нагрева под локальную нормализацию составляет соответственно 65—85 % и 60—80 % от активной ширины индуктора [16].

Время локального нагрева, обеспечивающее перепад по сечению не более 50 °С к концу нагрева, должно составлять (в секундах) $t_{\text{нагр}} = (0,425 \pm 0,025) \delta^2$ при $\delta < \Delta_r$ и $t_{\text{нагр}} = (0,425 \pm 0,025) \delta^2 + 0,0025\delta$ при $\delta \geq \Delta_r$, где δ — толщина стенки трубы, мм; Δ_r — глубина проникновения тока в горячий металл, мм. Время нагрева от температуры A_{c1} (ус-

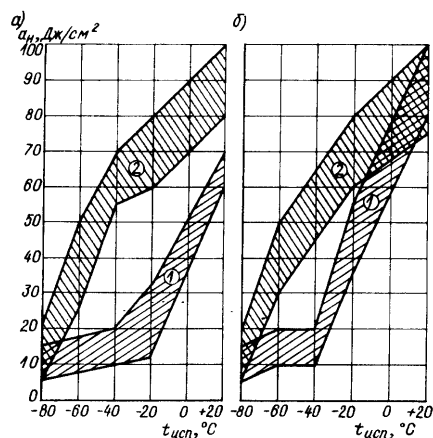


Рис. 5.5. Изменение ударной вязкости шва (а) и линии сплавления (б) труб в исходном состоянии (1) и после локальной нормализации (2) в зависимости от температуры испытания $t_{\text{исп}}$

ловно приравняемой к t_k) до t_{\max} для труб с $\delta < \Delta_r$ составляет 50 % общего времени нагрева $t_{\text{нагр}}$, а для труб с $\delta > \Delta_r$ — 65—70 % $t_{\text{нагр}}$.

Температуру нагрева под локальную нормализацию выбирают экспериментально в зависимости от исходной структуры сварного соединения, условий нагрева (одноступенчатого или многоступенчатого) и последующего охлаждения (ускоренного или замедленного). Для сталей марок 15ГСТЮ, 17Г1С, 17Г2СФ, 17Г2АФ и некоторых других она колеблется от 900 до 1100 °С [16, 14].

Скорость охлаждения локально нагретой зоны зависит от температуры нагрева, ширины зоны нагрева и особенностей процесса в производственных условиях.

В результате локальной нормализации ударная вязкость всего сварного соединения заметно возрастает при температурах испытания — 40 и — 60 °С. Особенно ощутимо повышается ударная вязкость шва и линии сплавления (рис. 5.5).

Локальная нормализация существенно увеличивает как работу зарождения трещины, так и работу ее развития. Коэффициент вязкости (a_p) шва и участков на линии сплавления исходного металла со швом возрастает при $t_{\text{исп}} = -40$ °С более чем втрое, достигая значений $a_p = 24 \div 40$ Дж/см². Критическая температура хрупкости сварного соединения в результате локальной нормализации смещается в область более низких значений на 30—50 °С. Локальная нормализация обеспечивает плавное снижение вязкости при переходе от сварного соединения к исходному ненагретому металлу трубы [14].

Индукционная установка локальной нормализации сварных соединений спиральношовных труб диаметром 630—1420 мм (ИТ1—630/1) создана в двух модификациях: 1) для нормализации труб непосредственно в линии стана путем непрерывного одноступенчатого нагрева; 2) в виде отдельно стоящей установки с использованием трехступенчатого нагрева с паузами, приблизительно равными времени нагрева на каждой ступени.

К сожалению, выплавляемые в настоящее время стали многих марок, в том числе и для трубного производства, обладают столь низким качеством (загрязнение структуры при выплавке и разливке, плохое раскисление, сильная полосчатость и др.), которое отнюдь не улучшается при сварке труб, что обычные режимы локальной нормализации нередко оказываются недостаточными для исправления структурных дефектов сварки.

В целях обеспечения более глубокого воздействия локального нагрева на дефектные структуры как сварного соединения, так и основного металла, непосредственно примыкающего к сварному соединению, во ВНИИ ТВЧ разработан и проверен в производственных условиях новый метод локальной ступенчатой нормализации сварных труб. Суть его в том, что ступенчатый нагрев осуществляется с постепенно расширяющейся от ступени к ступени зоной при одновременном снижении температуры на каждой ступени, а охлаждение между ступенями нагрева продолжается до температуры 600—650 °С со скоростью не менее 10 °С/с. На первой

ступени ширина зоны нагрева составляет 0,9—1,1 ширины шва изделия, температура нагрева $t_n = A c_3 + 40 - 60$ °С; на второй ступени ширина зоны нагрева — две — пять толщин сварного соединения, $t_n = A c_3 + 40 - 60$ °С; на третьей ступени ширина зоны нагрева — пять — восемь толщин сварного соединения, $t_n = A c_3 - 40 - 60$ °С.

Если сварное соединение и основной металл трубы особенно дефектны, то можно применять четырех- и пятиступенчатый нагрев, причем четвертая и все последующие ступени по ширине зоны нагрева и температуре должны быть идентичны третьей ступени нагрева.

В результате такого многоступенчатого локального нагрева в сварном шве, зоне термического влияния сварки и в основном металле трубы, претерпевшем фазовую перекристаллизацию, возникает равновесная мелкозернистая структура (11-й или 12-й балл по ГОСТ 5639—82*), а ударная вязкость, соответствующая работе развития трещин, возрастает в 1,5—2 раза.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вологдин В. П. Поверхностная индукционная закалка.— М.: Оборонгиз, 1947.— 291 с.
2. **Высокочастотная** термическая обработка проката/Г. Ф. Головин, Е. П. Евангулова, М. М. Замятнин, Н. В. Зимин//Оптимизация металлургических процессов.— М.: Металлургия, 1970.— Вып. 4.— С. 209—211.
3. **Высокочастотная** термическая обработка с целью поверхностного упрочнения/Г. Ф. Головин, М. М. Замятнин, Н. В. Зимин, Э. В. Куш//Оптимизация металлургических процессов.— М.: Металлургия, 1970.— вып. 4.— С. 217—226.
4. Головин Г. Ф. Остаточные напряжения, прочность и деформации при поверхностной закалке токами высокой частоты.— Л.: Машиностроение, 1973.— 144 с.
5. Головин Г. Ф., Замятнин М. М. Высокочастотная термическая обработка (вопросы металловедения и технологии).— Л.: Машиностроение, 1968.— 228 с.
6. Евангулова Е. П. Упрочнение углеродистой арматурной стали при высокочастотном нагреве//МИТОМ.— 1969.— № 11.— С. 19—25.
7. Зимин Н. В. Структура и свойства закаленного слоя при охлаждении интенсивным душем после поверхностного нагрева//МИТОМ.— 1978.— № 1.— С. 22—27.
8. Зимин Н. В. Кинетика душевого охлаждения поверхности и охлаждающая способность душа различных жидкостей//Металлургия и коксохимия: Респ. межвед. сб.— Киев: Техника, 1973.— Вып. 36.— С. 17—22.
9. Зимин Н. В. Об эффективности интенсивного душевого охлаждения//МИТОМ.— 1970.— № 5.— С. 23—27.
10. Зимин Н. В. Применение регулируемого душевого охлаждения при закалке сталей//МИТОМ.— 1977.— № 2.— С. 31—35.
11. Зимин Н. В., Лифшиц В. А. О влиянии интенсификации охлаждения на подавление отпуска мартенсита в процессе закалки углеродистой стали//Промышл. применение ТВЧ.— Л.: Машиностроение, 1970.— С. 137—143 (Тр. ВНИИ ТВЧ; Вып. 11).
12. Кидин И. Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов.— М.: Металлургия, 1969.— 375 с.
13. **Разработка** технологии термической обработки высокопрочных рельсов с дифференцированной прочностью по сечению/Е. А. Шур, А. В. Велюканов, В. П. Сучкоусов и др.//Пр-во ж.-д. рельсов и колес: Отрасл. сб. УкрНИИмет. Харьков, 1977.— Вып. 5.— С. 58—64.
14. **Разработка** технологии локальной нормализации сварного соединения спиральношовных труб диаметром 1020—1220 мм/Н. В. Зимин, В. Н. Иванов, В. Н. Сергиенко и др.//Промышл. применение ТВЧ.— Л.: Машиностроение, 1974.— С. 118—130 (Тр. ВНИИ ТВЧ; Вып. 14).
15. Сучкоусов В. П. Закалка железнодорожных рельсов токами высокой частоты//Промышл. применение ТВЧ.— Л.: Машиностроение, 1973.— С. 134—138 (Тр. ВНИИ ТВЧ; Вып. 13).
16. Термическая обработка сварных соединений из стали 17ГС после высокочастотной сварки/Н. В. Зимин, В. Н. Иванов, Г. В. Винокурова и др.//Промышл. применение ТВЧ.— Л.: Машиностроение, 1974.— С. 111—118 (Тр. ВНИИ ТВЧ; Вып. 14).
17. Шепеляковский К. З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве.— М.: Машиностроение, 1972.— 287 с.
18. **Электротермическая** обработка и тепловое волочение стали/Г. А. Хасин, А. И. Дианов, Т. Н. Попова и др.— М.: Металлургия, 1984.— 152 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
Глава 1. Особенности термической обработки с индукционным нагревом	4
1.1. Особенности индукционного нагрева	4
1.2. Структурные превращения в стали и чугуна при нагреве	6
1.3. Структурные превращения при охлаждении	10
Глава 2. Охлаждающие среды и способы охлаждения при высокочастотной термической обработке	12
2.1. Охлаждение водяным душем и водяным потоком	12
2.2. Охлаждение масляным душем	15
2.3. Охлаждение душем водных растворов неорганических и органических соединений	17
2.4. Другие методы охлаждения после индукционного нагрева	19
2.5. Выбор конструктивных элементов охлаждающих устройств для закалки изделий после индукционного нагрева	21
Глава 3. Поверхностная закалка	23
3.1. Выбор стали	23
3.2. Микроструктура поверхностно закаленного слоя	25
3.3. Твердость поверхностно закаленного изделия	26
3.4. Поверхностная закалка при глубоком нагреве	29
3.5. Импульсная закалка	30
3.6. Отпуск поверхностно закаленных изделий	32
3.7. Остаточные напряжения в поверхностно закаленных изделиях	34
3.8. Деформация поверхностно закаленных изделий	38
3.9. Рекомендации по выбору формы и глубины закаленного слоя	39
Глава 4. Термическая обработка с использованием сквозного индукционного нагрева	41
4.1. Особенности сквозного индукционного нагрева	41
4.2. Отжиг, нормализация, рекристаллизация	44
4.3. Закалка	47
4.4. Отпуск. Улучшение	52
4.5. Термоциклическая обработка	56
4.6. Комбинированная термическая обработка	61
Глава 5. Практика индукционной термической обработки	64
5.1. Общие вопросы построения технологического процесса индукционной термической обработки	64
5.2. Поверхностная закалка коленчатых валов	67
5.3. Термическая обработка шестерен	70
5.4. Индукционная термическая обработка проката	72
5.5. Индукционная термическая обработка сварных соединений	79
Список литературы	86
	87