

ПРИМЕНЕНИЕ ДУГИ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ УГОЛЬНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛЕЙ С НИЗКОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬЮ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, д-р техн. наук, В. А. МАРТЫНЕНКО, магистр
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Рассмотрены вопросы структурных превращений в низкоуглеродистых сталях при их поверхностном упрочнении закалкой нагревом без расплавления дугой с угольным электродом. Показано влияние углерода, размера зерна и начальной температуры металла на условия закаливемости низкоуглеродистых сталей.

Ключевые слова: угольный электрод, поверхностная обработка, низкоуглеродистые стали, закаливаемость, мартенсит

Повышение работоспособности деталей машин и конструкций, эксплуатируемых в условиях абразивного изнашивания, достигается путем нанесения на их поверхности специальных износостойких покрытий или упрочнения поверхностных слоев стали закалкой.

В последнее время для поверхностной закалки стали широкое распространение получили технологии с использованием концентрированных локальных источников нагрева [1–7]. Последние основаны на формировании в процессе нагрева поверхности аустенитной структуры и превращении ее в мартенсит или бейнит при последующем охлаждении с образованием структуры, отличающейся значительным измельчением зерен, реек, пакетов пластин мартенсита и наличием дисперсных карбидов.

Одним из самых простых способов реализации поверхностной закалки является использование в качестве источников нагрева дуги с неплавящимся электродом. К таким видам обработки относится плазменная обработка, а также обработка дугой с вольфрамовым и угольным электродом.

Большинство работ по поверхностной закалке выполнено с использованием плазменного нагрева с оплавлением упрочняемой поверхности. Анализ процессов упрочнения, возникающих в углеродистых сталях в результате нагрева без оплавления, в литературе уделено мало внимания. Обработка без оплавления поверхности предпочтительна по технологическим соображениям, но вследствие малой продолжительности пребывания поверхност-

ных слоев выше температур A_{c3} структура закаленной зоны имеет характерные особенности.

Наиболее доступным локальным источником нагрева является дуговой разряд с угольным, или графитовым электродом. Такой источник нагрева экономичен для поверхностной закалки сталей, так как дуга на прямой полярности горит в атмосфере воздуха устойчиво даже при малой мощности разряда, эффективный КПД нагрева составляет около 60 % и электроды имеют достаточно большую износостойкость.

Влияние нагрева дугой с угольным электродом диаметром 8 мм без расплавления поверхности на структурные превращения в низколегированных сталях 40X, 18XГТ и 30XГСА изучали на цилиндрических образцах диаметром 20 мм с прогревом по винтовой линии. Частота вращения составляла 60 об/мин и скорость продольного перемещения дуги 1,25 мм/с. Режимы прогрева приведены в табл. 1. После прогрева поверхностные слои приобретают мартенситную и мартенситно-бейнитную структуру с некоторой неоднородностью по углероду. Это обусловлено недостаточным временем пребывания металла в области аустенитного состояния, при котором углерод мог бы продиффундировать в центры бывших ферритных зерен. Это особенно заметно для стали 18XГТ, у которой до нагрева средний размер зерна феррита был самым большим.

Исследования распределения твердости в закаленных поверхностных слоях (рис. 1) показали,

Таблица 1. Режимы прогрева цилиндрических стальных образцов дугой с угольным электродом

Марка стали	$I_{св}$, А	U_d , В	v_n , М/ч	$q_{эф}$, Вт	q_n , Дж/см
40X	85	20	225	1020	162
18XГТ	75	23	225	1035	165
30XГСА	75	30	225	1350	215

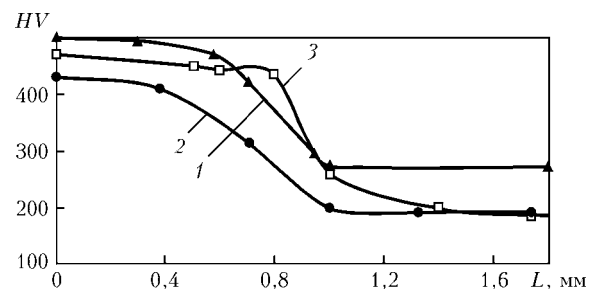


Рис. 1. Изменение твердости поверхностного слоя после прогрева дугой с угольным электродом цилиндрических образцов из сталей 40X (1), 18XГТ (2), 30XГСА (3)

что глубина закаленного слоя достигает 0,5...0,8 мм.

Наиболее высокая твердость поверхностного слоя (около $HV 500$) наблюдается у стали 40Х. У стали 30ХГСА слой твердостью $HV 450$ имеет глубину 0,8 мм. Поверхностный слой стали 18ХГТ имеет твердость более $HV 400$. Таким образом, выполненные исследования показали возможность использования дуги с угольным электродом для термической обработки конструкционных сталей. Она характеризуется низкими энергозатратами и легко контролируется.

Для нелегированных и низколегированных низкоуглеродистых сталей существенное повышение твердости поверхностных слоев можно достичь, обеспечив сравнительно равномерное распределение углерода в сформированном при нагреве аустените с последующим очень быстрым охлаждением. В ходе исследований прогрева дугой с угольным электродом поверхности пластин из низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой установлено, что расплавление поверхности стали начинается при погонной энергии более 500 Дж/см. Для изучения диффузионных процессов и структурных превращений при прогреве на такой погонной энергии использовали сталь 10 с очень малым количеством перлита. Микроструктура основного металла этой стали приведена на рис. 2, а. После обработки дугой в прогревом металле наблюдается более сложная структура. В приповерхностных слоях, прогретых до максимальных температур 1200...1300 °С, она состоит из сравнительно укрупненных зерен феррита, претерпевших полную перекристаллизацию, и темных участков, состоящих преимущественно из бейнита (рис. 2, б). Внутри темных областей структуры не наблюдается выделений зерен свободного доэвтектоидного феррита. Значения микротвердости, определенные на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г в одной из темных областей структуры изменяются от центра к периферии (соответственно $HV 360$, $HV 215$, $HV 175$). Микротвердость ферритных зерен составляла $HV 140$. В центре отдельных темных областей максимальное значение микротвердости достигает $HV 550$. Указанные закономерности изменений твердости в темных областях структуры обусловлены снижением концентрации углерода в участках по мере удаления от центра бывших перлитных зерен. Оно характерно для бейнитной структуры, полученной из аустенита с разной концентрацией углерода. Значение твердости $HV 550$ соответствует твердости мартенсита, полученного из аустенита с содержанием углерода 0,35...0,40 %. Для погонной энергии прогрева около 500 Дж/см средний путь диффузии углерода для высокотемпературных участков металла ЗТВ составляет 0,015...0,020 мм.

Перекрывание границ диффузии углерода от исходных перлитных зерен в ферритные будет зависеть от соотношения объемов феррита и перлита в исходной структуре, а также от средних значений размера перлитных зерен. Лишь при пути диффузии углерода, превышающем расстояние от границы перлитных зерен до вершины куба, после

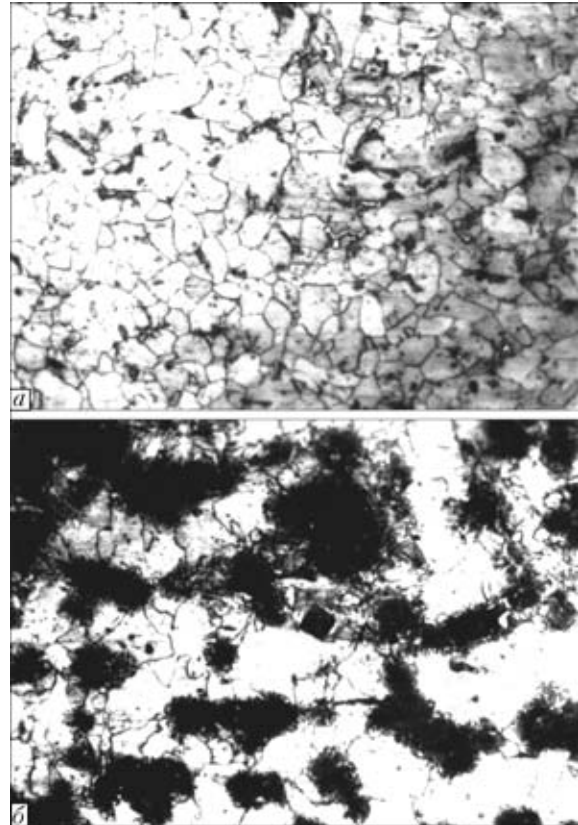


Рис. 2. Микроструктура стали 10, $\times 330$: а — исходное состояние; б — после прогрева дугой с угольным электродом

быстрого охлаждения может быть обеспечено образование сплошного каркаса мартенситной структуры. При этом достигается существенное повышение твердости стали.

При оценке минимального значения длины пути диффузии углерода для стали с исходной ферритно-перлитной структурой предположим, что зерна перлита имеют сферическую форму и распределены равномерно по объему металла. Разделим весь объем на элементарные кубики с размером ребра A , где каждому кубику принадлежит одно зерно перлита, расположенное в центре куба. Значение стороны такого куба определится из соотношения

$$A = D \sqrt[3]{\frac{\pi}{6\beta}}, \quad (1)$$

где D — средний диаметр сферического зерна перлита; β — объемная доля перлита в стали.

В такой модели строения низкоуглеродистой стали с исходной ферритно-перлитной структурой можно оценить минимальную длину пути диффузии углерода в аустените L_d в зависимости от объемной доли перлита и среднего диаметра зерна перлита. Для заданной ферритно-перлитной структуры в принятой модели определяется расстояние от границы перлитного зерна до вершины куба. Его можно определить из выражения

$$L_d = \frac{D}{2} \left(1,73 \sqrt[3]{\frac{\pi}{6\beta}} - 1 \right). \quad (2)$$

Таблица 2. Расчетные данные критических точек и параметров закаливаемости низкоуглеродистых сталей при прогреве без расплавления дугвым разрядом

Марка стали	$A_{c3}, ^\circ\text{C}$	$M_n, ^\circ\text{C}$	$\Delta t_{\text{охл}}, \text{с}$	$\Delta t_3, \text{с}$	$\Delta t_{50M}, \text{с}$	$T_{50M}, ^\circ\text{C}$
10	876	483	0,20/0,10	0,35	0,68	287/369
15	865	463	0,21/0,11	0,61	1,19	336/392
20	853	443	0,23/0,12	0,92	1,78	352/394
09Г2	850	450	0,22/0,11	1,47	3,83	404/426

Примечание. В числителе приведены значения для погонной энергии 500 Дж/см, в знаменателе — для 250.

На рис. 3 приведены расчетные данные зависимости минимального пути диффузии атомов углерода при исходной ферритно-перлитной структуре низкоуглеродистых сталей с содержанием углерода 0,10 и 0,20 % среднего диаметра зерна перлита. Расчет объемной доли перлита β проводили с учетом того, что часть углерода находится в феррите. Принято значение максимальной растворимости углерода в феррите 0,02 % (мас.). Здесь же показано положение балла зерна в предположении, что средний диаметр зерна перлита соответствует его среднему значению.

Экспериментально установлено, что сколь угодно значительного упрочнения поверхности низкоуглеродистой стали с исходной ферритно-перлитной структурой путем ее прогрева без расплавления дугой с угольным электродом можно достичь только для мелкозернистых сталей. Так, при содержании углерода около 0,2 % эффективна обработка для стали с баллом зерна 7 и более. С понижением содержания углерода в стали критическая длина пути диффузии увеличивается и ее поверхностное упрочнение может быть достигнуто лишь для сверхмелкозернистых сталей. Указанное выше значение пути диффузии углерода 0,015... 0,020 мм относится к критическому значению погонной энергии 500 Дж/см, выше которого наблюдается расплавление поверхности. Учитывая возможность колебания режимов горения дуги, а также необходимость перекрытия зон нагрева для получения равномерной глубины закаленного слоя, которое производится на поверхности уже подогретого металла, погонная энергия прогрева должна быть меньше критической, что приведет к уменьшению пути диффузии углерода в аустените.

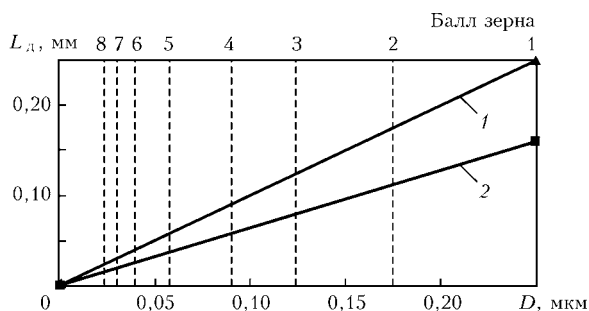


Рис. 3. Влияние среднего диаметра зерна перлита на минимальный путь диффузии углерода в аустените низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой: 1 — сталь с относительной долей перлита $\beta = 0,1$ (0,10 % C); 2 — $\beta = 0,225$ (0,20 % C)

Таким образом, в низкоуглеродистых сталях для получения существенного упрочнения поверхности при ее однократном прогреве дугой с угольным электродом исходная структура феррита и перлита должна быть мелкозернистой. Необходимым условием получения высокой твердости поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой является достижение состояния при нагреве, когда углерод, сосредоточенный в перлитных зернах, успеет распространиться по всему объему аустенита. Если время нахождения аустенита выше температуры A_{c3} при

таком однократном нагреве является недостаточным, то для примерно однородного перераспределения углерода в аустените требуется либо выбор стали со сверхмелкой исходной структурой феррита и перлита, либо дополнительная подготовка поверхностных слоев крупнозернистой стали, обеспечивающей более равномерное распределение по объему углеродсодержащих фаз. Достичь такое распределение углерода в объеме стали можно дополнительными прогревами без расплавления поверхности низкоуглеродистой стали с последующим быстрым охлаждением. При этом режим охлаждения должен подавить перлитное превращение аустенита. Количество таких прогрева для данной стали можно определить экспериментально, когда при окончательной закалке на мартенсит достигается значение твердости в поверхностном слое, близкое к твердости мартенсита при среднем значении содержания углерода в этой стали.

Необходимые режимы охлаждения для превращения аустенита металла ЗТВ в мартенсит могут быть оценены расчетными методами. Для участков металла ЗТВ, нагреваемых до максимальной температуры 1200... 1300 $^\circ\text{C}$ (при условии близкого к равномерному распределению углерода в аустените), критический режим охлаждения, при котором из аустенита образуется структура, состоящая из 95 % мартенсита и 5 % бейнита, может быть рассчитан по формуле [8]

$$\Delta t_3 (\text{с}) = (5,5 C)^{1,45} \cdot 10^r, \quad (3)$$

где t_3 — время охлаждения аустенита от критической точки A_{c3} до температурного начала мартенситного превращения M_n ; C — процентное содержание углерода в аустените по массе; $r = 0,32(\text{Si} - 0,3) + 0,62(\text{Mn} - 0,6) + 0,66(\text{Cr} - 0,15) + 0,25(\text{Ni} - 0,15) + 0,1\text{Mo} + 1,08V$.

Время Δt_3 , рассчитанное по формуле (3), для стали Ст3 равно 1 с. Полная закалка аустенита стали может произойти, если время охлаждения от A_{c3} до M_n на стадии охлаждения после прогрева дугой $\Delta t_{\text{охл}}$ будет меньше Δt_3 .

Время $\Delta t_{\text{охл}}$ зависит от погонной энергии нагрева и значений критических точек A_{c3} и M_n и оценивается по формуле

$$\Delta t_{\text{охл}} = \frac{q_n}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{M_k - T_0} - \frac{1}{A_{c3} - T_0} \right) \quad (4)$$

где q_n — погонная энергия прогрева; λ — коэффициент теплопроводности стали; T_0 — начальная температура нагреваемой поверхности стального тела.

Критические точки A_{c_3} и M_n определяют по формулам [9]:

$$A_{c_3} (^\circ\text{C}) = 910 - 229\text{C} + 32\text{Si} - 25\text{Mn} - 8\text{Cr} - 18\text{Ni} + 2\text{Mo} + 117\text{V} - 24\text{Cu} + 7\text{W} - 120\text{B}; \quad (5)$$

$$M_n (^\circ\text{C}) = 550 - 400\text{C} - 6\text{Si} - 33\text{Mn} - 25\text{Cr} - 16\text{Ni} + 27\text{Mo} + 130\text{V} - 17\text{Cu} - 15\text{W} - 200\text{B}.$$

Расчеты, выполненные применительно к програву без расплавления дугowym разрядом с неплавящимся электродом на погонных энергиях 500 и 250 Дж/см для сталей 10, 15, 20 и 09Г2 с содержанием элементов по среднеарифметическому составу, предусмотренными стандартами, показали реальную возможность их поверхностной закалки (табл. 2).

Во всех рассмотренных случаях время охлаждения от критической точки A_{c_3} до температуры M_n аустенита поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей, прогретого до 1200...1250 °С теплом дуги с угольным электродом, в котором достигнуто примерно равномерное распределение углерода, меньше Δt_3 . Так как в процессе непрерывной обработки тепло, вводимое дугой, нагревает изделие, то необходимо определить влияние этого автоподогрева на формирование необходимой структуры при промежуточных нагревах, требуемых для равномерного перераспределения углерода и при окончательной полной закалке на мартенсит. За максимально возможную температуру при промежуточных нагревах, которая обеспечивает получение структуры с 50 % мартенсита, можно принять T_{50M} . Значения этих температур для рассматриваемых сталей и погонных энергий прогрева рассчитаны по выражениям, приведенным в работе [8]. Кроме того, в табл. 2 приведено расчетное время охлаждения от A_{c_3} до M_n , когда из аустенита образуется структура с 50 % мартенсита. Из этих данных следует, что прогревы, предназначенные для обеспечения равномерности распределения углерода, можно производить непрерывно без принудительного охлаждения до температур изделия ниже T_{50M} .

Влияние температуры детали на процесс окончательной закалки требует дополнительного анализа. Для этого с использованием выражений, приведенных в работе [8] и (4), рассчитано влияние начальной температуры стали на количество мартенсита при прогревах на погонной энергии 500 и 250 Дж/см. Установлено, что нагрев нелегированных низкоуглеродистых сталей 10, 15 и 20 до 200, 250 и 300 °С при их прогреве на погонной энергии 250 Дж/см приводит к образованию в слоях сталей, прогретых до высоких температур, полностью мартенситной структуры. Лишь для стали 10 при температуре металла 300 °С количество мартенсита составляет 85 %. Влияние содержания углерода и начальной температуры на количество

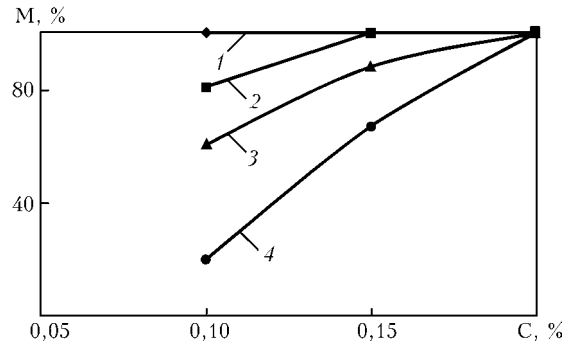


Рис. 4. Влияние содержания углерода в низкоуглеродистых нелегированных сталях на количество мартенсита в упрочненном поверхностном слое после прогрева дугowym разрядом с погонной энергией $q_n = 500$ Дж/см при различных начальных температурах металла: 1 — $T_0 = 20$; 2 — 200; 3 — 250; 4 — 300 °С

образуемого мартенсита в прогретых слоях этих сталей на погонной энергии 500 Дж/см показано на рис. 4. Из него следует, что у стали 20 полностью мартенситная структура образуется даже при ее предварительном нагреве до 300 °С. Для сталей с более низким углеродом подогрев до 250...300 °С приводит к неполной закалке прогретых слоев. Учитывая, что погонная энергия 500 Дж/см при поверхностном упрочнении без расплавления является максимально возможной, из выполненного анализа следует, что рассматриваемый способ закалки можно совмещать с низким отпуском. При этом нагрев детали до требуемой температуры отпуска достигается за счет тепла дуги, предназначенного для получения структуры поверхностного слоя и ее последующей закалки. Такой способ поверхностного упрочнения характеризуется после нагрева резким охлаждением до температуры окончания мартенситного превращения, последующей выдержкой при температурах отпуска и замедленным охлаждением детали после окончания ее обработки. Это способствует релаксации внутренних структурных напряжений в мартенсите при сохранении высоких значений твердости. Что касается поверхностной закалки низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2, то в ней при всех рассмотренных случаях после окончательного прогрева образуется 100 % мартенсита.

Низкоуглеродистые и низкоуглеродистые низколегированные стали имеют высокую температуру начала и конца мартенситного превращения и в сочетании с низким отпуском имеют высокую сопротивляемость образованию закалочных трещин несмотря на скорости охлаждения порядка 10^{-3} С/с. Температура окончания мартенситного превращения выше температур низкого отпуска, что не требует их полного охлаждения сразу после закалки. Так, для рассматриваемых сталей температура образования 75 % мартенсита, вычисленная по уравнению, приведенному в работе [10], составляет для стали 10 — 450, стали 15 — 420, стали 20 — 390, 09Г2 — 410 °С.

Данные анализа хорошо подтверждаются при исследовании микроструктуры упрочненных поверхностных слоев стали Ст3 с содержанием углерода 0,16 %, выполненном на растровом электрон-

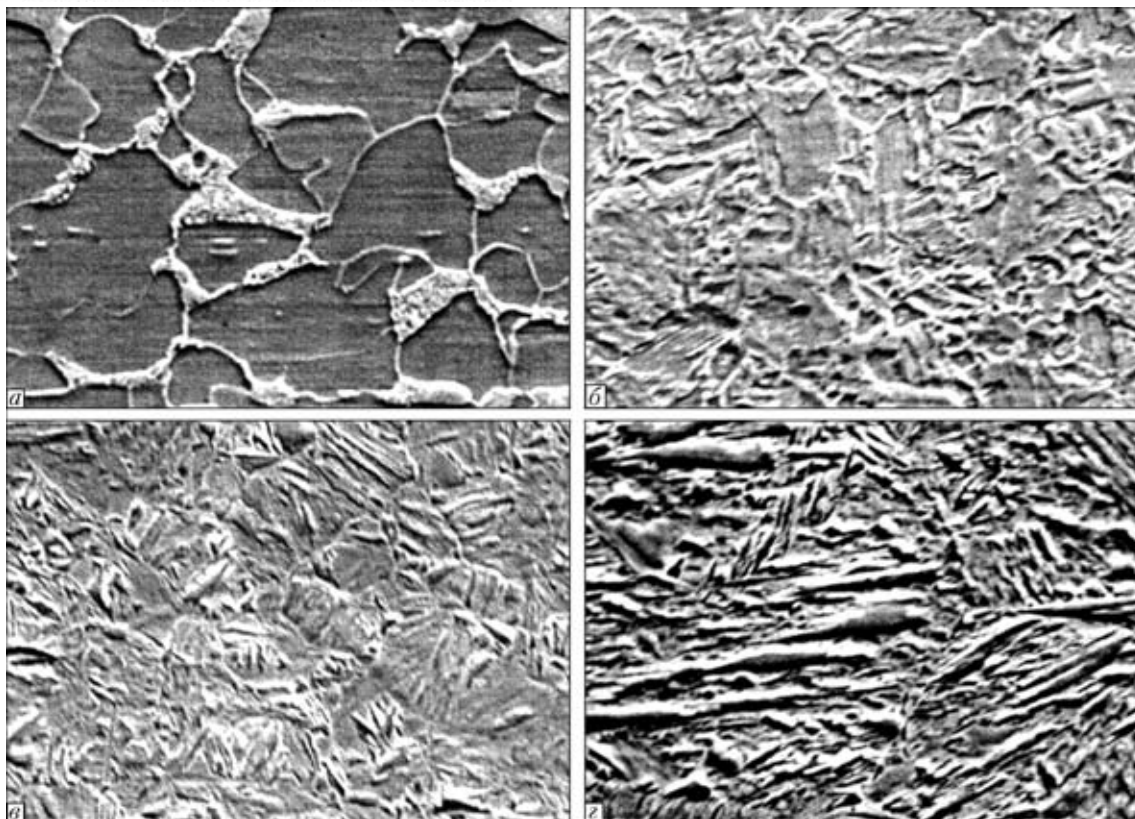


Рис. 5. Микроструктура стали Ст3 (0,16 % С), $\times 1500$: а — основной металл; б — поверхностный слой после однократного прогрева дугой с угольным электродом при $q_{\text{н}} = 500$ Дж/см ($HV 270$); в — после двукратного прогрева ($HV 380$); г — после трехкратного прогрева ($HV 400$)

ном микроскопе-микроанализаторе РЭММА-102 (рис. 5).

Проверку приведенных положений осуществляли путем повторных прогревов поверхности стали Ст3 дугой с угольным электродом при погонной энергии около 500 Дж/см. Однократный прогрев поверхности этой стали (рис. 5, б) приводит к увеличению твердости на глубине 0,2 мм до $HV 270$, что на $HV 120$ превышает твердость основного металла.

Двукратный нагрев из-за увеличения времени пребывания аустенита в области температур выше критической точки A_{c3} увеличивает путь диффузии углерода в стали и приводит после охлаждения к повышению твердости поверхностного слоя на глубине 0,2 мм уже до $HV 380$. Однако, как видно из рис. 5, в, в поверхностном слое после такого нагрева, кроме мартенсита и бейнита, наблюдается еще некоторое количество зерен феррита. Это свидетельствует о еще неполном выравнивании концентрации углерода в аустените по всему объему прогретого слоя. Трехкратный прогрев обеспечивает преимущественно мартенситной структуры в поверхностном слое стали Ст3. Однако и после такой обработки в микроструктуре закаленного слоя встречаются отдельные островки феррита (рис. 5, г). Трехкратный нагрев обеспечивает повышение твердости стали Ст3 на глубине 0,3 мм до $HV 400$, а на глубине 0,6 мм — до $HV 360$. Такая твердость поверхностного слоя практически идентична максимально возможной для мартенсита с содержанием углерода, близкого к его среднему

составу в исследуемой стали. При этом наблюдается и более резкий переход по структуре упрочненного слоя к основному металлу по сравнению с таким переходом при однократном нагреве.

Из сравнения микроструктур видно, что по мере увеличения количества прогревов наблюдается возрастание игольчатой составляющей мартенсита. После трехкратного прогрева в структуре поверхностного слоя на глубине 0,3 мм достигается практически полная закалка стали на мартенсит.

Применение способа поверхностного упрочнения низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой может быть реализовано как для плоских поверхностей, так и для поверхностей цилиндрических деталей. При этом после одного прогрева на плоскости получается упрочненная полоска глубиной около 0,7 мм и шириной 4 мм. Для обработки всей плоскости следующие проходы осуществляются со смещением дуги на 2,5... 3,0 мм. Прогрев цилиндрической детали осуществляется при ее вращении по винтовой линии с указанным шагом. Необходимая скорость нагрева при заданном режиме горения дуги выбирается из условия, что погонная энергия должна быть менее 500 Дж/см во избежание расплавления стали. В процессе нагрева необходимо также учитывать, что температура обрабатываемого металла повышается за счет автоподогрева. Поэтому в процессе обработки необходимо следить, чтобы температура детали не превышала 300 °С. Если размеры детали не позволяют выполнить это условие, то дальнейший прогрев следует вести с примене-

нием искусственного охлаждения или с перерывами для естественного охлаждения металла.

Разработанный способ [11] поверхностного упрочнения сталей путем их прогрева без расплавления дугой с неплавящимся угольным электродом расширяет диапазон упрочняемых сталей без изменения технологии их нагрева. Разница заключается в том, что для среднеуглеродистых сталей упрочнение поверхностных слоев закалкой достигается при однократном нагреве, а для низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой — многократным нагревом. В последнем случае кратность прогревов определяется конкретным содержанием углерода в низкоуглеродистой стали и баллом ее зерна.

Упрочняющую поверхностную обработку путем нагрева дугой с неплавящимся электродом можно применить не только при изготовлении деталей и конструкций, но и после восстановления наплавкой изношенных деталей. При этом наплавка может осуществляться низкоуглеродистыми и низкоуглеродистыми низколегированными проволоками, обеспечивающими высокую стойкость металла наплавки к образованию горячих и холодных трещин. Полученную при использовании таких наплавочных проволок ферритно-перлитную структуру металла наплавки можно упрочнить в поверхностном слое с использованием дополнительного прогрева механически обработанной поверхности детали дугой с неплавящимся электродом.

Выводы

1. Установлено, что для прогрева без расплавления поверхностных слоев стали дугой с угольным электродом погонная энергия нагрева не должна превышать 500 Дж/см.

2. Существенное повышение твердости низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой после однократного нагрева без расплавления дугой с неплавящимся электродом может быть достигнуто только для мелкозернистых сталей с баллом зерна 8 и более.

3. Для крупнозернистых низкоуглеродистых сталей получение высокой твердости при поверхностной закалке путем нагрева дугой с неплавящимся электродом требует предварительная подготовка структуры поверхностных слоев.

4. Высокая твердость поверхностных слоев путем закалки достигается дополнительными прогревами поверхности с целью более равномерного перераспределения углерода по объему металла и получению после окончательного прогрева мартенсита со средним содержанием углерода, близким к содержанию его в данной стали.

5. Низкоуглеродистые стали имеют высокую температуру окончания мартенситного превращения, поэтому их поверхностная закалка нагревом дугой с неплавящимся электродом может выполняться без принудительного охлаждения. При этом тепло, идущее на нагрев изделия, может быть использовано одновременно для низкого отпуска. Для нелегированных низкоуглеродистых сталей максимальная температура упрочняемого изделия не должна превышать 300 °С.

1. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н. Методы поверхностной лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов. — М.: Высш. шк., 1987. — 191 с.
2. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лецинский, С. С. Самогутин, И. И. Пирч и др. — Киев: Техніка, 1990. — 109 с.
3. Коротков В. А., Трошин О. В., Бердников А. А. Плазменная закалка сканируемой дугой без оплавления поверхности // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1995. — № 2. — С. 101–106.
4. Бердников А. А., Филиппов М. А., Студенок Е. С. Структура закаленных углеродистых сталей после плазменного поверхностного нагрева // Там же. — 1997. — № 6. — С. 2–4.
5. Влияние плазменно-дуговой обработки на структурные превращения и поверхностное упрочнение углеродистых и легированных сталей / Д. С. Ставрев, Л. И. Калуткина, С. К. Киров и др. // Там же. — 1996. — № 9. — С. 16–19.
6. Домбровский Ю. М. Влияние плазменной термической обработки поверхности на прочность стальных конструкций // Свароч. пр-во. — 1999. — № 3. — С. 14–16.
7. Бондаренко Л. И., Пузрин Л. Г. Аргодуговая поверхностная закалка как средство упрочнения артиллерийских стволов // Автомат. сварка. — 2000. — № 2. — С. 36–38.
8. Лебедев Ю. М. Влияние состава стали на формирование структуры ЗТВ сварных соединений // Там же. — 1999. — № 11. — С. 8–13.
9. Лебедев Ю. М. Расчет прокаливаемости низколегированных сталей // 36. наук. праць УДМТУ. — 2002. — № 2. — С. 73–84.
10. Лебедев Ю. М. Влияние состава и свойств партий металла судостроительных сталей повышенной прочности на технологию изготовления корпусных конструкций // Там же. — 2003. — № 3. — С. 31–40.
11. Пат. України № 54030 А МКІ⁷ С 21 D 1/09. Спосіб поверхневого загартовування сталей з низькою прогартовуваністю / Ю. М. Лебедев, В. А. Мартиненко. Опубл. 17.02.2003, Бюл. № 2.

Structural transformations in low-carbon steels during carbon-electrode arc surface hardening by heating without melting are considered. The effect of carbon, grain size and initial metal temperature on the conditions of hardening of low-carbon steels is shown.

Поступила в редакцию 17.05.2004