



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ЗТВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ТИПА 30X2H2MФ

**В.Д. ПОЗНЯКОВ, В.А. КОСТИН, А.А. ГАЙВОРОНСКИЙ, И.А. МОССОКОВСКАЯ,
В.В. ЖУКОВ, А.В. КЛАПАТЮК**

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

При изготовлении сварных металлоконструкций корпусов машин специального назначения широко используются термоупрочненные среднеуглеродистые и углеродистые легированные стали со средней, повышенной и высокой твердостью. С учетом требований обеспечения равнопрочности сварного соединения соответствующими значениями предела текучести должен обладать и металл зоны термического влияния. Однако в отличие от стали, которая приобретает необходимый комплекс механических свойств в результате исходной термической обработки (закалка + отпуск), механические свойства металла зоны термического влияния обеспечиваются путем формирования определенного комплекса микроструктур, формирующихся в процессе его охлаждения (режимов сварки). Формирование в металле зоны термического влияния сварных соединений данных сталей преимущественно мартенситных структур и насыщение этой области диффузионным водородом приводит к повышению их склонности к образованию холодных трещин. В связи с этим в настоящей работе представлены результаты исследований, цель которых заключалась в изучении влияния термических циклов сварки на характер структурных превращений, твердость, статическую прочность и сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ высокопрочной среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 и 0,36 %. Для этого с использованием современных методов физического материаловедения путем моделирования фазовых превращений на установке «Gleeble 3800» была изучена структура и кинетика превращения переохлажденного аустенита. Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения $w_{6/5} = 2,5 \dots 30,0$ °C/с распад аустенита в образцах металла зоны термического влияния стали типа 30X2H2MФ, не зависимо от содержания в ней углерода, происходит преимущественно в области мартенситного превращения. Показано, что твердость и статическая прочность металла зоны термического влияния сварных соединений стали с содержанием углерода 0,36 % обеспечиваются во всем рассмотренном интервале скоростей охлаждения. Подобные свойства металла зоны термического влияния сварных соединений стали с содержанием углерода 0,31 % могут быть достигнуты при условии, когда они охлаждаются в температурном интервале 600...500 °C со скоростью не менее 10 °C/с. Результаты исследований могут быть использованы для оптимизации режимов сварки специальной техники и дальнейшего совершенствования режимов термической обработки стали. Библиогр. 15, рис. 7, табл. 4.

Ключевые слова: высокопрочные легированные стали, зона термического влияния, термические циклы сварки, термокинетические диаграммы распада аустенита, структура металла, твердость металла

В настоящее время при изготовлении сварных узлов и корпусов колесной техники специального назначения широко применяются термоупрочненные высокопрочные стали, легированные хромом, никелем, молибденом, с содержанием углерода от 0,25 до 0,50 %. Иногда такие стали микролегируют ванадием, алюминием и бором. В зависимости от назначения стали могут иметь среднюю ($HB \geq 2850$ МПа), повышенную ($HB \geq 3350$ МПа) и высокую ($HB \geq 3630$ МПа) твердость, которую они приобретают после соответствующей термической обработки, состоящей из закалки и отпуска [1–4].

Одно из основных требований, которое предъявляется к сварным соединениям из данных сталей, заключается в том, что твердость металла зоны термического влияния (ЗТВ) соединений

должна быть не ниже твердости основного металла. Поскольку после сварки конструкции из указанных сталей не закаливаются, а лишь подвергаются низкотемпературному отпуску, то становится очевидным, что необходимые показатели твердости металл ЗТВ должен приобретать в состоянии после сварки.

Известно [5, 6], что механические свойства металла определяют его структурный состав, кроме того, формирование структуры в металле ЗТВ сварных соединений зависит не только от химического состава сталей, но и от термических циклов сварки. При определенных условиях, когда металл после нагрева охлаждается с малой скоростью, он может разупрочняться. С повышением скорости охлаждения его твердость и статическая прочность, как правило, увеличиваются.



Таблица 1. Химический состав образцов стали типа 30X2H2MФ, %

№ образца	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P
X	0,31	1,16	0,74	1,66	2,26	0,30	0,080	0,20	0,040	0,024	0,010	0,016
H	0,36	1,32	0,81	1,65	2,34	0,50	0,062	0,20	0,037	0,025	0,010	0,019

Таблица 2. Механические свойства образцов стали типа 30X2H2MФ

№ образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU_{+20} , Дж/см ²	KCU_{-40} , Дж/см ²	HB, МПа
Требования ТЗ	1470...1660	1750...1960	≥7	≥15	≥68,6	≥29,4	3880...4990
X	1426...1434	1673...1680	11,9...12,8	54,1...57,5	109...118	100...108	4150...4490
H	1470...1486	1787...1802	10,2...10,7	46,6...49,2	78...86	74...85	4400...4490

Сварные соединения высокопрочных среднеуглеродистых легированных сталей склонны к образованию холодных трещин. Это связано с формированием в металле ЗТВ закалочных структур и остаточных растягивающих напряжений [7–10]. При наличии диффузионного водорода в металле вероятность образования холодных трещин возрастает, а сам процесс становится более интенсивным [11, 12]. Для уменьшения риска образования холодных трещин в сварных соединениях среднеуглеродистых высокопрочных сталей используют их подогрев. С одной стороны, это позволяет управлять кинетикой фазовых превращений и формировать структуры с повышенной стойкостью к образованию холодных трещин, а с другой — создавать условия для активной десорбции водорода из сварного соединения.

В связи с этим целью настоящей работы заключалась в изучении влияния термических циклов сварки на характер структурных превращений, твердость, статическую прочность и сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ высокопрочной среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 и 0,36 %.

В качестве объекта исследований были выбраны образцы высокопрочной среднеуглеродистой стали типа 30X2H2MФ, суммарное содержание легирующих элементов ориентировочно составило 4 % (табл. 1).

Механические свойства образцов в состоянии после термообработки (закалка + низкотемпературный отпуск) представлены в табл. 2.

Методики исследований. Химический анализ образцов проводили в соответствии с ГОСТ 18895–97 на оптическом эмиссионном спектрометре «Спектровак-1000» (фирма «Baird», США).

Для выявления микроструктуры в образцах использовали метод химического травления в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты. Образцы для исследований изготавливали по стандартным методикам с применением алмазных паст различной дисперсности.

Структурный анализ осуществляли с помощью светового микроскопа «Neophot-32» при увеличениях 200 и 500. Цифровое изображение регистрировали с помощью цифровой камеры «Olympus». Микротвердость структурных составляющих и интегральную твердость металла ЗТВ измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузках соответственно 100 г ($HV 0,1$) и 1 кг ($HV 10$) по ГОСТ 2999–59.

Характер структурных превращений в металле ЗТВ образцов стали типа 30X2H2MФ изучали методом имитации термомеханического цикла сварки (ТДЦС) с использованием комплекса «Gleeble 3800», оснащенного быстродействующим dilatометром [13]. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6,0 мм и длиной 80 мм, изготовленных из листового проката толщиной 12 и 20 мм. В соответствии с разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона методикой образцы нагревали в вакуумной камере до температуры 1250 °С, а затем охлаждали. При этом достаточно точно воспроизводились параметры термического цикла сварки (тепловые и временные) в металле ЗТВ соединений при механизированной сварке в среде защитных газов проволокой сплошного сечения диаметром 1,2 мм с использованием разных режимов сварки. Скорость нагрева образцов от 20 до 1250 °С составляла 210 °С/с (время нагрева 6 с), скорость охлаждения в температурном интервале 600...500 °С $w_{6/5}$ изменяли в диапазоне 2,5...30,0 °С/с.

При изучении кинетики распада аустенита температуры начала и конца превращения определяли по методике, представленной в работе [14].

Механические свойства металла ЗТВ (предел текучести, временное сопротивление разрыву, относительное удлинение и относительное сужение) определяли по результатам испытания на статическое растяжение при температуре +20 °С стандартных образцов (тип II по ГОСТ 6996–66). Образцы изготавливали из предварительно обработанных по термическому циклу сварки заготовок стали размерами 12×12×150 мм. Во время термической обработки заготовки нагревали



проходящим током до температуры 1250 °С (скорость нагрева 150 °С/с), а затем охлаждали таким образом, чтобы в температурном интервале 600...500 °С обеспечить скорость охлаждения 2,5...30,0 °С/с, которую регулировали путем изменения интенсивности обдува заготовок аргоном.

Склонность стали к образованию холодных трещин изучали по методу Имплант [15] с использованием образцов-вставок диаметром 6,0 мм без винтового надреза.

За показатель, характеризующий сопротивляемость металла ЗТВ сварных соединений образованию холодных трещин, принимали критическое напряжение $\sigma_{кр}$, при котором образец не разрушается в течение 24 ч.

Содержание водорода в наплавленном металле оценивали с использованием метода «карандашных проб». В качестве запирающей жидкости применяли смесь дистиллированной воды с глицерином.

Результаты исследований. Металл образца X в состоянии поставки (без термической обработки) имеет структуру, состоящую из смеси верхнего и нижнего бейнита с преобладанием структуры верхнего бейнита (рис. 1, а). После термической обработки структура стали трансформируется в смесь мартенсита и нижнего бейнита (рис. 2, а). Наблюдающиеся светлые полосы в структуре об-

разца X связаны с характером химической микро-неоднородности (прежде всего по углероду, сере и фосфору), образующейся в процессе производства стали. Используемая термическая обработка несколько снижает степень химической неоднородности, но полностью не устраняет полосчатость структуры.

Исследования показали, что под действием ТДЦ структура металла изменяется. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита, характеризующая влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ на структурно-фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений стали образцов X, представлена на рис. 3, а. Температура начала распада аустенита A_{c3} для данного металла составляет 870...880 °С. Температура начала мартенситного (бездиффузионного) превращения составляет 350...355 °С, а окончания — 150...155 °С (рис. 3, а).

Повышение твердости $HV_{0,1}$ мартенситной матрицы в 1,5 раза с 3680 (при 2,5 °С/с) до 5070 МПа (при 30 °С/с), судя по всему, связано с уменьшением размеров пакетов мартенсита (рис. 4) вследствие повышения доли участков с благоприятной кристаллографической ориентацией для развития мартенситного превращения. Этим, вероятнее всего, можно объяснить и тот факт, что с увеличением скорости охлаждения ста-

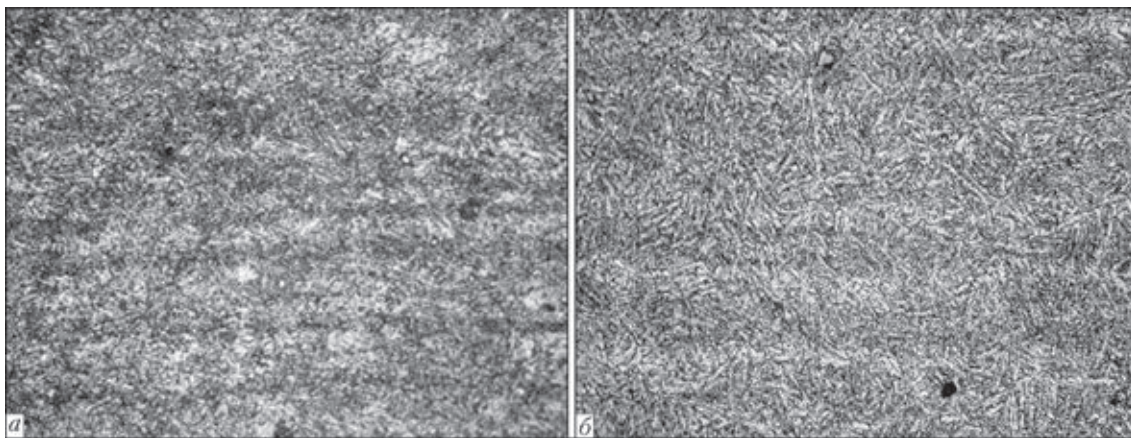


Рис. 1. Структура ($\times 500$) стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 (а) и 0,36 % (б) в состоянии поставки

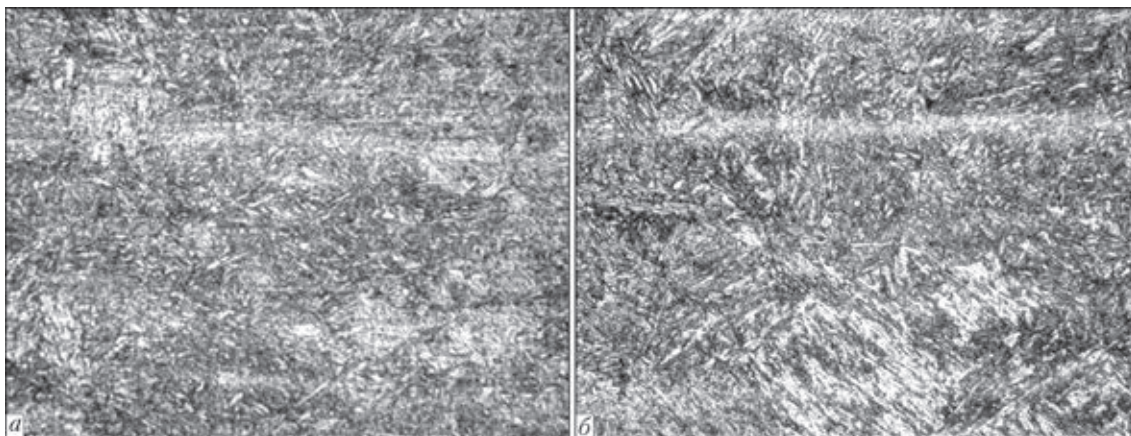


Рис. 2. Структура ($\times 500$) стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 (а) и 0,36 % (б) после закалки и низкого отпуска

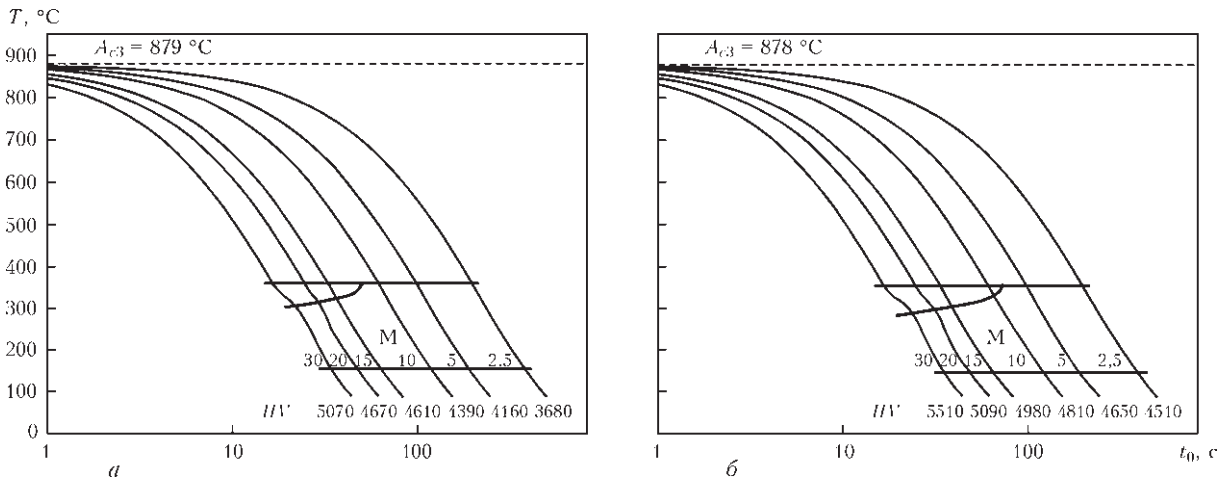


Рис. 3. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита в металле ЗТВ соединений стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 (а) и 36 % (б) при дуговой сварке (t_0 — время охлаждения)

Таблица 3. Механические свойства металла ЗТВ образцов стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 %

$w_{6/5}$, °C/c	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	HV 10, МПа
2,5	1060	1250	14,7	58,6	3680
5,0	1127	1330	14,1	58,0	4160
10,0	1200	1410	13,0	57,0	4390
15,0	1300	1510	12,4	55,1	4610
20,0	1330	1540	12,8	54,8	4670
30,0	1534	1684	11,7	48,8	5070

тическая прочность металла ЗТВ увеличивается, а его пластические свойства снижаются (табл. 3). Характер изменения микроструктуры металла ЗТВ стали 30X2H2MФ с содержанием 0,31 % углерода приведен на рис. 5. Микроструктурные исследования подтвердили, что в рассмотренном диапазоне скоростей охлаждения ($w_{6/5} = 2,5 \dots 30,0$ °C/c) превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали происходят исключительно в мартенситной области.

При скорости охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ °C/c на участке перегрева металла ЗТВ образуется мартенсит (М), размеры пакетов которого составляют приблизительно $h_M \sim 34,0$ мкм (рис. 4; 5, а) с

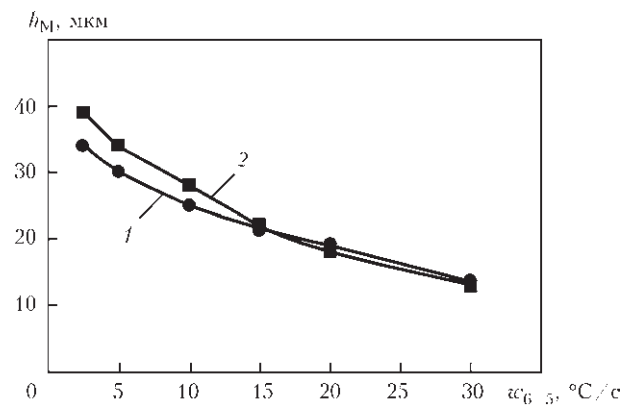


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на размер пакетов мартенсита h_M в структуре металла ЗТВ стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 С (1) и 0,36 % (2)

микротвердостью $HV_{0,1} = 3360 \dots 3830$ МПа. Интегральная твердость (HV_{10}) металла составляет 3680 МПа, $\sigma_{0,2} = 1060$ МПа, $\delta_5 = 14,7$ %.

При увеличении скорости охлаждения от 2,5 до 20,0 °C/c структура металла ЗТВ на участке перегрева существенных изменений не претерпевает. Однако размеры пакетов мартенсита при этом уменьшаются от 32,8 мкм при $w_{6/5} = 5,0$ °C/c до 19,0 мкм при $w_{6/5} = 20,0$ °C/c (рис. 4, 5). Интегральная твердость металла при этом увеличивается от 4160 до 4670 МПа, а предел текучести от 1127 до 1330 МПа. При этом его пластические свойства снижаются от 14,1 до 12,8 %.

При $w_{6/5} = 30,0$ °C/c структура металла на участке перегрева ЗТВ стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 % также состоит из мартенсита, размеры пакетов которого не превышают 12,5 мкм. При этом микротвердость мартенсита повышается до $HV_{0,1} = 4170 \dots 4720$ МПа, а интегральная твердость металла возрастает до 5070 МПа (рис. 4; 5, е). За счет этого $\sigma_{0,2}$ металла ЗТВ возрастает до 1534 МПа, а δ_5 и ψ (пластичность) снижается до 11,7 и до 48,8 % соответственно.

Установленные закономерности изменения структуры металла образца X показывают, что при скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 20,0$ °C/c в металле ЗТВ данной стали формируется мартенситная структура повышенной твердости. Очевидно, что уровень локальных внутренних напряжений в структуре металла при увеличении скорости охлаждения будет также повышаться, а его способность к пластическому деформированию резко снижаться. В комплексе с повышенным содержанием водорода в металле ЗТВ это создает предпосылки к тому, что данный металл будет иметь низкую стойкость к образованию холодных трещин. Исходя из этого можно предположить, что для предупреждения образования холодных трещин в сварных соединениях стали с содержанием угле-

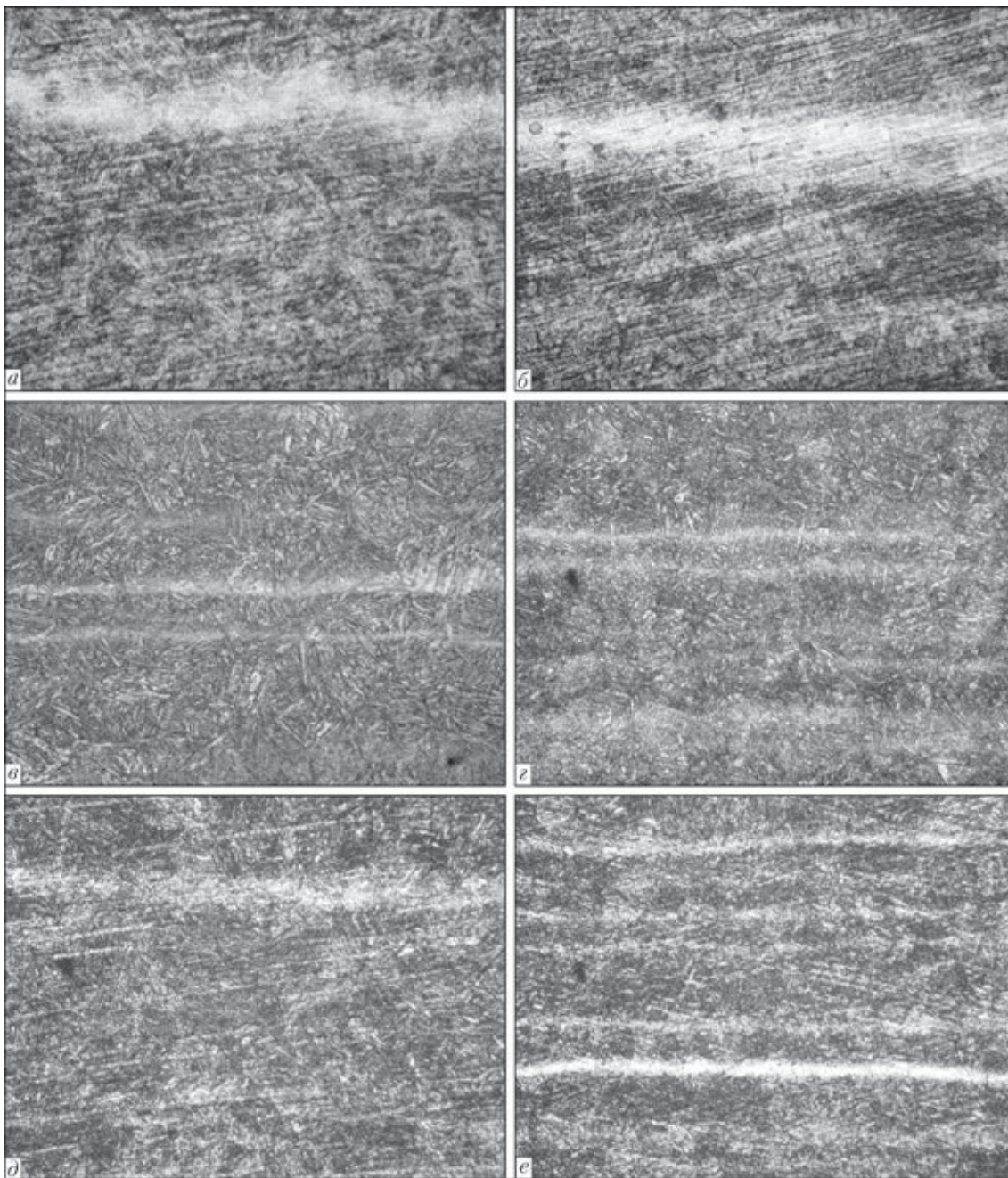


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла ЗТВ в участке перегрева стали 30X2H2MФ, содержащей 0,31 % С, при $w_{6/5} = 2,5$ °C/с (а), 5,0 (б), 10,0 (в), 15,0 (г), 20,0 (д), 30,0 (е)

рода 0,31 % скорость охлаждения в металле ЗТВ не должна превышать 20,0 °C/с.

Структура металла образца Н, содержащая 0,36 % углерода, в состоянии поставки (без термической обработки) также состоит из смеси верхнего и нижнего бейнита (см. рис. 1, б). После термической обработки (закалка + низкотемпературный отпуск) структура стали превращается в смесь мартенсита, верхнего и нижнего бейнита (рис. 2, б).

Под действием ТДЦ структура металла ЗТВ изменяется, увеличиваются размеры структурных составляющих и твердость металла. Обобщенные результаты исследований влияния скорости охлаждения на структурно-фазовые превращения в

металле ЗТВ представлены на рис. 3, б в виде термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита. На рис. 4 показано изменение размеров структурных составляющих, а на рис. 5 приведены типичные микроструктуры, сформировавшиеся на участке перегрева металла ЗТВ под воздействием ТДЦ. В табл. 4 представлены данные об изменении механических свойств металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,36 % под воздействием ТДЦ.

Как показали проведенные исследования, превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36% в диапазоне скоростей охлаждения $w_{6/5} = 2,5 \dots 30,0$ °C/с,



Таблица 4. Механические свойства металла ЗТВ образцов стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,36 %

$w_{6/5}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	$\sigma_{0,2}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	$HV_{10}, \text{ МПа}$
2,5	1240	1460	12,8	55,8	4510
5,0	1262	1490	12,7	55,0	4550
10,0	1395	1615	12,1	53,6	4810
15,0	1445	1705	11,2	48,3	4980
30,0	1607	1896	10,4	46,8	5510

как и в стали с содержанием углерода 0,31 %, также происходят исключительно в мартенситной области. Однако в отличие от стали с содержанием углерода 0,31 % (образец X) образование мартен-

сита в ней начинается при более низкой температуре превращения — 340...350 °С, а заканчивается при температуре 140 °С (см. рис. 3, б). Как и в предыдущем случае на параметры структуры металла ЗТВ заметное влияние оказывает скорость охлаждения. Данные относительно изменения размеров пакетов мартенсита, микроструктуры и интегральной твердости металла ЗТВ на участке перегрева этой стали представлены на рис. 4, б и 3, б соответственно.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют, что при скорости охлаждения $w_{6/5} = 2,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ в структуре металла ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36 % образуется мартенсит (рис. 6, а), размеры пакетов которого ориентиро-

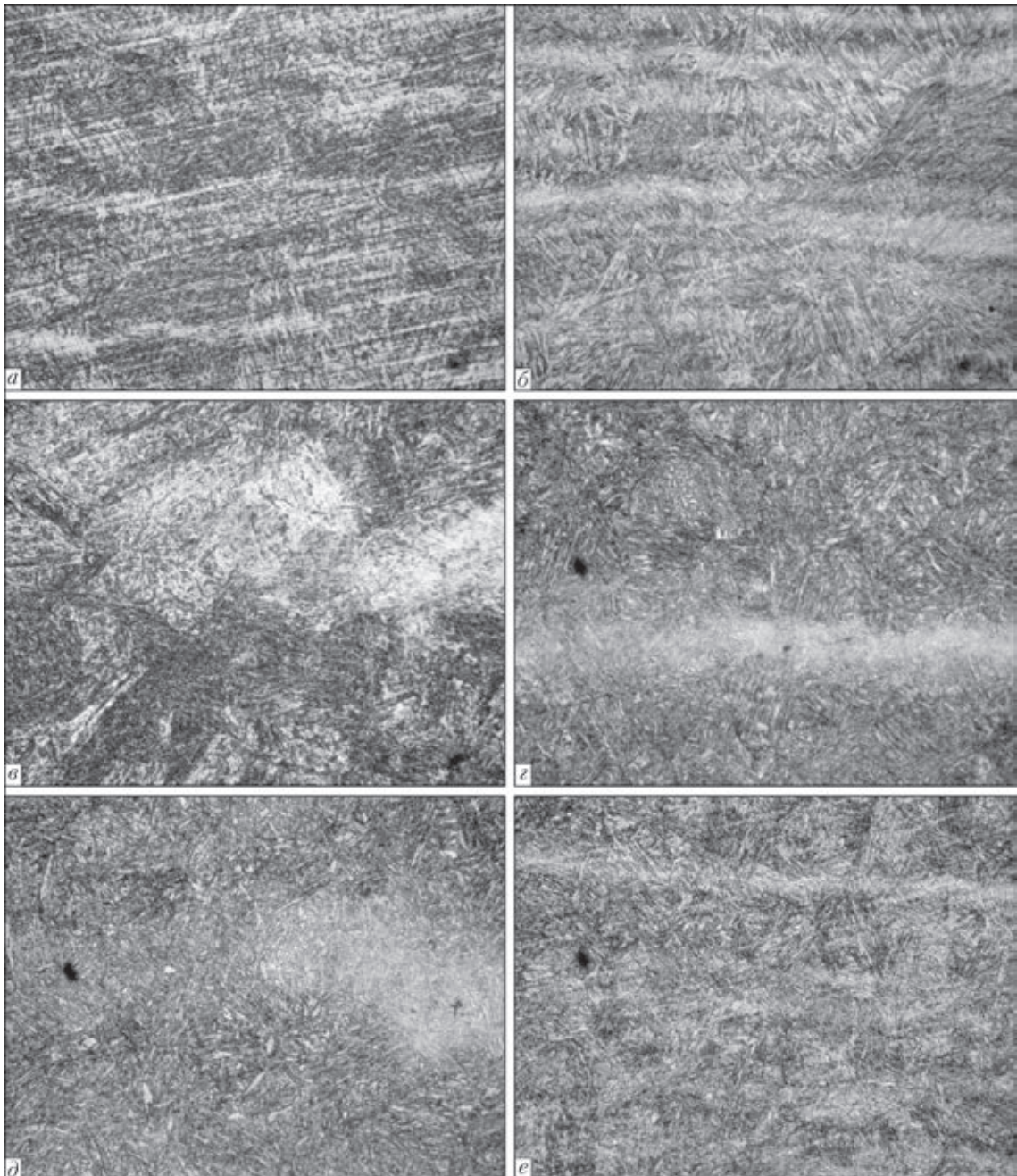


Рис. 6. Микроструктура (×500) металла ЗТВ в участке перегрева стали 30X2H2MФ, содержащей 0,36 % С, при $w_{6/5} = 2,5$ (а), 5,0 (б), 10,0 (в), 15,0 (г), 20,0 (д), 30,0 (е)



вочно составляют $h_M \sim 37,1$ мкм (см. рис. 4) с микротвердостью $HV_{0,1} = 3930...4720$ МПа. Интегральная твердость закаленного металла ЗТВ при данных условиях охлаждения составляет $HV_{10} = 4510$ МПа, предел текучести находится на уровне 1240 МПа, а относительное удлинение составляет 12,8 %.

При увеличении скорости охлаждения от $w_{6/5} = 5,0$ до $15,0$ °C/с размеры пакетов мартенсита уменьшаются от 33,8 до 22,5 мкм, а его микротвердость увеличивается от 3810...4850 до 4470...5000 МПа (см. рис. 6). При этом интегральная твердость закаленного металла ЗТВ повышается от 4550 до 4980 МПа, значения $\sigma_{0,2}$ от 1262 до 1445 МПа, а показатели относительного удлинения снижаются от 12,7 до 11,2 %.

Наиболее заметное изменение параметров структуры на участке перегрева металла ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36 % наблюдалось в образцах, которые охлаждались со скоростью $w_{6/5} = 30,0$ °C/с. При этом в металле ЗТВ формируется структура мартенсита, которая имеет микротвердость $HV_{0,1} = 4460...5200$ МПа с пакетами размером $h_M \sim 12,5$ мкм. При таких условиях формирования структуры закаленный металл ЗТВ приобретает интегральную твердость на уровне $HV_{10} = 5510$ МПа. При этом предел текучести металла увеличивается до 1607 МПа, а относительное удлинение и сужение уменьшаются до 10,4 и 46,8 % соответственно.

Таким образом, можно отметить, что в отличие от стали, содержание углерода в которой составляет 0,31 %, в металле ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36 % мартенситная структура с повышенной твердостью образуется при более низких скоростях охлаждения $w_{6/5} \geq 15,0$ °C/с. Исходя из этого можно предположить, что для предотвращения образования холодных трещин в сварных соединениях технологические параметры режимов сварки соединений стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,36 % должны быть такими, при которых скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла ЗТВ не будет превышать 15,0 °C/с.

Количественную оценку склонности стали типа 30X2H2MФ к образованию холодных трещин проводили с использованием образцов-вставок, изготовленных из стали с содержанием углерода 0,36 %.

Наплавку, которая соединяла образец-вставку с опорной пластиной, выполняли механизированной сваркой в смеси газов (80 % Ar + 20 % CO₂) проволокой сплошного сечения марки Св-08ГСМТ диаметром 1,2 мм. Содержание диффузионного водорода $[H]_{диф}$ в металле, наплавленном указанной проволокой в состоянии поставки, составляет 4,2 см³/100 г. Специальная подготовка проволоки

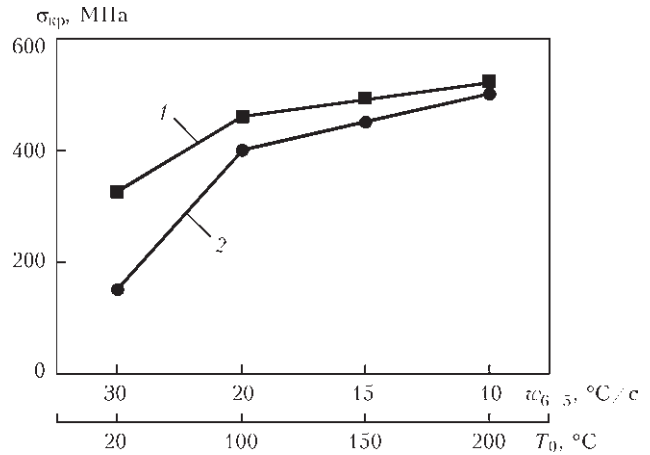


Рис. 7. Влияние температуры предварительного подогрева T_0 образцов и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на склонность металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ к образованию холодных трещин: 1 — $[H]_{диф} = 1,1$ см³/100 г; 2 — 4,2

под сварку, которая заключалась в ее нагреве с печью до температуры 240 °C, выдержке при этой температуре в течение 2 ч, охлаждении в печи до температуры окружающей среды и последующей механической зачистке, позволила уменьшить содержание $[H]_{диф}$ в наплавленном металле до 1,1 см³/100 г. Результаты испытаний по методу Имплант, характеризующие изменение $\sigma_{кр}$ металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ в зависимости от температуры предварительного подогрева образцов и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, представлены на рис. 7.

Выполненные исследования свидетельствуют, что с увеличением содержания $[H]_{диф}$ в наплавленном металле от 1,1 до 4,2 см³/100 г способность металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ сопротивляться образованию холодных трещин снижается практически в 2 раза. Существенно повысить стойкость сварных соединений, выполненных проволокой Св-08ГСМТ, к данному виду разрушения возможно за счет их предварительного подогрева до температур 150...200 °C.

Выводы

1. Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения $w_{6/5} = 2,5...30,0$ °C/с превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали 30X2H2MФ независимо от содержания в ней углерода происходят в области мартенситного превращения с образованием незначительного количества верхнего и нижнего бейнита.

2. С повышением скорости охлаждения образцов $w_{6/5}$ от 2,5 до 30,0 °C/с и содержания углерода от 0,31 до 0,36 % твердость металла ЗТВ на участке перегрева увеличивается от 3680 до 5070 и от 4390 до 5420 МПа соответственно. При этом его



статическая прочность также повышается, в то время как пластичность снижается.

3. Для предотвращения образования холодных трещин в сварных соединениях технологические параметры режимов сварки соединений стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31...0,36 % должны быть такими, при которых скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла ЗТВ не будет превышать 15 °С/с, а содержание диффузионного водорода в наплавленном — 1,5 см³/100 г.

4. Увеличение содержания диффузионного водорода в наплавленном металле от 1,1 до 4,2 см³/100 г снижает способность металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ сопротивляться образованию холодных трещин в 2 раза. Повысить стойкость сварных соединений стали, выполненных проволокой Св-08ГСМТ, к образованию холодных трещин, можно за счет их предварительного подогрева до температур 150...200 °С.

1. *Totten G.E.* Steel heat treatment: Metallurgy and technologies. Front cover. – CRC Press, 2006. – 848 p. – (Technology & Engineering).
2. *Каширский Ю.В., Колосков М.М.* Информационный банк по машиностроительным материалам и режимам обработки // Тяж. машиностроение. – 2000. – № 4. – С. 12–19.
3. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
4. *Большаков В.И., Долженков И.Е., Долженков В.И.* Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции: Учебник для вузов. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2002. – 390 с.

5. *Влияние* энерговложения на пластические свойства соединений стали Х70 при контактной стыковой сварке оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, Г.М. Григоренко, Д.П. Новикова и др. // Автомат. сварка. – 2007. – № 6. – С. 5–10.
6. *Влияние* термического цикла ЭШН ЖМ на структуру модельного многослойного слитка / Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко, А.А. Полишко и др. // 36. науч. праць Микол. ун-ту суднобудування. – 2010. – № 1. – С. 75–83.
7. *Seo J.S., Kim H.J., Ryoo H.S.* Microstructure parameter controlling weld metal cold cracking // J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2008. – 27, Issue 2. – P. 199–202.
8. *Стеренбоген Ю.А.* Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. – 1986. – № 6. – С. 5–8.
9. *Скульский В.Ю.* Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающих сталей // Там же. – 2009. – № 7. – С. 14–20.
10. *Гайворонский А.А., Саржевский В.А., Гордонный В.Г.* Свариваемость среднеуглеродистой легированной стали 38Х2МЮА // Там же. – 1997. – № 4. – С. 20–24, 33.
11. *Hydrogen embrittlement property of a 1700 MPa class ultrahigh strength tempered martensitic steel / S. Li, E. Akiyama, K. Yuuji et al.* // Sci. and Technol. Adv. Materials. – 2010. – № 11. – P. 1–6.
12. *Wongpanya P., Boellinghaus Th., Lothongkum G.* Heat treatment procedures for hydrogen assisted cold cracking avoidance in S 1100 QL steel root welds //Welding in the World. – 2008. – 52. – P. 671–678.
13. *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.
14. *Черепин В.Т.* Экспериментальная техника в физическом металловедении. – Киев: Техніка, 1968. – 280 с.
15. *Макаров Э.Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.

Поступила в редакцию 17.12.2014

НОВАЯ КНИГА

Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Ефременко А.В. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании. – Херсон: Гринь Д.С., 2014. – 364 с.

В монографии представлены результаты исследований износостойкости сталей и чугунов при абразивном изнашивании в широком диапазоне условий трения. Показано, что высокая износостойкость может быть достигнута не только за счет повышения объемной доли карбидных фаз в структуре сплавов, но и благодаря получению матрицы высокоуглеродистого нестабильного аустенита. Исследовано влияние широкого спектра параметров трибосистемы на износостойкость нелегированных и легированных железуглеродистых сплавов в различном структурном состоянии.

Может быть полезна научным работникам, аспирантам, студентам технических вузов, а также специалистам-практикам в области разработки и эксплуатации износостойких материалов.

