



## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В УЧАСТКЕ ПЕРЕГРЕВА МЕТАЛЛА ЗТВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, В. В. ЖУКОВ, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, Т. А. ЗУБЕР, А. С. ШИШКЕВИЧ  
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Цель работы — исследование влияния параметров термического цикла сварки (ТЦС) при дуговой наплавке, включая стадии нагрева и охлаждения, на формирование структуры и свойства металла в участке перегрева ЗТВ высокопрочной колесной стали марки 2, содержащей 0,58 % углерода. С применением комплекса «Gleeble 3800» выполнена термическая обработка модельных образцов при скорости нагрева 25 и 210 °C/с до температуры 1250 °C с последующим охлаждением по ТЦС ( $w_{6/5} = 2,5 \dots 64$  °C/с), проведены металлографические исследования структуры и построены диаграммы превращения переохлажденного аустенита. При испытаниях по методу Имплант оценено влияние скорости охлаждения и структурного состояния металла в участке перегрева металла ЗТВ на показатели критических напряжений при замедленном разрушении колесной стали. Установлено, что незавершенность процессов гомогенизации аустенита металла при дуговой наплавке, вследствие быстрого его нагрева и ограниченного времени пребывания при температуре выше  $A_{c3}$ , существенно влияет на последующее  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение в металле ЗТВ. Это приводит к понижению критической скорости охлаждения до 20 °C/с, при которой в структуре образуется не более 50 % мартенсита ( $w_{50M}$ ). Показано, что высокую сопротивляемость металла ЗТВ замедленному разрушению, на уровне  $\sigma_{кр} \geq 0,45 \sigma_{0,2}$ , можно обеспечить при условии  $w_{6/5} \leq w_{50M}$ . Результаты исследований могут быть использованы при назначении технологии дуговой восстановительной наплавки изделий из высокопрочных сталей. Библиогр. 12, рис. 4, табл. 4.

*Ключевые слова:* дуговая наплавка, колесная сталь, термический цикл, ЗТВ, диаграмма превращения аустенита, структура, мартенсит, бейнит, замедленное разрушение

Образование трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей зависит от состояния структуры в участке перегрева металла ЗТВ, степени закалки металла в процессе термического цикла сварки (ТЦС) и его пластических свойств. Это определяет количество и плотность дислокаций, глубину протекания диффузионных и релаксационных процессов в закаленном металле, что существенно влияет на процессы зарождения и развития трещин при нагружениях и, в конечном итоге, на работоспособность сварных соединений и металлоконструкций в целом [1–5].

Проблемы при восстановлении наплавкой изделий из высокопрочных колесных сталей аналогичны возникающим при сварке легированных сталей, основной из которых является предупреждение образования трещин в металле ЗТВ. В отличие от высокопрочных легированных сталей колесные стали не содержат дополнительных легирующих элементов, таких, как хром, никель, молибден, стабилизирующих структуру в металле при воздействии термомеханического цикла сварки. Основным легирующим элементом в колесной стали является углерод, содержание которого составляет более 0,50 %. Железнодорожные колеса, изготовленные из такой стали, имеют ферритно-перлитную структуру. Уровень прочности

металла колес превышает 900 МПа при его сравнительно низкой пластичности и вязкости [6, 7].

Как известно, углерод образует с железом твердый раствор внедрения, значительно упрочняя феррит, причем намного больше, чем легирующие элементы, образующие растворы замещения. Растворимость углерода в железе различна в зависимости от того, в какой кристаллической форме существует железо. Так, растворимость углерода в  $\alpha$ -железе (ОЦК решетка) составляет менее 0,02 %, а в  $\gamma$ -железе (ГЦК решетка) в сто раз больше (до 2 %) [1, 2]. При термическом воздействии, при нагреве и охлаждении, в металле будут проходить изменения кристаллической решетки. При охлаждении, в зависимости от степени переохлаждения  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение аустенита может протекать двумя путями. При малых скоростях охлаждения превращение будет сопровождаться диффузионными процессами с образованием ферритно-перлитной смеси и верхнего бейнита. При высоких скоростях охлаждения  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение будет протекать без диффузии с образованием закалочных структур нижнего бейнита и мартенсита.

В то же время известно, что характер  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения в металле при охлаждении зависит также от условий нагрева и степени гомогенизации аустенита [1, 2, 8, 9]. Уменьшение времени пребы-



вания металла при нагреве выше температуры  $A_{c3}$  приводит к неравномерности по составу структуры аустенита, образующегося из ферритно-перлитной смеси. В участках, где ранее располагался перлит, образуется обогащенный углеродом аустенит, а там, где был феррит,  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение идет при более высоких температурах, углерода в аустените значительно меньше. Это приводит к тому, что в структуре металла находится аустенит с разным содержанием углерода. Наличие такой неоднородности во многих случаях приводит к существенным изменениям кинетики превращения аустенита при охлаждении, структуры металла и его свойств. Поэтому степень гомогенизации аустенита в металле участка перегрева ЗТВ будет оказывать существенное влияние на формирование структуры и свойства восстановленных наплавкой железнодорожных колес. При этом основными параметрами ТЦС, от которых будут зависеть структура и свойства металла, является не только максимальная температура нагрева  $T_{\max}$  и скорость охлаждения в интервале температур  $600 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $w_{6/5}$ ), но и скорость нагрева ( $w_{\text{нагр}}$ ), а также время пребывания металла при температурах выше  $A_{c3}$  ( $t_1$ ).

Имеется еще один фактор, существенно влияющий при сварке на структурообразование в металле ЗТВ. Это рост зерна аустенита, который приводит к уменьшению площади межзеренной границы, а это, при прочих равных условиях, уменьшает вероятность зарождения феррита и перлита, увеличивает устойчивость аустенита и способствует развитию бейнитного и мартенситного превращения [1–3, 8].

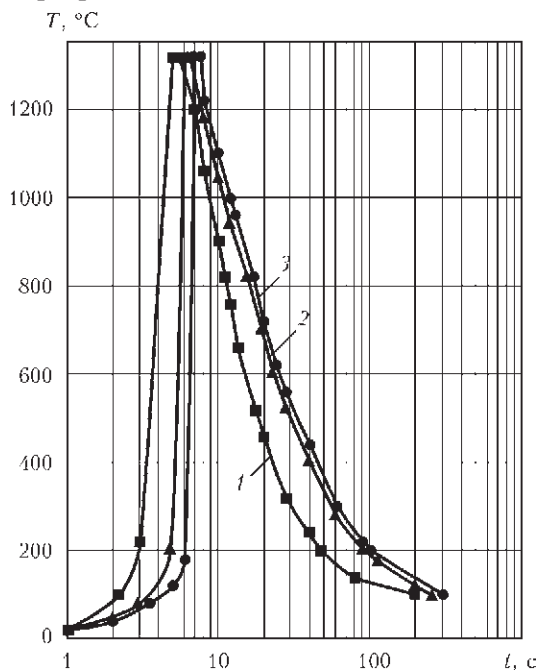


Рис. 1. Термические циклы в металле ЗТВ при дуговой наплавке колесной стали толщиной 20 мм: 1 — погонная энергия 8,6; 2 — 11,5; 3 — 15 кДж/см

Дуговую наплавку для восстановления изношенных гребней железнодорожных колес грузовых вагонов массово начали применять на ремонтных предприятиях Украины и стран СНГ сравнительно недавно. Это процессы одно- и двухдуговой наплавки под слоем флюса на режимах, которые обеспечивают погонную энергию на уровне  $10 \dots 14 \text{ кДж/см}$ . Обязательными элементами технологии являются применение предварительного подогрева ободьев колес до температур  $150 \dots 200 \text{ }^\circ\text{C}$  в зависимости от используемого способа наплавки и замедленного охлаждения колес после наплавки в термокамерах. При выполнении требований, предъявляемых к технологии наплавки, гарантируется высокое качество наплавленного металла и надежность колес при эксплуатации. Однако до настоящего времени остается невыясненным вопрос об особенностях влияния параметров ТЦС дуговой наплавки на характер структурных изменений в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали.

Целью настоящей работы было изучение влияния параметров ТЦС при наплавке железнодорожных колес, включая стадии нагрева и охлаждения, на формирование структуры участка перегрева металла ЗТВ и его свойства. В качестве материала для исследований использовали высокопрочную колесную сталь марки 2 (ГОСТ 10791) следующего состава, мас. %: 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P.

Характерные термические циклы в металле ЗТВ при дуговой наплавке колесной стали толщиной 20 мм в зависимости от погонной энергии показаны на рис.1, а в табл.1 приведены основные параметры ТЦС. Как видно из представленных данных, при погонной энергии дуговой наплавки в диапазоне  $8,6 \dots 15 \text{ кДж/см}$  время нагрева металла в участке перегрева ЗТВ до температуры  $1320 \text{ }^\circ\text{C}$  составляет  $5 \dots 7 \text{ с}$ , что соответствует скорости нагрева  $190 \dots 260 \text{ }^\circ\text{C/с}$ . При этом время пребывания металла выше температуры  $A_{c3}$  ( $800 \text{ }^\circ\text{C}$ ) составляет  $t_1 = 6,5 \dots 11,5 \text{ с}$ .

Структура металла ЗТВ при наплавке дуговым способом неоднородна, а размеры её отдельных участков крайне малы. Поэтому структурные изменения, которые происходят под воздействием ТЦС в металле, изучали на модельных образцах. Для этого использовали исследовательский комплекс «Gleeble 3800», оснащенный термостатом и высокоскоростным dilatометром [10], а сравнительные исследования выполняли на цилиндрических образцах диаметром 6 и длиной 80 мм. В соответствии с методикой испытаний их нагревали до температуры  $1250 \text{ }^\circ\text{C}$  со скоростью  $25$  и  $210 \text{ }^\circ\text{C/с}$  (время нагрева соответственно  $50$  и  $6 \text{ с}$ ), а затем охлаждали с разными скоростями в соот-



**Таблица 1. Основные параметры ТЦ в металле ЗТВ при дуговой наплавке колесной стали толщиной 20 мм**

Погонная энергия наплавки $Q_{св}$ , кДж/см	Параметры термического цикла ( $T_{max} = 1320\text{ }^{\circ}\text{C}$ )				
	$w_{нагр}$ , $^{\circ}\text{C}/\text{c}$	$t_1$ , с	$w_{6/5}$ , $^{\circ}\text{C}/\text{c}$	$t_{8/5}$ , с	$t_{8/1}$ , с
8,6	260	7	25...30	8	170
11,5	220	10	14...16	14	245
15,0	190	11,5	10...12	19	285

ветствии с термическими циклами наплавки. Время пребывания металла при температурах выше  $A_{c3}$ , в зависимости от скорости охлаждения, соответственно составляло 23...66 и 7...10 с. Термические циклы охлаждения подбирали таким образом, чтобы в интервале температур 600...500  $^{\circ}\text{C}$  скорость охлаждения образцов  $w_{6/5}$  изменялась в диапазоне 2,5...64  $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ .

Температуру начала и конца превращения переохлажденного аустенита определяли по точке отхода касательной от дилатометрической кривой, а соотношение фаз, образовавшихся в результате превращений, устанавливали методом отрезков [11]. В дальнейшем структуру термически обработанных образцов исследовали методами оптической металлографии, после чего уточнялось соотношение структурных составляющих и критическая скорость охлаждения при  $\gamma$ - $\alpha$ -превращениях. Исследования структуры осуществляли при помощи микроскопа «Neophot-32», микротвердость отдельных структурных составляющих и интегральную твердость металла измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузке соответственно 100 г ( $HV_{0,1}$ ) и 1 кг ( $HV_{10}$ ).

Обобщенные результаты данных исследований в виде диаграмм превращения переохлажденного аустенита в металле участка перегрева ЗТВ в зависимости от скорости нагрева, времени пребывания металла при температурах выше  $A_{c3}$  и скорости охлаждения в соответствии с ТЦ при дуговой наплавке представлены на рис. 2.

На рис. 3 и 4 показана характерная микроструктура металла в участке перегрева ЗТВ при различных параметрах ТЦ, а в табл. 2 и 3 приведены основные параметры структуры.

Структура колесной стали марки 2 в состоянии поставки представлена перлитно-ферритной смесью (рис. 3, а), величина зерна 16...32 мкм и микротвердость структурных составляющих  $HV_{0,1} = 1990...2450$  МПа.

По границам зерен располагаются ферритные оторочки размером 5...10 мкм. Интегральная твердость металла  $HV_{10} = 2200$  МПа.

При нагреве со скоростью  $w_{нагр} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  превращение переохлажденного аустенита, скорость охлаждения которого составляет

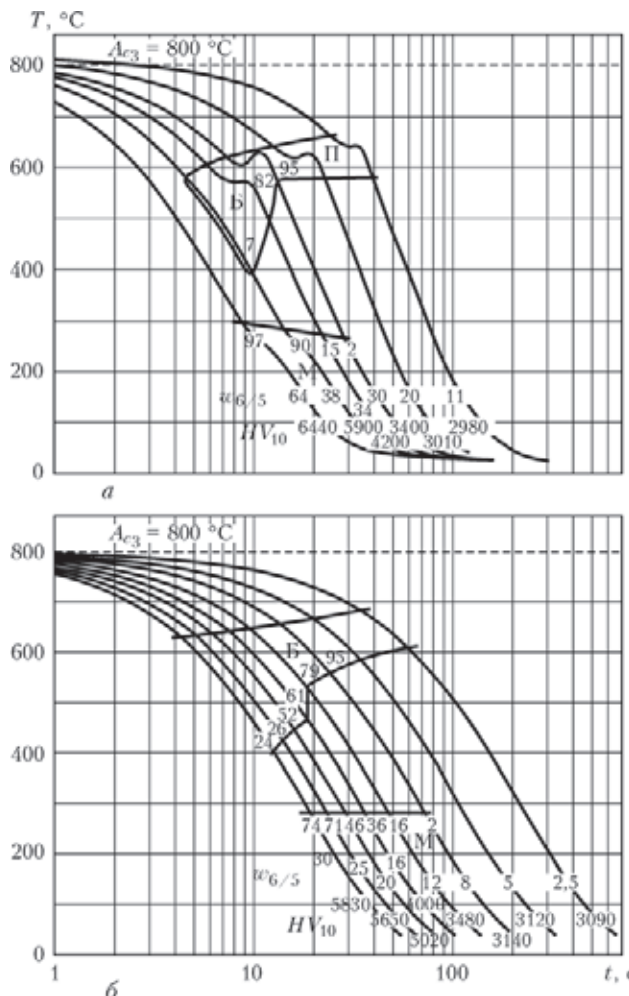


Рис. 2. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ колесной стали при дуговой наплавке:  $w_{нагр} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  ( $t_1 = 23...66$  с) (а) и  $w_{нагр} = 210\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ,  $t_1 = 7...10$  с (б)  $w_{6/5} < 30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  ( $t_1 = 30...66$  с), протекает в перлитно-бейнитной области (рис. 2, рис. 3, б, в). Температурный интервал перлитного превращения, в зависимости от скорости охлаждения, составляет

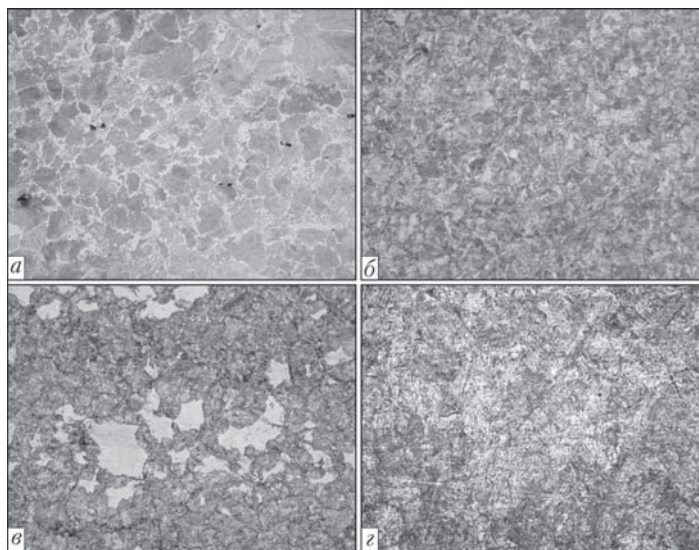


Рис. 3. Микроструктура металла ( $\times 320$ , при уменьш. в 2 раза) в участке перегрева ЗТВ при  $w_{нагр} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  ( $t_1 = 23...66$  с): а — основной металл; б —  $w_{6/5} = 20$ ; в — 30; г — 64  $^{\circ}\text{C}/\text{c}$



**Таблица 2.** Параметры структуры в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали (0,58 % С) при скорости нагрева  $w_{нагр} = 25 \text{ }^\circ\text{C/c}$  ( $t_1 = 65 \text{ с}$ )

$w_{6/5}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	Структура металла	Структурные составляющие, %				Твердость $HV_{0,1}, \text{ МПа}$
		Перлит	Бейнит верхний	Бейнит-нижний	Мартенсит	
0Me	Ферритно-перлитная	86	—	—	—	1990...2450
11	Перлитно-бейнитная	30	65	—	—	2450...2970
20	Перлитно-бейнитная	16	80	—	—	2640...3220
30	Бейнитная	—	95	—	2	2970...6060
64	Мартенситная	—	—	—	97	4640...6420

**Таблица 3.** Параметры структуры в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали (0,58 % С) при скорости нагрева  $w_{нагр} = 210 \text{ }^\circ\text{C/c}$  ( $t_1 = 10 \text{ с}$ )

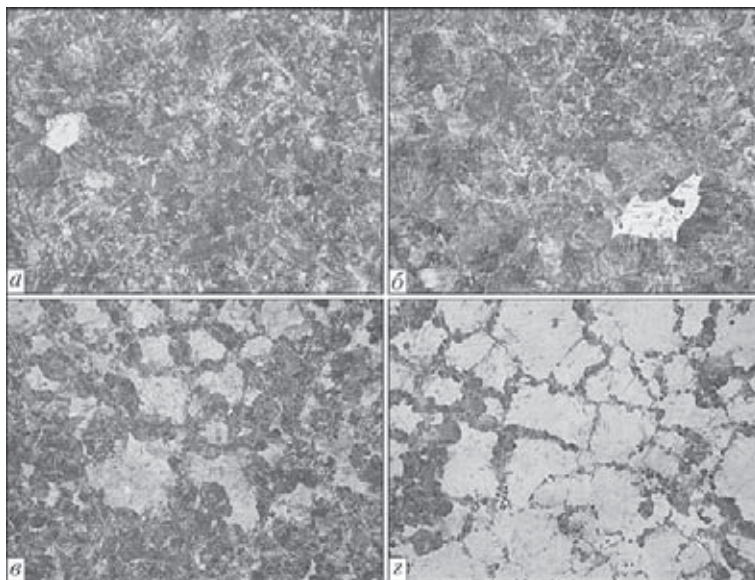
$w_{6/5}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	Структура металла	Структурные составляющие, %			Твердость $HV_{0,1}, \text{ МПа}$
		Бейнит верхний	Бейнит нижний	Мартенсит	
8	Бейнитная	95	—	2	2900...4420
12	«	39	43	16	2900...5660
16	Бейнитно-мартенситная	—	61	36	3220...6060
25	Мартенситно-бейнитная	—	26	71	3360...6060

примерно 660...630 °С. Точно определить начало бейнитного превращения по дилатометрическим кривым практически невозможно, ориентировочно это примерно 630 °С. Поэтому на диаграмме область образования перлита и бейнита показана как общая перлитно-бейнитная. Температура конца бейнитного превращения в данном диапазоне скоростей охлаждения составляет 580 °С. При металлографических исследованиях микроструктуры образцов установлено, что микротвердость структурных составляющих перлита и бейнита с увеличением скорости охлаждения от 11 до 30 °С/с повышается с 2450 до 3220 МПа. По особенностям строения и показаниям микротвердости бейнит идентифицирован как структура верхнего бейнита, в литературе встречается второе его название сорбит. В данном диапазоне скоростей охлаждения содержание верхнего бейнита увеличи-

вается с 65 до 95 %, а перлита уменьшается с 30 % до нуля (табл. 2). В структуре металла также обнаружены участки феррита, который располагается по границам зерен, общее содержание которого не превышает 5 %. Величина зерна 63...94 мкм, она характерна для металла при всех скоростях охлаждения образцов. Скорость охлаждения, при которой начинается образование мартенсита, составляет  $w_{6/5} = 30 \text{ }^\circ\text{C/c}$ . При данной скорости охлаждения в структуре металла обнаружено примерно 2 % мартенсита, который располагается небольшими единичными участками в теле зерен. Температура начала мартенситного превращения  $T_{Мн}$  примерно 265 °С, температуру конца превращения определить не удалось. Микротвердость мартенсита 5660...6060 МПа, верхнего бейнита 2970...3220 МПа. При скорости охлаждения 38 °С/с количество мартенсита в структуре составляет 90 % и интегральная твердость металла повышается до 5900 МПа. Когда в структуре 97 % мартенсита ( $w_{6/5} = 64 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ) твердость металла повышается до 6440 МПа (рис. 3, з). При этом образование мартенсита начинается при более высоких температурах ( $T_{Мн} = 295 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Мартенсит по структуре менее однороден, его микротвердость изменяется в диапазоне 4640...6420 МПа. Бейнитное превращение в интервале скоростей охлаждения 30...38 °С/с начинается при  $T_{Бн} = 630...580 \text{ }^\circ\text{C}$ .

С увеличением скорости охлаждения в этом интервале температура завершения образования бейнита снижается от 580 до 390 °С. Очевидно, что при скорости охлаждения 30 °С/с формируется структура верхнего бейнита (95 %), а при 34...38 °С/с преимущественно нижнего бейнита, которое происходит по бездиффузионному механизму при более низких температурах. При скорости охлаждения более 38 °С/с бейнитное превращение отсутствует. В структуре металла также обнаружен феррит по границам зерен, содержание которого не превышает 3 %.

При нагреве и охлаждении металла по циклу дуговой наплавки ( $w_{нагр} = 210 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ,  $t_1 = 7...10 \text{ с}$ ) гомогенизация аустенита происходит не так полно, как в предыдущем случае. Это существенно



**Рис. 4.** Микроструктура металла ( $\times 320$ , при уменьш. в 2 раза) в участке перегрева ЗТВ колесной стали при  $w_{нагр} = 210 \text{ }^\circ\text{C/c}$  ( $t_1 = 7...10 \text{ с}$ ): а —  $w_{6/5} = 8$ ; б — 12; в — 16; з — 25 °С/с



сказывается в последующем на структурных превращениях переохлажденного аустенита (рис. 2, рис. 4, табл. 3). Скорость охлаждения, при которой начинается образование мартенсита в количестве 2 %, снижается до  $w_{6/5} = 8$  °C/c (рис. 4, б). Микротвердость мартенсита примерно 4420 МПа. А при скорости охлаждения 30 °C/c, в отличие от более медленного нагрева, в металле участка перегрева ЗТВ формируется мартенситно-бейнитная структура с 74 % мартенсита. Интегральная твердость металла при этом повышается от 3140 до 5830 МПа. Температура начала мартенситного превращения  $T_{Мн} = 280$  °C и в исследуемом диапазоне скоростей охлаждения она остается постоянной. Микротвердость мартенсита при скорости охлаждения 12...25 °C/c составляет 5660...6060 МПа.

В процессе исследований также установлено, что критическая скорость охлаждения, при которой в структуре металла образуется не более 50 % мартенсита ( $w_{50М}$ ), составляет 20 °C/c. Если вернуться к предыдущим данным, полученным при нагреве с параметрами  $w_{нагр} = 25$  °C/c и  $t_1 = 23...66$  с, критическая скорость охлаждения находится в диапазоне 34...38 °C/c, когда образуется от 15 до 90 % мартенсита. Для медленного нагрева условно примем эту величину равной  $w_{50М} = 35$  °C/c.

При нагреве с высокой скоростью соответственно изменяется характер превращения переохлажденного аустенита в промежуточной области. Температурный интервал бейнитного превращения расширяется. При  $w_{6/5} < 8$  °C/c основное  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение в металле при охлаждении происходит в перлитно-бейнитной области в температурном интервале 680...560 °C. По аналогии с медленным нагревом (при  $w_{6/5} = 11...30$  °C/c) в металле ЗТВ при нагреве по ТЦС формируются структуры преимущественно верхнего бейнита (рис. 4, а). Твердость металла 3090...3140 МПа, величина зерна 47,5...94 мкм.

Превращение  $\gamma$ - $\alpha$  с образованием нижнего бейнита начинается при скорости охлаждения 12 °C/c и более. Температура начала образования в бейнитной области  $T_{Бн} = 650...630$  °C, а температура окончания бейнитного превращения с увеличением скорости охлаждения снижается до 540...400 °C. Так, при  $w_{6/5} = 12$  °C/c количество нижнего бейнита в структуре составляет 43 %, а при 16 °C/c уже 61 % (табл. 3). С повышением содержания мартенсита в структуре металла, которое происходит с увеличением скорости охлаждения до  $w_{6/5} = 25$  °C/c, количество нижнего бейнита снижается до 26 % (рис. 4, з), а микротвердость структурных составляющих повышается от 2900...5660 до 3360...6060 МПа.

Для определения влияния ТЦС на свойства металла ЗТВ применяли метод количественной оценки сопротивляемости замедленному разрушению, который широко известен как метод Имплант [4, 5]. Наплавку технологических пластин с образцами-вставками выполняли механизированным способом в среде защитных газов проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм на режиме: сварочный ток  $I_{св} = 160...180$  А, напряжение на дуге  $U_{д} = 26...28$  В, скорость наплавки  $v_{св} = 14$  м/ч. Погонная энергия составляла  $Q_{св} = 8,6$  кДж/см. Содержание диффузионного водорода в наплавленном металле, определенное по методу «карандашной» пробы, составило  $[H]_{диф} = 1,3$  мл/100 г. Сварку образцов Имплант выполняли с предварительным подогревом при температурах  $T_{пп} \leq 100$  °C. При этом скорость охлаждения  $w_{6/5}$  изменялась в диапазоне 12...30 °C/c, а в участке перегрева металла ЗТВ формировалась бейнитно-мартенситная структура с различным содержанием структурных составляющих. Нагружение образцов выполняли после их охлаждения до температуры 50 °C. В процессе испытаний определяли максимальные напряжения нагружения  $\sigma_{кр}$ , при которых не происходит их замедленного разрушения в течение 24 ч. Обобщенные результаты испытаний образцов колесной стали марки 2 по методу Имплант приведены в табл. 4.

Из представленных данных видно, что сопротивляемость металла ЗТВ колесной стали замедленному разрушению при наплавке без предварительного подогрева ( $T_{пп} = 20$  °C) самая низкая, критические напряжения составляют всего 0,14 предела текучести металла ЗТВ ( $\sigma_{0,2} \sim 715$  МПа [7]), разрушение происходит хрупко. При таких условиях наплавки в участке перегрева металла ЗТВ формируется мартенситно-бейнитная структура с повышенной плотностью дислокаций. Количество мартенсита в структуре превышает 71 %, нижнего бейнита не более 24 %, а уровень плотности дислокаций достигает величины  $\rho = 5...8 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> [12]. В результате металл имеет низкую способность к микропластическому течению под действием нагружения, релаксация напряжений в нем протекает путем образования микротрещин и он разрушается при достаточно низких напряжениях.

При применении предварительного подогрева происходят изменения в структуре металла участка перегрева ЗТВ и  $\sigma_{кр}$  повышаются. Так, при  $T_{пп} = 50$  °C содержание нижнего бейнита в структуре составляет примерно 26...52 % и соответственно снижается объемная доля мартенсита. При предварительном подогреве до температуры 70 °C происходит дальнейшее изменение соотношения структурных составляющих в сторону



Таблица 4. Параметры ТЦС, структура и критические напряжения при замедленном разрушении металла ЗТВ при испытаниях по методу Имплант ( $Q_{cb} = 8,6$  кДж/см)

$T_{пп}, ^\circ\text{C}$	Параметры термического цикла			Структура в участке перегрева металла ЗТВ*, %	$\sigma_{кр}, \text{МПа}$
	$w_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$t_{8/5}, \text{c}$	$t_{8/1}, \text{c}$		
20	25...30	8	170	Бн = 26...24, М = 71...74	100
50	20...25	10	230	Бн = 52...26, М = 46...71	220
70	15...20	11	250	Бн = 61...52, М = 36...46	320
100	12...15	12	450	Бв ≤ 39, Бн = 57...61, М = 16...36	> 460

\*Бв — верхний бейнит, Бн — нижний бейнит, М — мартенсит.

увеличения нижнего бейнита до 61 %. При этом критические напряжения увеличиваются в три раза до уровня  $0,45\sigma_{0,2}$ . При предварительном подогреве  $T_{пп} = 100$  °С, когда скорость охлаждения составляет 12...15 °С/с и содержание мартенсита в структуре не превышает 36 %, металл ЗТВ замедленно не разрушается при напряжениях величиной 450 МПа. Нагрузить образцы Имплант при испытаниях с большим значением напряжений не удалось, так как происходит течение металла наплавки. Поэтому при температуре предварительного подогрева 100 °С критические напряжения условно приняты как величина более 460 МПа.

Проведенные испытания по методу Имплант показали, что для обеспечения повышенной сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ колесной стали при 0,58 % С необходимо выполнить условие  $w_{6/5} \leq w_{50M}$ , которое достигается при применении предварительного подогрева металла до 100 °С.

Следует также отметить, что представленные результаты исследований состояния структуры металла в участке перегрева ЗТВ колесной стали при дуговой наплавке и испытаний по методу Имплант логически взаимосвязаны. Объяснить эти данные другим способом, не используя диаграмму превращения переохлажденного аустенита в реальных условиях действия ТЦС дуговой наплавки, приведенной на рис. 2, и исследований микроструктуры металла ЗТВ, практически невозможно. Классические диаграммы  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения, построенные в условиях изотермической выдержки, или при постоянном медленном нагреве (рис. 2), не отражают реальных изменений структуры в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочных углеродистых сталей.

### Выводы

1. Установлено, что незавершенность процессов гомогенизации аустенита металла при дуговой наплавке, вследствие быстрого его нагрева и ограниченного времени пребывания при температуре выше  $A_{c3}$ , существенно влияет на последующее  $\gamma$ - $\alpha$ -превращение в металле ЗТВ высокопрочной

колесной стали. Это приводит к тому, что в металле участка перегрева ЗТВ колесной стали, содержание углерода в которой составляет 0,58 %, критическая скорость охлаждения в интервале температур 600...500 °С, при которой в структуре образуется не более 50 % мартенсита, понижается в 1,5 раза и составляет  $w_{50M} = 20$  °С/с. При этом минимальная скорость охлаждения, при которой начинается формирование мартенситной составляющей структуры, составляет  $w_{6/5} = 8$  °С/с.

2. При нагреве и охлаждении по термическому циклу дуговой наплавки изменяется характер превращения переохлажденного аустенита в промежуточной области. Температурный интервал бейнитного превращения расширяется, в металле ЗТВ формируются структуры верхнего и нижнего бейнита. Превращение  $\gamma$ - $\alpha$  с образованием нижнего бейнита начинается при скорости охлаждения  $w_{6/5} \geq 12$  °С/с. Максимальное его количество соответствует скорости охлаждения 16 °С/с и составляет 61 %. С увеличением скорости охлаждения до 25 °С/с объемная доля нижнего бейнита снижается до 26 %, а мартенсита увеличивается до 71 %. При этом микротвердость  $HV_{0,1}$  структурных составляющих повышается от 2900...5660 до 3360...6060 МПа, а твердость металла  $HV_{10}$  в участке перегрева ЗТВ — от 3480 до 5650 МПа.

3. Высокую сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ колесной стали, содержание углерода в которой составляет 0,58 %, на уровне  $\sigma_{кр} \geq 0,45\sigma_{0,2}$ , можно обеспечить при  $w_{6/5} \leq w_{50M}$ . Такие условия охлаждения при наплавке на погонной энергии 8,6 кДж/см соответствуют применению предварительного подогрева до температуры 100 °С.

1. Шориоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. — М.: Наука, 1965. — 336 с.
2. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1978. — 647 с.
3. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 272 с.
4. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
5. Гайворонский А. А. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных



- соединений высокоуглеродистой стали // Автомат. сварка. – 2013. – № 5. – С. 15–21.
6. Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный, В. Ф. Горб // Там же. – 1996. – № 3. – С. 22–27, 33.
  7. Влияние термомеханического цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колё повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский и др. // Там же. – 2010. – № 5. – С. 22–26.
  8. Астафьев А. С., Гуляев А. П. О росте зерна стали в околошовной зоне // Свароч. пр-во. – 1972. – № 7. – С. 45–47.
  9. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков. – М.: Машиностроение, 1979. – 95 с.
  10. Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автомат. сварка. – 2008. – № 3. – С. 31–34.
  11. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. – Киев: Техніка, 1968. – 280 с.
  12. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных наплавкой железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова и др. // Автомат. сварка. – 2012. – № 8. – С. 18–24.

Поступила в редакцию 20.08.2013

## НОВЫЕ ПРОЕКТЫ «ЭНЕРГОМАШСПЕЦСТАЛЬ»

### Новый сталеплавильный комплекс

На ПАО «Энергомашспецсталь» (ЭМСС, г. Краматорск, Донецкая обл.) запланирован пуск нового сталеплавильного комплекса. Это должно стать финальным этапом модернизации ЭМСС. Новая печь с современной мощной газоочисткой сможет производить до 76 т стали в час, а время плавки снизится с трех с половиной до менее одного часа. Комплекс оборудован установкой внепечной обработки стали и позволит предприятию производить крупнотоннажные слитки массой до 500 т. В 2013 г. предприятие планирует освоить заготовки для корпуса реактора ВВЭР-ТОИ.



### Заготовки для Boeing и Airbus



ЭМСС завершает производство деталей штамповой оснастки по заказу ОАО «Корпорация ВСМПО-Ависма». Данные детали впервые проходят механическую обработку на предприятии для российского партнера. Оснастка предназначена для штамповки деталей самолетов Boeing и Airbus. Восемь плит штамповой оснастки для вырезки деталей общим весом 253 т уже отправлены заказчику. На завершающем этапе находятся два верхних и два нижних штампа, которые проходят механическую обработку.