



МИКРОСТРУКТУРА МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ WELDOX 1300

В. А. КОСТИН, Г. М. ГРИГОРЕНКО, Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, В. В. ЖУКОВ, Т. А. ЗУБЕР
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В рамках совместного украинско-польского проекта ведутся работы по исследованию свариваемости высокопрочной стали WELDOX 1300 с пределом текучести более 1300 МПа для оценки перспектив ее применения в краностроении Украины. Цель работы состояла в исследовании исходной микроструктуры стали WELDOX 1300 в состоянии поставки, влиянии на нее параметров ТЦС, а также в построении термокинетической диаграммы распада аустенита в этой стали. Это позволит оптимизировать режимы дуговой сварки для обеспечения высоких служебных характеристик металла шва и сварного соединения в целом. В работе использовались методики световой металлографии, растровой микроскопии, методики моделирования превращения аустенита на установке Gleeble 3800, расчетные методы исследования. Было установлено, что микроструктура высокопрочной стали WELDOX 1300 в состоянии поставки состоит из бейнитно-мартенситой смеси с большим количеством мелкодисперсных (50...100 нм) разнонаправленных игольчатых выделений карбидов ниобия NbC, титана TiC и железа Fe₃C. Построена диаграмма превращения аустенита этой стали и определены характерные температуры образования фаз. Показано, что для предотвращения образования холодных трещин при сварке стали WELDOX 1300 температура предварительного подогрева должна быть не ниже 150 °С. Результаты данной работы могут быть использованы при разработке новых технологий сварки. Библиогр. 10, табл. 4, рис. 7.

Ключевые слова: новые стали, карбонитридное упрочнение, термический цикл сварки, Gleeble 3800, микроструктура, бейнит, мартенсит, игольчатый феррит

Одной из главных проблем развития современного машиностроения является улучшение технико-экономических показателей машин, механизмов и инженерных сооружений на основе снижения их удельной металлоемкости, увеличении эксплуатационной надежности и долговечности. В решении этой проблемы важная роль принадлежит новым сверхпрочным сталям (с пределом прочности более 1000 МПа) с повышенными показателями механических и вязких свойств. Потребность в сталях с такими высокими показателями прочности в определенной мере связана с необходимостью изготовления металлоконструкций кранов большой грузоподъемности (250 т и выше).

За рубежом телескопические стрелы автомобильных кранов обычно изготавливают из стали STE 960. В Украине аналогами этой стали являются стали 12ХГНЗМАФД и 15ХГН2МАФЮч. В настоящее время в рамках совместного украинско-польского проекта начаты работы по исследованию свариваемости высокопрочной стали WELDOX 1300 с пределом текучести более 1300 МПа для оценки перспектив ее применения в отечественном краностроении.

Как правило, в крановых конструкциях высокопрочные стали используются для изготовления стрел и поворотных платформ. Отдельные детали этих конструкций соединяются между собой с ис-

пользованием дуговых процессов сварки. Образующиеся при этом сварные соединения должны характеризоваться равнопрочностью и высокой ударной вязкостью.

Наиболее слабым участком в сварных соединениях высокопрочных сталей является зона термического влияния (ЗТВ), поскольку под воздействием термического цикла сварки (ТЦС) структура и свойства металла в ней могут претерпевать существенные изменения. Происходит это как в результате роста зерна, так и по причине образования закалочных структур, снижающих их сопротивляемость хрупкому разрушению.

Хорошо известно, что микроструктура стали и характер ее изменения в металле шва и ЗТВ существенным образом влияют на механические свойства, пластичность, вязкость, хладостойкость сварного соединения в целом. Однако имеющиеся в литературе сведения об особенностях структурных изменений в стали WELDOX 1300 являются малочисленными и несистематическими [1–3].

В связи с этим цель данной работы состояла в исследовании исходной микроструктуры стали WELDOX 1300 в состоянии поставки, влиянии на нее параметров ТЦС, а также в построении термокинетической диаграммы распада аустенита этой стали, что позволит установить оптимальные режимы сварки, обеспечивающие высокие слу-



Таблица 1. Химический состав исследуемой стали WELDOX 1300, мас. %

Объект исследования	C	Si	Mn	Cr	Ti	Ni	Mo	Nb	V	Cu	N	S	P
Сталь WELDOX 1300 (UK_Special Data Sheet)	0,25	0,50	1,40	0,80	0,02	2,0	0,70	0,04	0,08	0,10	0,01	0,005	0,020
Сталь WELDOX 1300	0,241	0,204	0,92	0,48	0,004	1,27	0,35	0,021	0,02	0,02	—	0,005	0,009

Таблица 2. Значения углеродного эквивалента для стали WELDOX 1300

Толщина листа, мм	Сертификат		Эксперимент	
	CEV, %	CET, %	CEV, %	CET, %
8	0,63	0,40	—	—
10	0,65	0,42	0,65	0,42

Примечание. $CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$; $CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40$.

жебные характеристики сварного соединения и исследовать закономерности формирования микроструктуры в металле шва и ЗТВ данной стали.

Химический состав исследуемой стали WELDOX 1300 в состоянии поставки и его сравнение с заявленным по сертификату (WELDOX_1300_UK_Special Data Sheet: 2005-10-15) приведен в табл. 1.

Высокопрочная сталь WELDOX 1300 содержит большое количество легирующих элементов, поэтому для нее актуальна проблема свариваемости. Расчетные и экспериментальные показатели углеродного эквивалента в зависимости от толщины листа приведены в табл. 2.

По уровню углеродного эквивалента данную сталь можно отнести к ограниченно или плохо свариваемой [4].

Механические свойства стали WELDOX 1300, заявленные по сертификату, определенные экспериментально и свойства металла шва приведены в табл. 3.

Исследования показали, что предел текучести (около 1200 МПа) и прочности (около 1600 МПа) исследованной стали WELDOX 1300 примерно на 50...100 МПа ниже заявленных по сертификату.

Таблица 3. Механические свойства стали WELDOX 1300 и металла шва

Объект исследования	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C	
					-40	-60
WELDOX 1300 (UK_Special Data Sheet)	1300	1700	8	37,9	27	27
WELDOX 1300 (основной металл)	1157	1605	16,0	61,2	33	—
	1205	1604	15,6	61,4		
	1253	1602	14,6	60,5		
WELDOX 1300 (металл шва)	818*	1047*	13,3*	43,7*	21**	—
	763*	1009*	10,0*	46,2*		
	801**	953**	3,7**	9,8**		

* — испытания проводили на образцах с температурой предварительного подогрева 150, ** — 120°C.

За счет этого характеристики относительного удлинения (около 15 %) и сужения (61 %) повышаются в два раза при увеличении значений ударной вязкости.

Металлографические исследования проводили с помощью светового микроскопа «Neophot-32» при увеличении $\times 500$ и Оже-микросонда 9500F с полевым иммисионным катодом высокого разрешения в режиме сканирующего электронного микроскопа. Выявление микроструктуры осуществлялось путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Измерение твердости по Виккерсу проводили на твердомере М-400 фирмы LECO при нагрузке 1 кг. Подсчет структурных составляющих проводили методом полей по ГОСТ 8233-56.

Исходная микроструктура стали WELDOX 1300 представляет собой бейнитно-мартенситную смесь (рис. 1, а), которая состоит примерно из 60...65 % бейнита и 35...40 % мартенсита. Твердость по Виккерсу основного металла составляет HV1 — 3780...3880 МПа.

Для изучения особенностей микроструктуры стали WELDOX 1300 в состоянии поставки использовали Оже-микросонд 9500F с полевым иммисионным катодом высокого разрешения. Было показано, что исходная структура стали WELDOX 1300 состоит из равномерно распределенных зерен бейнита и мартенсита (9..10 балл зерен, рис. 1, б) с большим количеством мелкодисперсных выделений карбидов. Бейнитные пакеты в основном располагаются по границе зерен, тогда как мартенситные — в теле зерна, что связано с развитием кинетики распада аустенита от границ в центр первичных аустенитных зерен.

Характер расположения карбидов (рис. 2) в теле бейнитных игл свидетельствует о том, что в этих участках преимущественно образуется структура нижнего бейнита, которая характеризуется благоприятным сочетанием прочностных и вязких свойств. Установлено, что карбиды имеют игольчатое строение, размеры игл составляют 50...100 нм. Используя данные рентгеноструктурного анализа установлено, что в исходном металле стали WELDOX 1300 формируются карбиды железа Fe₃C (в количес-

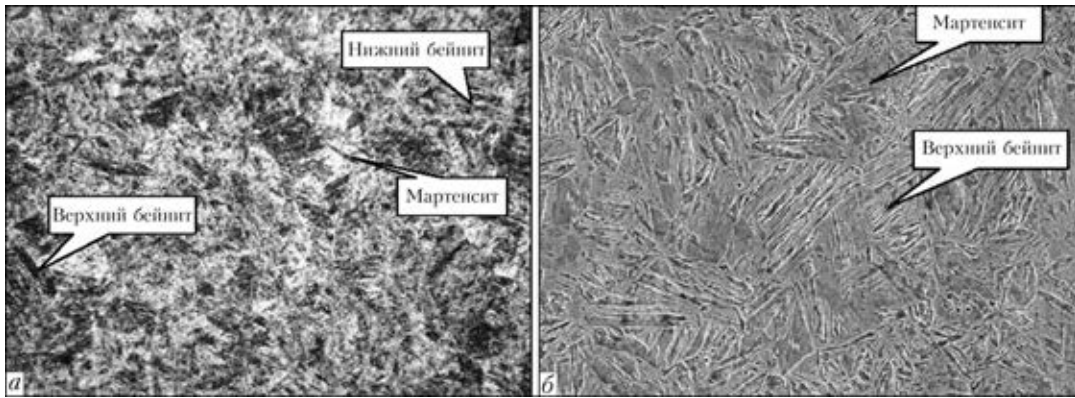


Рис. 1. Микроструктура стали WELDOX 1300 в состоянии поставки: *a* — световая микроскопия; *б* — сканирующая микроскопия JAMP-9500F (*a* — $\times 500$; *б* — $\times 2000$)

тве 0,52 %), ниобия NbC (0,04 %), нитриды алюминия AlN (0,01 %) и бора BN(0,01 %). Полученные данные хорошо коррелируют с данными, представленными в работе [1]. Сравнивая состав и характер выделения карбидов в высокопрочных сталях WELDOX 1300 и WELDOX 900, и используя метод электролитического выделения карбидов в результате анодного растворения, авторами указанной работы установлено, что в стали WELDOX 900 упрочнение осуществляется нитридами алюминия AlN и бора BN, тогда как в стали WELDOX 1300 дополнительно формируются карбиды ниобия Nb₄C_{3,92}. Отсутствие карбидов железа в исследованном ими металле, по-видимому, связано с растворением карбидов данного типа при анодном растворении.

С целью изучения влияния ТЦС на структуру металла ЗТВ стали WELDOX 1300 были проведены дилатометрические исследования и построена термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали WELDOX 1300. Исследования выполняли на установке Gleeble 3800, которая позволяет проводить имитацию термомодеформационного цикла сварки на образцах малого диаметра. Для этого образцы диаметром 6 мм и длиной 86 мм нагревали в быстродействующем дилатометре до температуры 1350 °C со скоростью 150 °C/c и затем их охлаждали в соответствии со сварочными термическими циклами. В ходе исследований скорость охлаждения металла $w_{6/5}$ в интервале температур 600...500 °C изменяли от 1,3 до 63,0 °C/c, что воспроизводит основные режимы дуговой сварки высокопрочных сталей.

Обработку результатов дилатометрического анализа и построение диаграммы проводили по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения проводили по дилатометрическим кривым методом отрезков [5].

В образцах стали WELDOX 1300, в которой происходят структурные превращения, изменение размеров дилатометрических образцов происходит немонотонно — расширение металла на

стадии его нагрева замедляется (или даже сменяется сжатием) из-за его сокращения в ходе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. На стадии охлаждения, наоборот, сокращение металла прерывается из-за его расширения в диапазоне температур бейнитно-мартенситных превращений, которые полностью завершаются при температурах ниже 150 °C и приводят к возникновению больших структурных деформаций.

Влияние скорости охлаждения на температуру превращения аустенита и микроструктуру металла ЗТВ обычно представляют с помощью термокинетической диаграммы превращения аустенита. По результатам дилатометрического и металлографического анализов образцов-имитаторов построили термокинетическую диаграмму превращения аустенита стали WELDOX 1300 (рис. 3).

Превращение аустенита в исследованном интервале скоростей охлаждения (с 1,3 до 63,0 °C/c) происходит в ферритной, бейнитной и мартенситной областях (рис. 3, *a*). При малых скоростях охлаждения от 1,3 до 6,0 °C/c в металле ЗТВ стали WELDOX 1300 происходит ферритное (Ф), бейнитное (Б) и мартенситное (М) превращение. Легирование твердого раствора молибденом (0,8 %) и никелем (2,0 %) вызывает повышенную устойчивость аустенита, в результате чего температура начала ферритного превращения (при скоростях охлаждения 3...5 °C/c в этой стали достигает крайне низких величин (Φ_n около 610...550 °C).

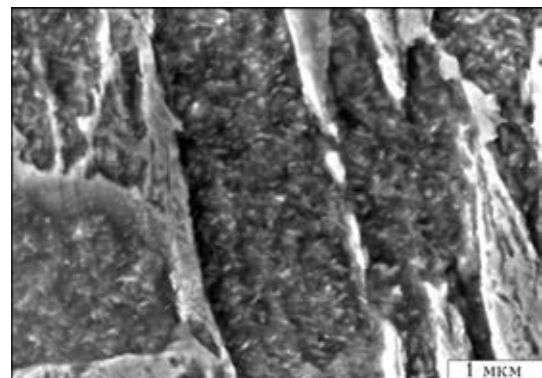


Рис. 2. Микроструктура бейнитных зерен

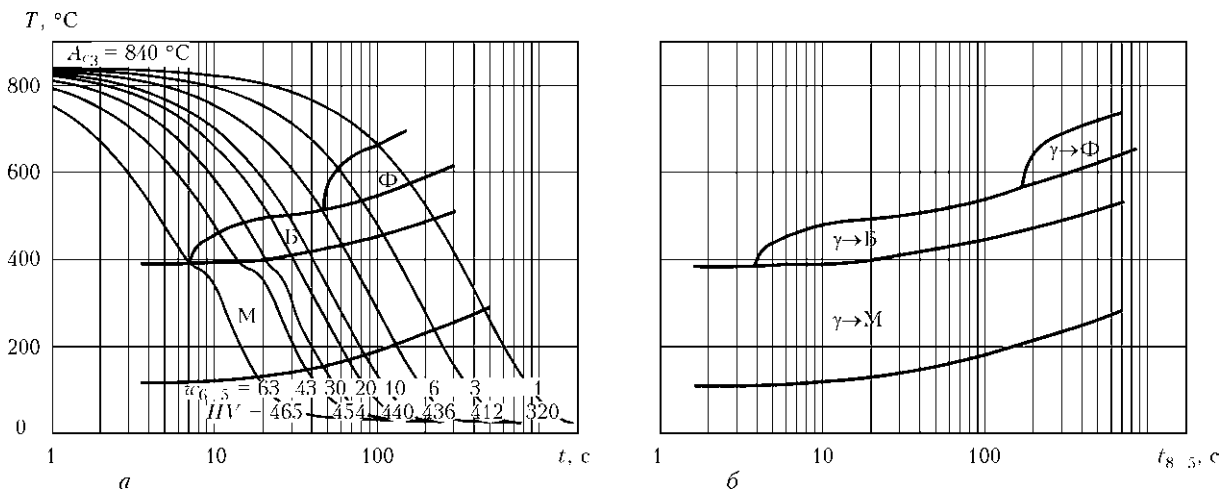


Рис. 3. Термокинетические диаграммы распада аустенита стали WELDOX 1300: а — традиционная; б — в координатах температура — время $t_{8/5}$ охлаждения

С увеличением скорости охлаждения количество феррита постепенно снижается и при 6 °C/c он полностью исчезает, структура состоит из бейнита и мартенсита.

Дальнейшее увеличение скорости охлаждения до 63 °C/c способствует интенсивному мартенситному превращению за счет подавления бейнитного.

Во всем рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения ($w_{6/5} = 1,3...63,0$ °C/c) температура начала M_n и конца M_k превращения аустенита постепенно снижается, причем температура M_n снижается в меньшей степени (с 520 до 390 °C), чем температура M_k (с 290 до 110 °C) (рис. 3, б). Твердость образцов повышается с HV 320 до HV 465.

При более высоких скоростях охлаждения ($w_{6/5} > 63$ °C/c) образуется чисто мартенситная структура, а температура начала и конца структурных превращений и твердость остаются практически одинаковыми. С повышением скорости охлаждения стали WELDOX 1300 начало и окончание бейнитно-мартенситных превращений изменяется соответственно в диапазоне температур 610...290 и 490...130 °C и приводит к увеличению в нем доли мартенсита с 35...40 до 90...95 %. Для данной стали характерно полное завершение процессов превращения аустенита — остаточный аустенит не образуется.

Повышенное содержание легирующих элементов в стали WELDOX 1300 приводит к заметному возрастанию температуры начала мартенситного превращения 520...390 °C (рис. 3, б). Сопоставление расчетного значения ($M_n = 480$ °C) тем-

пературы начала мартенситного превращения с экспериментальными данными показало их достаточно хорошее соответствие в области низких скоростей охлаждения:

$$M_n(°C) = 650 - 361C - 39Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 5Mo - 5W + 16Co + 30Al. \quad (1)$$

Таким образом, для получения равнопрочного соединения основного металла и металла ЗТВ необходимо, чтобы скорость охлаждения $w_{6/5}$ превышала 6 °C/c. Данная скорость охлаждения находится в хорошем соответствии со скоростью охлаждения, рекомендуемой для сварки высокопрочной стали с пределом текучести более 700 МПа, которая, по мнению авторов [6], должна составлять $10 \leq w_{6/5} \leq 20$ °C/c.

Определив оптимальную скорость охлаждения сварного соединения стали WELDOX 1300, были подобраны соответствующий вид и режимы сварки. Механизированную дуговую сварку проводили в среде аргона с добавлением углекислого газа CO₂ (в отношении 82/18, соответственно) с применением порошковой проволоки мартенситного типа MEGAFIL-1100R на режиме: $I_{св} = 250$ А, $U_{св} = 30$ В, $v_{св} = 14$ м/ч.

Химический состав металла шва и сварочной порошковой проволоки приведен в табл. 4.

Для того, чтобы избежать возможности образования холодных трещин при сварке стали WELDOX 1300, использовали предварительный подогрев свариваемых пластин. Температура предварительного подогрева [7], которую рассчитывали по уравнению (2), составляла 120 °C:

Таблица 4. Химический состав металла шва стали WELDOX 1300 и сварочной проволоки, мас. % (содержание ниобия и ванадия составляло примерно 0,02 %, азота — 0,006 %)

Объект исследования	C	Si	Mn	Cr	Ti	Ni	Mo	S	P
Порошковая проволока MEGAFIL-1100M	0,07	0,50	1,50	0,80	—	2,7	0,80	0,015	0,015
Шов WELDOX 1300	0,241	0,204	0,92	0,48	0,01	1,27	0,35	0,005	0,01

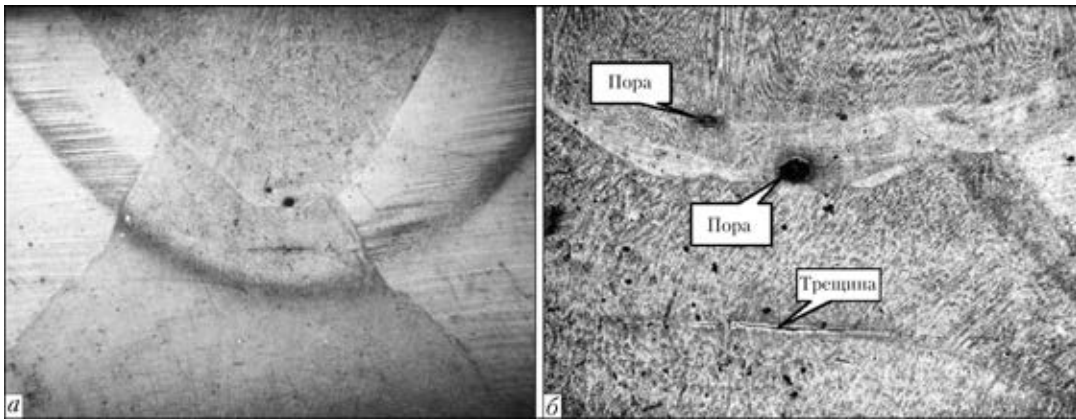


Рис. 4. Макроструктура сварного шва стали WELDOX 1300: *a* — общий вид ($\times 10$); *б* — холодные трещины и поры в участке металла ЗТВ ($\times 50$)

$$T = 350\sqrt{[CE_{\text{общ}}] - 0,25}, \text{ } ^\circ\text{C} \quad (2)$$

$$CE_c = \%C + \%Mn/6 + (\%Ni + \%Cu)/15 + (\%Cr + \%Mo + \%V)/5, \quad (3)$$

где $CE_{\text{общ}}$ — общий углеродный эквивалент, который определяется выражением $CE_{\text{общ}} = CE_c + CE_s$; CE_c — эквивалент углерода, зависящий от химического состава металла, рассчитанный по формуле (2); CE_s — эквивалент углерода, зависящий от толщины металла, который рассчитывается по формуле $CE_s = 0,005\delta CE_c$, где δ — толщина металла свариваемой детали, мм.

Макроструктура сварного соединения стали WELDOX 1300 приведена на рис. 4, *a*. Исследования показали, что при температуре предварительного подогрева 120°C в зоне повторного нагрева нижнего шва образуются отдельные микротрещины ограниченной (до 100 мкм) длины (рис. 4, *б*). По нашему мнению, это обстоятельство объясняет снижение пластичности металла шва, наблюдаемое в соединениях стали WELDOX 1300 при сварке с подогревом 120°C . Это приводит к пониженным значениям предела текучести (801 МПа), прочности (953 МПа) и пластичности (3,7 % и 9,8 % соответственно относительного удлинения и сужения) металла шва стали WELDOX 1300 (табл. 3).

Повышение температуры предварительного подогрева до 150°C приводит к полному отсутствию образования трещин и дефектов в сварном соединении стали WELDOX 1300 и соответственно, к повышению предела прочности (до 1050 МПа) и пластичности (13,3 и 43,7 % соответственно относительного удлинения и сужения) металла шва стали WELDOX 1300. Сравнительно низкие значения механических свойств сварных швов стали WELDOX 1300 по сравнению со свойствами основного металла связаны с отсутствием в мировой практике сварочных проволок достаточной прочности, способствующих обеспечению равнопрочности и хладостойкости сварных соединений стали WELDOX 1300.

Образование холодных трещин в зоне пересечения двух швов (рис. 4, *a*), по-видимому, связано с процессами растворения карбидных фаз при повторном нагреве, при котором карбидообразующие элементы (ванадий, молибден, ниобий), но прежде всего углерод, переходят в твердый раствор, значительно охрупчивая матрицу в этом участке. При охлаждении повышение параметров решетки мартенсита приводит к возрастанию локальных внутренних напряжений и их взаимодействие с остаточными сварочными напряжениями приводит к образованию микротрещин. Об этом свидетельствуют результаты исследований, выполненных с использованием расчетных методов путем моделирования процессов растворения карбидных фаз в процессе сварки стали WELDOX 1300 в металле шва и ЗТВ. Для этого использовалась компьютерная программа, моделирующая фазовые превращения в металлических системах при нагреве и охлаждении.

Расчетные результаты по кинетике изменения объемной доли и размерам карбидных и нитридных фаз в участках металла ЗТВ стали WELDOX 1300, нагретых до температур 1400 и 1200°C и последующем охлаждении со скоростью $10^\circ\text{C}/\text{с}$, представлены на рис. 5.

Анализ полученных результатов показывает, что в зависимости от используемого ТЦС в характерных участках металла ЗТВ могут проходить процессы растворения карбидных и нитридных фаз, упрочняющих сталь WELDOX 1300 в состоянии поставки.

При максимальной температуре нагрева участка металла ЗТВ (участок крупного зерна) происходит полное растворение карбидов упрочняющих фаз — TiC , NbC , Fe_3C и нитрида AlN (рис. 5, *a, б*). В участке мелкого зерна, в котором температура нагрева не превышает 1200°C , нитриды и карбиды титана TiC и TiN не растворяются в течение всего цикла сварки (рис. 5, *в, г*).

Хорошо известно [8], что нитриды титана TiN почти не растворимы в аустените. Полученные нами результаты компьютерного моделирования

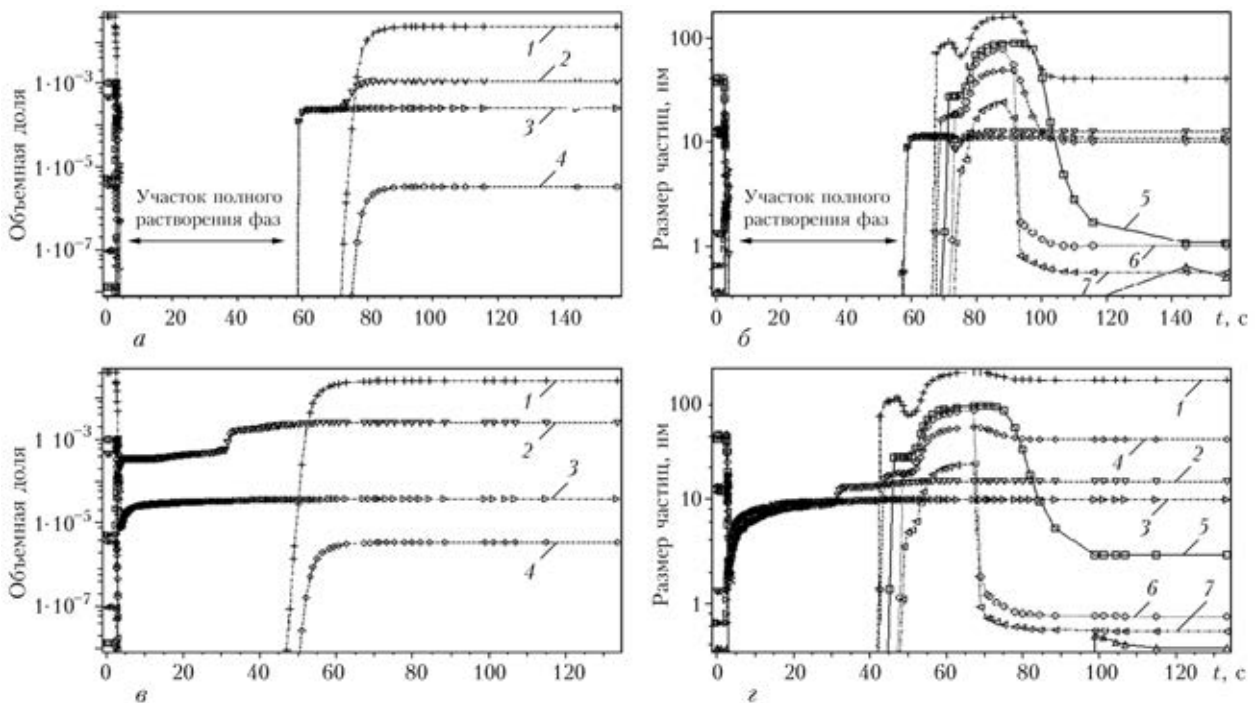


Рис. 5. Расчетная кинетика изменения во времени объемной доли (а, в) и размеров (б, з) карбидных и нитридных фаз в участках ЗТВ стали WELDOX 1300, нагретых до температур 1400 (а, б) и 1200 °С (в, з) и последующем охлаждении $w_{6/5} = 10 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ (1 — NbC; 2 — TiN; 3 — TiC; 4 — Fe₃C; 5 — Me₂₃C₆; 6 — Me₇C₃; 7 — Me₆C₃)

находятся в хорошем соответствии с экспериментальными результатами, приведенными в работе [9], в которой температуры растворения частиц в аустените составляют AlN (1350 °C), NbC (1150 °C) и TiC (1250 °C).

Исследование микроструктуры сварного соединения стали WELDOX 1300 проводили в центральной части внешнего шва и его ЗТВ. Литая структура исследуемого шва состоит из столбчатых кристаллитов различной ширины. В центральной части шва ширина кристаллитов изменяется от 20 до 70 мкм, в корне шва кристаллиты значительно уже — их ширина составляет 10...15 мкм.

Характер распределения твердости по Виккерсу (HV1) по сечению сварного соединения стали WELDOX 1300 представлен на рис. 6.

Микроструктура верхнего шва (рис. 7, а) представляет собой дисперсные переплетенные ферритные иглы или пластины, ориентированные между собой под углами 60 и 90°, по границам которых располагаются мелкодисперсные карбидные выделения. По внешнему виду такая структура подобна структуре игольчатого феррита, образующегося в металле швов при сварке высокопрочных низколегированных сталей.

Известно, что игольчатый феррит образуется в результате превращения внутренних областей зерен аустенита в температурном интервале, несущественно превышающем интервал бейнитного превращения. Игольчатый феррит характеризуется достаточно четкими признаками — это мелкие вытянутые зерна (1...3 мкм) не совсем правильной формы с соотношениями длины к ширине от 2:1 до 4:1. В микроструктуре верхнего шва

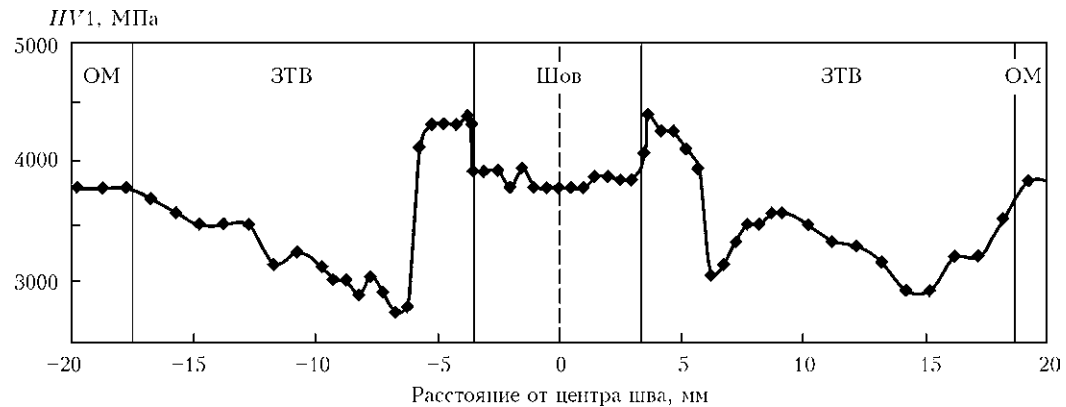


Рис. 6. Распределение твердости (HV1) по сечению сварного соединения стали WELDOX 1300

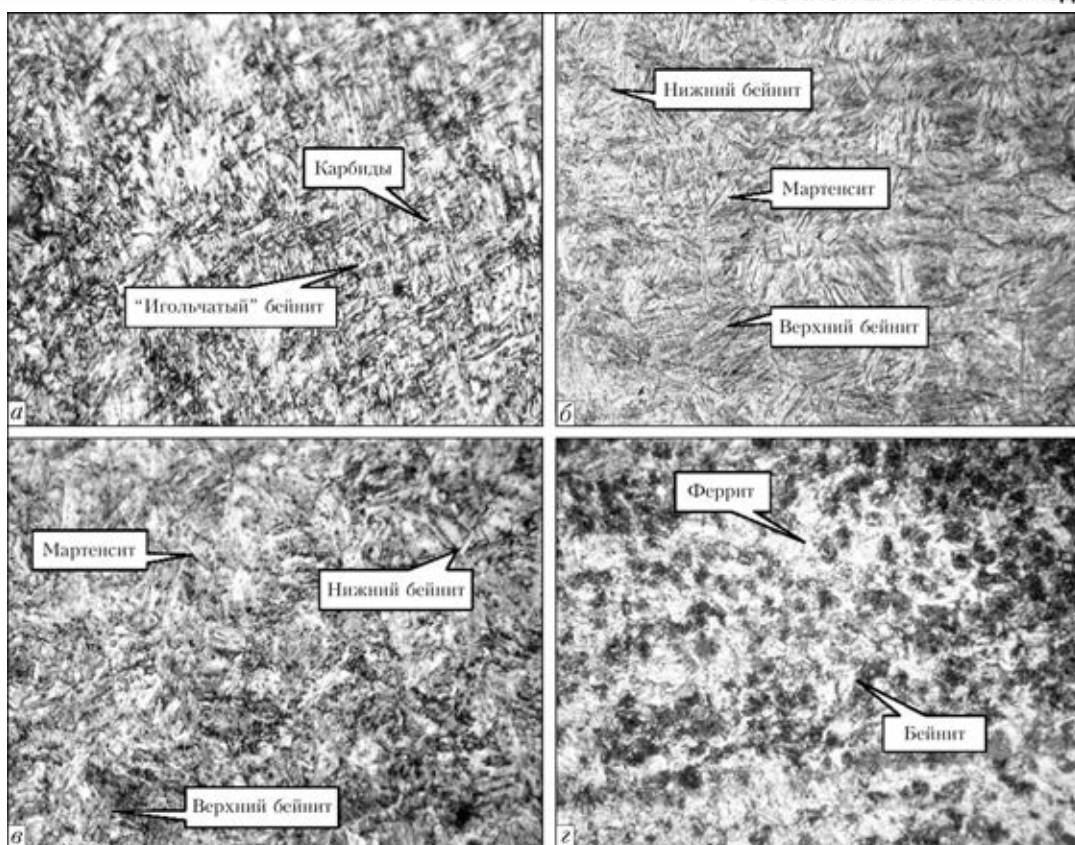


Рис. 7. Микроструктура ($\times 1000$) металла шва и ЗТВ стали WELDOX 1300, выполненной с применением проволоки MEGAFIL-1100R: *a* — сварной шов; *б* — участок крупного зерна; *в* — мелкого зерна; *г* — неполной перекристаллизации

иглы гораздо длиннее — соотношение длины к ширине 10:1 и более. Кроме того, твердость по Виккерсу такой структуры составляет $HV1$ — 3780...3950 МПа, тогда как твердость «обычного» игольчатого феррита в металле швов низколегированных сталей составляет $HV1$ — 2400...2500 МПа.

В связи с этим, структуру верхнего шва можно характеризовать как «игольчатый бейнит», с присутствием игольчатому ферриту характером расположения игл в виде «корзиночного плетения» [10].

Микроструктура участка крупного зерна металла ЗТВ (рис. 7, *б*) состоит из структур верхнего, нижнего бейнита и мартенсита. В этом участке сварного соединения наблюдается повышение твердости до $HV1$ — 4320...4400 МПа. Участок мелкого зерна также представляет собой бейнитно-мартенситную структуру (рис. 7, *в*). Твердость этого участка несколько ниже твердости участка крупного зерна и составляет $HV1$ — 3950...4130 МПа. Понижение твердости в участке неполной перекристаллизации до $HV1$ — 2740 МПа связано с тем, что в структуре этой зоны формируется более мягкая структурная составляющая — феррит (рис. 7, *г*). По-видимому, скорость охлаждения металла на участке неполной перекристаллизации не превышала $6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 3, *а*), что и привело к формированию большого количества (более 50 %) ферритных зерен.

Пониженная прочность сварных соединений стали WELDOX 1300, выполненных порошковой проволокой MEGAFIL-1100R в среде защитных газов $\text{Ar} + \text{CO}_2$, обусловлено действием ряда факторов: образованием в участке неполной перекристаллизации зерен с ферритной структурой пониженной твердости ($HV1$ — 2740...3000 МПа); растворением дисперсных фаз (Fe_3C , NbC , TiC), которое нивелирует эффект карбидного и карбонитридного (дисперсионного) упрочнения; растворение и переход карбидообразующих элементов и углерода в твердый раствор, что повышает риск образования холодных трещин.

Выводы

1. Изучение микроструктуры высокопрочной стали WELDOX 1300 в состоянии поставки показало, что исходная микроструктура стали состоит из бейнитно-мартенситной смеси (около 60 % бейнита и 40 % мартенсита). Бейнитные иглы содержат большое количество мелкодисперсных (50...100 нм) разнонаправленных игольчатых выделений карбидов ниобия NbC , титана TiC и железа Fe_3C (цементита).

2. Построена диаграмма превращения аустенита новой конструкционной стали WELDOX 1300 и установлено, что при скоростях охлаждения до $6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ превращение аустенита частично происходит в диффузионной области с образо-



ванием ферритных зерен, тогда как при превышении этой скорости охлаждения превращение происходит в области промежуточных и закалочных структур.

3. Температура начала M_n и конца M_k превращения аустенита постепенно снижается, причем температура M_n снижается в меньшей степени (с 520 до 390 °С), чем температура M_k (с 290 до 110 °С). С повышением скорости охлаждения стали WELDOX 1300 начало и окончание бейнитно-мартенситных превращений изменяется соответственно в диапазоне температур 610...290 и 490...130 °С и приводит к увеличению в ней доли мартенсита с 35...40 до 90...95 %.

4. Установлено, что причина низких механических свойств сварных соединений стали WELDOX 1300 связана с образованием холодных трещин в области повторного нагрева нижнего шва в результате растворения карбидных и нитридных фаз (Fe_3C , TbN , TiC). Температура предварительного нагрева 120 °С является недостаточной для предотвращения образования холодных трещин. При температуре предварительного нагрева 150 °С микротрещины и дефекты в металле шва стали WELDOX 1300 не образуются.

1. *Ozgowicz W., Kurc A., Nawrat G.* Identification of precipitations in anodically dissolved high-strength microalloyed Weldox steels // Archives of Materials Sci. and Eng. — 2008. — Vol. 31. — P. 95–100.
2. *Welding Hardox® and Weldox®* // <http://www.ssab.com>
3. *Ozgowicz W., Kalinowska-Ozgowicz E.* Investigations on the impact strength of constructional high-strength Weldox steel at lowered temperature. — 2008. — Vol. 32. — P. 89–94.
4. *Справочник сварщика* / Под ред. В. В. Степанова. — Изд. 3-е. — М.: Машиностроение, 1974. — 520 с.
5. *Steven W., Mayer G.* Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt. 1 // J. of the Iron and Steel Institute. — 1953. — Vol. 174. — P. 33–45.
6. *Структурные превращения при сварке стали 17Х2М и свойства сварных соединений* / С. Л. Жданов, Л. И. Миходуй, П. А. Стрижак, Ю. М. Лебедев // Автомат. сварка. — 1994. — № 9-10. — С. 10–13.
7. *Сеферян Д.* Металлургия сварки. — М.: Metallurgizdat, 1963. — 338 с.
8. *Горбачев И. И., Попов В. В.* Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. III. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe–Ti–C, Fe–Ti–N и Fe–Ti–C–N // Физика металлов и металлосодение. — 2009. — 108, № 5. — С. 513–524.
9. *Hrivnak I.* The study of the system Fe–V–C–N with a view to the precipitation hardening process // Czech. J. Physics. — 1969. — Vol. 19. — P. 287.
10. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 205 с.

Поступила в редакцию 25.12.2012



X Международный конкурс сварщиков «Золотой кубок Бенардоса»

12-16 августа 2013

Южный, Одесская обл. (Украина)

На конкурс приглашаются сварщики из Украины и других стран, имеющие опыт работы.

Конкурс будет проходить в следующих номинациях:

- ручная дуговая сварка покрытым электродом
- дуговая сварка металлическим плавящимся электродом в активных газах
- дуговая сварка вольфрамовым электродом в инертных газах
- газовая сварка

Победители и призеры конкурса в личном и командном зачетах награждаются:

памятными кубками Бенардоса
дипломами Общества сварщиков Украины
ценными подарками и денежными премиями
международными сертификатами сварщика

Организаторы конкурса:

Общество сварщиков Украины
Одесское областное Общество сварщиков Украины
Одесский припортовый завод

Полная информация о конкурсе представлена на сайтах: www.tzu.key.ua и www.tzu.od.ua