

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ ПРИ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, С. Л. ЖДАНОВ,
В. Д. ШЕЛЯГИН, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлены результаты экспериментальных исследований особенностей формирования структуры и фазового состава сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ в условиях различных скоростей ($v_{св} = 72; 90; 110$ м/ч) гибридной лазерно-дуговой сварки. На основе информации, полученной на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного), выполнены аналитические оценки влияния структурных параметров на механические свойства σ_T и вязкость разрушения K_{Ic} сварных соединений в зависимости от режимов лазерно-дуговой сварки. Для оценки комплекса эксплуатационных характеристик сварных соединений были проведены исследования влияния структурных факторов на характер трещинообразования в условиях различных испытаний при внешнем нагружении изгибом на динамическую прочность, а также при циклическом нагружении. Показана роль структурных факторов в изменении уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ — источников зарождения и распространения трещин в металле сварных соединений. Установлены оптимальные технологические режимы гибридной лазерно-дуговой сварки, обеспечивающие, с точки зрения структуры и фазового состава, высокие показатели механических свойств и трещиностойкость металла в эксплуатационных условиях внешнего нагружения. Библиогр. 17, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, гибридная лазерно-дуговая сварка, сварные соединения, структура, фазовый состав, механические свойства, вязкость разрушения, внешнее нагружение, трещиностойкость

В настоящее время для ответственных машин и механизмов, работающих в сложных условиях, используются, как правило, высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа, что в сочетании с наиболее оптимальными технологическими параметрами сварки таких материалов должно обеспечивать необходимый комплекс эксплуатационных характеристик сварных соединений, прежде всего — их прочность, пластичность и трещиностойкость [1, 2]. При используемых классических технологиях механизированной дуговой сварки плавящимся электродом таких сталей диапазон скоростей сварки $v_{св}$ составляет 18...50 м/ч при скоростях охлаждения $w_{6/5} \approx 10...38$ °C/с. Однако в настоящее время все большее применение находят современные технологии лазерной, в том числе и гибридной лазерно-дуговой сварки [3–5], позволяющие получать качественные сварные соединения с использованием более высоких скоростей сварки ($v_{св} =$ до 110 м/ч) и скоростей охлаждения ($W_{6/5} \approx 30...100$ °C/с), что в значительной степени не только повышает производительность процесса (в несколько раз по сравнению с дуговой сваркой), но и обеспечивает повышение показателей прочности на 8...15 % и пластичности в 1,5...2 раза сварных соединений. При этом следует отметить заметное изменение геометрических параметров зоны сварки: в 3...5 раз уменьшается ширина швов и зоны термического влияния (ЗТВ)

сварных соединений такого типа. Учитывая существенные изменения технологических режимов и, соответственно, геометрических размеров зоны сварки, следует ожидать заметных изменений и в структурах, формирующихся в сварных соединениях нового типа, которые, как известно, во многом определяют их свойства [6–9].

С целью оптимизации параметров сварочного процесса большинство технологических экспериментов при гибридной сварке посвящено изучению взаимодействия между дугой и лазерным излучением, процессам стабилизации дуги и ее пространственной привязки лазерным излучением, определению влияния защитного газа, мощности дуги, скорости сварки и сварочного тока на глубину проплавления [9–13]. Изучение особенностей лазерного и гибридного процесса, их влияния на формирование сварных швов, возможных преимуществ и устранения недостатков лазерной и дуговой составляющих, а также влияния параметров режимов процесса на формирование структуры в зоне сварки является в настоящее время основной задачей технологов и исследователей [14–17].

Цель настоящей работы — детальные исследования на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) особенностей фазовых и структурных изменений в металле сварных соединений, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой, в зависимости от параметров тех-

нологического процесса. Кроме того актуальной задачей представляется оценка роли конкретных структурно-фазовых составляющих, формирующихся при различных режимах рассматриваемого типа сварки в оптимизации наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, а именно — показателей прочности σ_T , пластичности K_{1c} и трещиностойкости.

Материалы и методики исследований. Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % С; 1,19 % Cr; 0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22 % Mo; 0,08 % V; 0,33 % Si; не более 0,018 % P и 0,005 % S) толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ ($\leq 0,1$ % С; 0,7 % Cr; 0,4 % Mn; 0,22 % Mo; 0,15 % V; 0,24 % Si; не более 0,007 % S) на следующих режимах лазерно-дуговой сварки: 1-й режим — $v_{св} = 72$ м/ч, $I \sim 125$ А, $U_{д} \sim 23$ В; 2-й режим — $v_{св} = 90$ м/ч, $I \sim 150$ А, $U_{д} \sim 25$ В; 3-й режим — $v_{св} = 110$ м/ч, $I \sim 200$ А, $U_{д} \sim 26$ В. Указанные режимы обеспечивают охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С со скоростью $w_{6/5} \approx 58...62$ °С/с. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:YAG-лазер DY 044 (Rofin Synerg, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar+CO₂ с расходом 15...20 л/мин).

Структурно-фазовые характеристики — размеры зеренной, субзеренной структуры, распределение фазовых выделений, особенности зон хрупкого и вязкого разрушения, характер распределения плотности дислокаций в металле шва и различных участках ЗТВ сварных соединений изучали на всех структурных уровнях с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы PHILIPS) и просвечи-

вающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирмы JEOL). Твердость исследуемого металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 0,1 кг. Комплексные исследования дали возможность оценить дифференцированный вклад отдельных структурно-фазовых составляющих и структурных параметров в изменение интегральных значений прочности σ_T и вязкости разрушения K_{1c} , а также локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$ — зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых режимах гибридной сварки.

По результатам механических испытаний (табл. 1) установлено, что наиболее высокими показателями предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_B характеризуются швы, выполненные при $v_{св} = 90$ м/ч.

Однако в этом случае заметно (в 1,6 раза) снижается показатель пластичности ψ по сравнению с $v_{св} = 72$ и 110 м/ч. Испытаниями на ударный изгиб при температурах $T_{исп}$ от +20 до -40 °С было показано некоторое увеличение ударной вязкости в металле швов до $KCV = 75,7$ Дж/см² (при $v_{св} = 72$ м/ч) и $KCV^{-40} = 52,1$ Дж/см² ($v_{св} = 90$ м/ч). Однако в последнем случае заметно (в 1,4 раза) снижается KCV^{-40} (по сравнению с $v_{св} = 72$ и 110 м/ч) для металла ЗТВ этих соединений.

Результаты эксперимента. Исследованы изменения различных фазовых составляющих (бейнита верхнего и нижнего — B_B, B_H , мартенсита — М), их объемной доли ($V_{д}, \%$), микротвердости HV , а также различных структурных параметров (величины зеренной, субзеренной структуры — D_3, d_c), характера распределения и плотности дислокаций ρ , а также особенностей зоны разрушения сварных соединений (вязкое, хрупкое и др.) в зависимости от используемых скоростей лазерно-дуговой сварки ($v_{св} = 72; 90; 110$ м/ч). Исследо-

Таблица 1. Механические свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой

$v_{св},$ м/ч	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	$KCV, \text{ Дж/см}^2 \text{ при } t, \text{ }^\circ\text{C}$		
					шов		ЗТВ
					+20	-40	-40
72	851,8	1068,3	12,7	59,6	61,4	35,7	93,5
	963,6	1189,8	9,3	63,7	90,0	40,9	79,9
	907,7	1129,0	11,0	61,6	75,7	38,3	80,9
90	1138,1	1326,6	10,0	40,8	64,5	59,1	50,4
	1156,3	1319,7		35,6	58,6	45,2	61,7
	1147,2	1323,1		38,2	61,5	52,1	65,7
110	991,5	1078,1	9,7	59,6	58,7	41,9	90,1
	982,1	1088,9	14,0		81,2	29,7	66,5
	986,8	1083,5	11,8		70,0	35,8	96,7
							84,4

Примечание. Под чертой приведены средние значения.

вания выполняли во всех наиболее значимых зонах сварных соединений — металле шва и ЗТВ.

Так, при структуре основного свариваемого металла (сталь 14ХГН2МДАФБ), состоящей из бейнито-ферритных (Б-Ф) зерен с $D_3 = 15...25$ мкм и микротвердостью HV (Б-Ф) — 2700...2850 МПа, в случае использования минимальной скорости сварки — $v_{св} = 72$ м/ч для различных зон сварного соединения характерно следующее. Структура металла шва (при Св-10ХН2ГСМФТЮ) и ЗТВ бейнитно-мартенситная (Б-М) с преимущественным ($V_d \sim 60...80\%$) (рис. 1, а) формированием структур бейнита нижнего B_n с $D_3 = 30...120 \times 170...350$ мкм (в металле шва) при $HV = 3660...4010$ МПа (рис. 2, а, 3, а). При переходе к ЗТВ в участке перегрева (I ЗТВ) микротвердость HV составляет $\sim 3830...3900$ МПа, а D_3 для этой зоны сварки уменьшается до значений $\sim 30...60$ мкм (рис. 2, з, 3, а). В участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура измельчается еще в большей степени (в 2...4 раза) при снижении микротвердости до $HV = 3510...3660$ МПа. При переходе к основному металлу (участок неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной структуры при $HV = 3360...3510$ МПа и $D_3 = 5...15$ мкм.

Таким образом, при $v_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ сварных соединений формируется структура преимущественно B_n , при переходе от шва к ЗТВ зернистая структура измельчается в 2...4 раза при равномерном снижении на 12 % микротвердости.

В условиях увеличения скорости сварки до $v_{св} = 90$ м/ч для металла швов сварных соединений характерно формирование преимущественно ($V_d \sim 50...70\%$, рис. 1, б) мартенситной структуры (мартенсит отпуска, $M_{отп}$), с размером зерна $D_3 \sim 30...80 \times 150...300$ мкм при $HV = 4050...4420$ МПа (рис. 2, б, 3, б). При переходе к участку перегрева в ЗТВ величина зерна несколько умень-

шается (до $D_3 \sim 25...50$ мкм) с незначительным снижением микротвердости до $HV = 3830...4050$ МПа (рис. 2, д, 3, б). По мере перехода к основному металлу в участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура еще более измельчается (в 2 раза до $D_3 = 10...20$ мкм) при снижении микротвердости HV до $\sim 3660...3830$ МПа. Для следующего участка металла ЗТВ (участка неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной (Ф-Б) структуры ($D_3 = 10...20$ мкм) при $HV = 3220...3700$ МПа.

В результате, при увеличении скорости сварки $v_{св}$ от 72 до 90 м/ч изменяется фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно-мартенситного (Б-М) до мартенситного (М) типа, а также соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается в 2...3 раза объемная доля B_n при повышении (в 3 раза) доли $M_{отп}$, что в итоге обеспечивает максимальные показатели прочности, однако приводит к существенному снижению в 1,6 раза (табл. 1) пластичности ψ в шве.

При максимальной скорости гибридной лазерно-дуговой сварки ($v_{св} = 110$ м/ч) фазовый состав металла шва и ЗТВ представлен бейнитно-мартенситной (Б-М) структурой с преимущественным ($V_d \sim 60...70\%$, рис. 1, в) формированием структур бейнита верхнего B_v с величиной зерна $D_3 = 20...80 \times 150...250$ мкм и микротвердостью $HV \sim 3360...4010$ МПа (рис. 2, в, 3, в). Однако при переходе к ЗТВ в участке перегрева такого типа соединений величина зерна уменьшается в 2 раза до $D_3 = 20...40$ мкм (рис. 2, е, 3, в). А для металла участка неполной перекристаллизации характерно формирование Ф-Б структуры, $HV = 3360...3510$ МПа, $D_3 = 5...20$ мкм.

Таким образом, в случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч несмотря на тот факт, что фазовый состав металла швов и участка перегрева ЗТВ аналогичный, как и при режимах $v_{св} = 72$ м/ч,

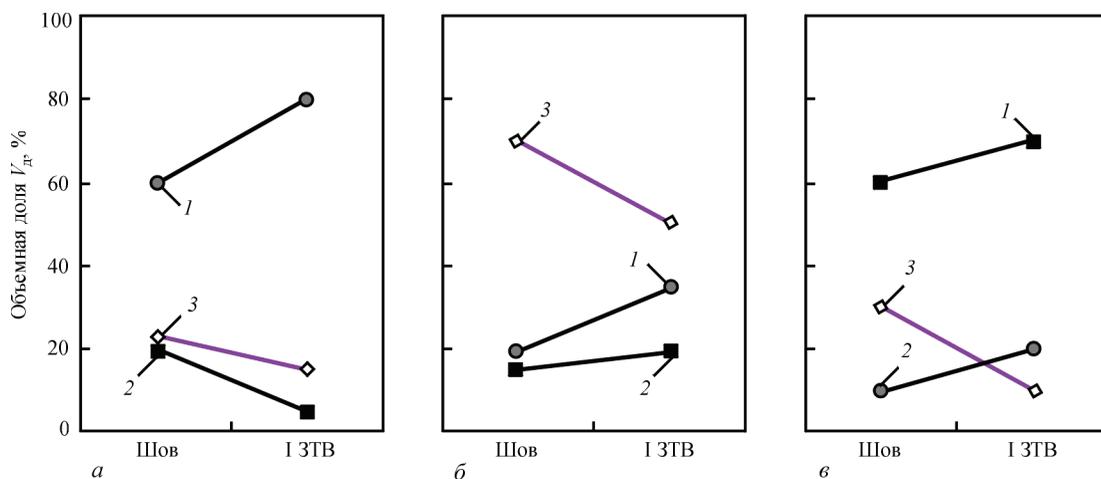


Рис. 1. Изменение объемной доли структурных составляющих (1 — B_n ; 2 — B_v ; 3 — М) в металле шва и I зоны ЗТВ сварных соединений стали при скоростях сварки $v_{св}$: а — 72; б — 90; в — 110 м/ч

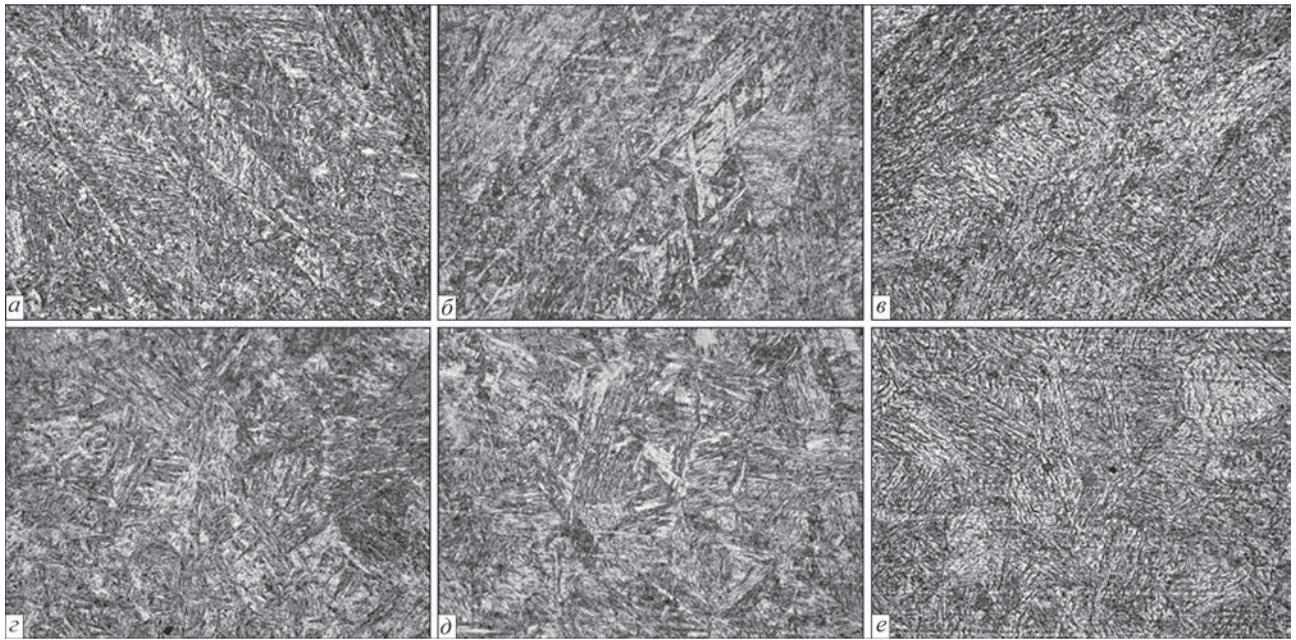


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) металла швов (а-в) и участка перегрева ЗТВ (г-е) при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки: а, г — $v_{св} = 72$; б, д — $v_{св} = 90$; в, е — $v_{св} = 110$ м/ч

т.е. бейнитно-мартенситный, однако при максимальной $v_{св}$ заметно уменьшается объемная доля B_n до 10...20 % и преимущественно формируются структуры B_B (60...70 %). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Динамическое нагружение. Исследованиями структурных изменений и их влияния на динамическую прочность металла сварных соединений в зависимости от скоростей сварки показано следующее (табл. 2, рис. 4). Результаты фрактрографических исследований изломов методом сканирующей электронной микроскопии позволили провести сопоставление характера разрушения

металла швов сварных соединений в зависимости от температуры испытаний ($T_{исп}$ от +20 до -40 °С, табл. 1) в различных зонах разрушения (I — в зонах очагов разрушения у надреза; II — в зонах распространения магистральной трещины). Так, при всех скоростях сварки $v_{св} = 72...110$ м/ч при $T_{исп} = +20$ °С для металла швов характерен преимущественно вязкий тип разрушения. Однако по мере повышения скорости сварки ($v_{св} = 90$ м/ч) в зоне I несколько возрастает количество (до ~2 %) участков хрупкого внутризеренного скола. В случае более высоких скоростей сварки ($v_{св} = 110$ м/ч) доля хрупкого разрушения возрастает до ~30 % (табл. 2).

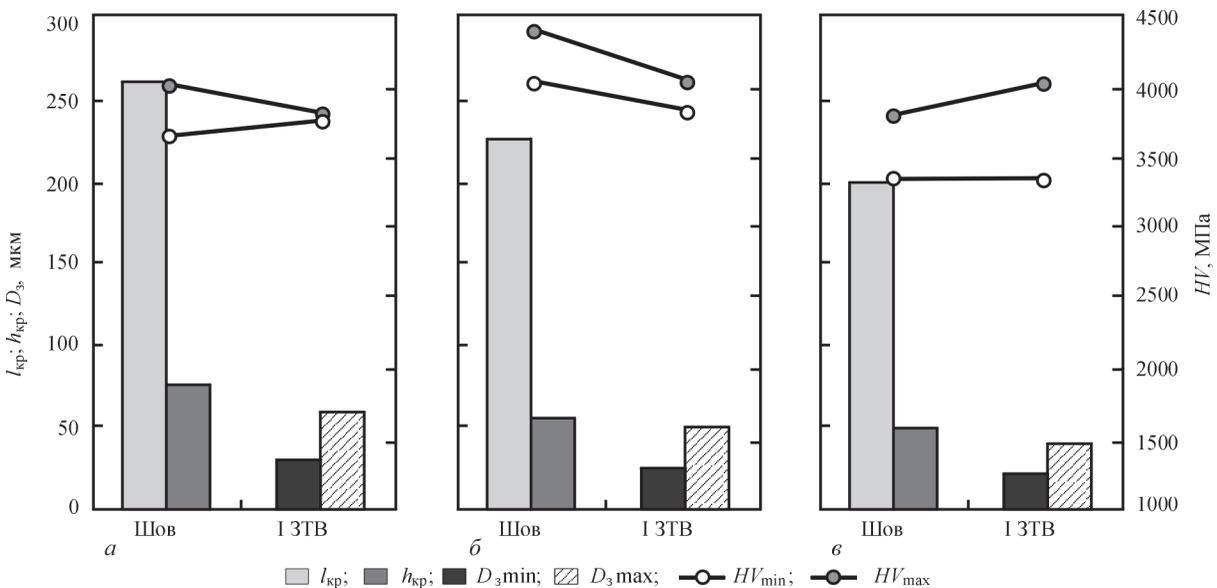


Рис. 3. Изменение структурных параметров: средних размеров кристаллитов $h_{кр}$, $l_{кр}$; величины зерна D_3 ; микротвердости HV в металле швов и ЗТВ сварных соединений при скоростях сварки: а — 72; б — 90; в — 110 м/ч

Гибридные технологии сварки

Т а б л и ц а 2. Изменение объемной доли (V_d) характера разрушения, размера фасеток ($d_{\text{фас}}$) хрупкого внутризеренного скола, ямок ($d_{\text{я}}$) вязкого разрушения по зонам изломов в металле швов сварных соединений при $v_{\text{св}} = 72, 90, 110$ м/ч

Характер разрушения	$v_{\text{св}} \sim 72$ м/ч						
	$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	+20 (Шов)		-40 (Шов)		-40 (ЗТВ)	
	Зона	I	II	I	II	I	II
Хрупкое внутризеренное	$V_d, \%$	-	-	50...60	80...90	-	5
	$d_{\text{фас}}, \text{мкм}$	-	-	10...50	7...50	-	7...10
Вязкое	$V_d, \%$	100	100	40...50	10...20	100	95
	$d_{\text{я}}, \text{мкм}$	1...3	1...5	1...3	1...3	1...5	1...10
	$v_{\text{св}} \sim 90$ м/ч						
	Зона	I	II	I	II	I	II
Хрупкое внутризеренное	$V_d, \%$	1...2	-	40...50	70...80	-	20
	$d_{\text{фас}}, \text{мкм}$	5...7	-	20...50	10...50	-	7...14
Вязкое	$V_d, \%$	98	100	50...60	20...30	100	80
	$d_{\text{я}}, \text{мкм}$	1...3	1...3	1...3	1...3	1...6	1...50
	$v_{\text{св}} \sim 110$ м/ч						
	Зона	I	II	I	II	I	II
Хрупкое внутризеренное	$V_d, \%$	20...30	10	70...80	95	-	35
	$d_{\text{фас}}, \text{мкм}$	15...50	30...50	20...60	20...60	-	10...20
Вязкое	$V_d, \%$	70...80	90	30...40	1...5	100	65
	$d_{\text{я}}, \text{мкм}$	1...4	1...4	1...3	1...3	1...10	1...7

В случае же снижения температуры испытаний ($T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$) для металла швов сварных соединений при сварке со скоростью $v_{\text{св}} = 72$ и 90 м/ч характерен смешанный тип разрушения — хрупкий в сочетании с вязким ямочным рельефом в зоне I до $\sim 40...55\%$; в зоне II до $\sim 70...80\%$ хруп-

кого скола (рис. 4, а, б). А в условиях скорости сварки $v_{\text{св}} = 110$ м/ч ($T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$) наблюдается увеличение (в 1,3 раза) объемной доли хрупкого разрушения (до $\sim 75...95\%$, рис. 4, в), укрупнение фасеток скола и увеличение протяженности формирующихся трещин.

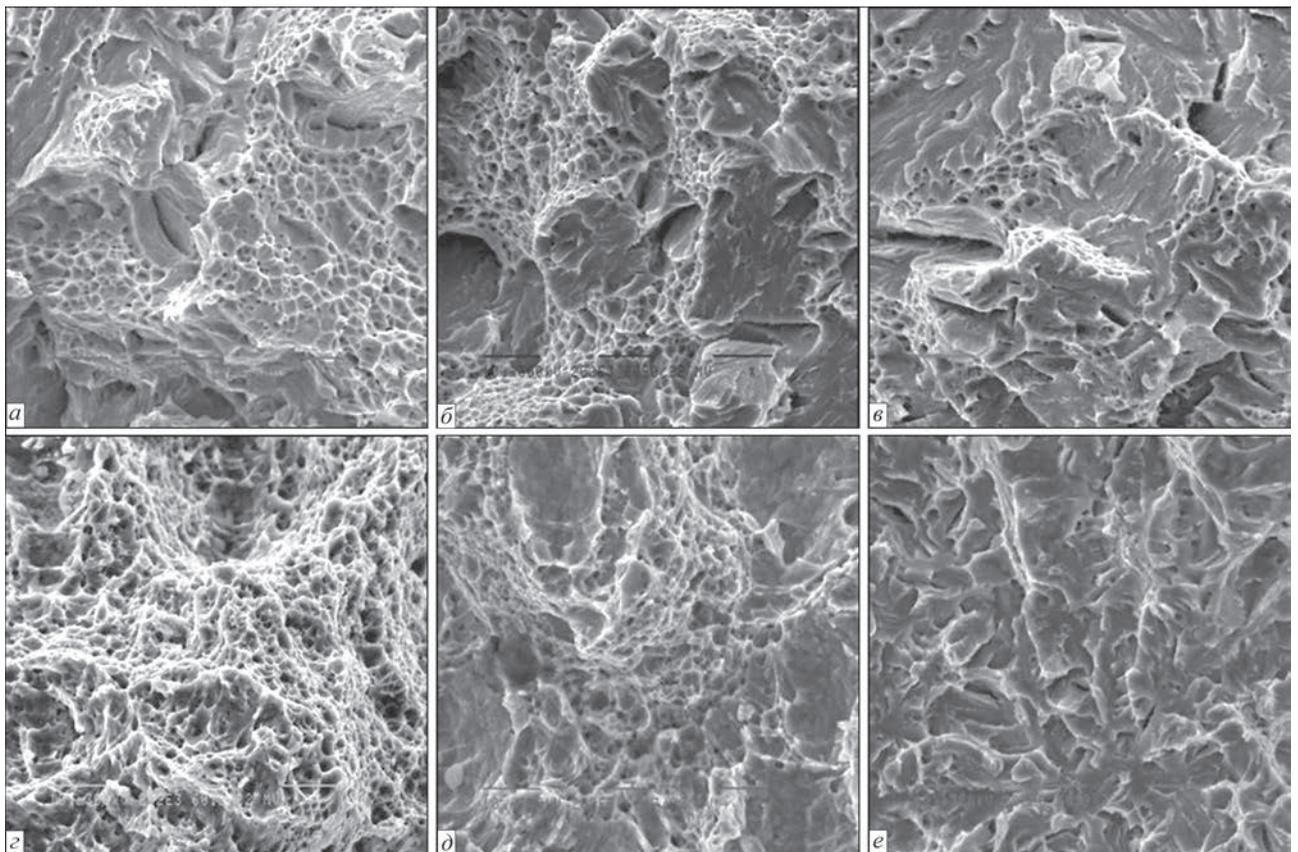


Рис. 4. Микроструктура ($\times 2020$) поверхности разрушения металла швов (а–в) и ЗТВ (г–е) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ в зоне магистральной трещины при $T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$ для различных скоростей сварки: а, г — $v_{\text{св}} = 72$; б, д — $v_{\text{св}} = 90$; в, е — $v_{\text{св}} = 110$ м/ч

В металле ЗТВ сварных соединений при температуре испытания $T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$ для всех скоростей сварки в зоне очага (I) наблюдается вязкий характер разрушения, с размером ямок $d_{\text{я}} = 1 \dots 10$ мкм (табл. 2). В зоне магистрального развития трещины (II) для скорости сварки $v_{\text{св}} = 72$ м/ч характер разрушения преимущественно вязкий (рис. 4, з) с единичными участками ($V_{\text{д}} \sim 5\%$) квазихрупкой составляющей. При скорости сварки $v_{\text{св}} = 90$ м/ч увеличивается объемная доля квазихрупкого скола до $V_{\text{д}} \sim 20\%$ (рис. 4, д), а при $v_{\text{св}} = 110$ м/ч составляет $V_{\text{д}} \sim 35\%$ (рис. 4, е). При этом размер фасеток скола также укрупняется в 1,3 раза.

Таким образом, с точки зрения характера разрушения при различных температурах испытаний наиболее оптимальной структурой металла швов и ЗТВ сварных соединений при испытаниях на динамическую прочность является структура, формирующаяся при скорости сварки $v_{\text{св}} = 72$ м/ч.

Циклическое нагружение. Для исследования влияния внешнего нагружения сварные соединения, полученные на данном режиме ($v_{\text{св}} = 72$ м/ч) гибридной лазерно-дуговой сварки, подвергались циклическому нагружению на изгиб при напряжении цикла $\sigma_{-1} = 60$ МПа до развития в нем от вершины надреза усталостной трещины длиной 2 мм при количестве циклов нагружения $N = 800000$.

На рис. 5, а показан общий вид поверхности излома исследуемого образца. По макростроению излома возможно обозначить зоны: I — зона медленного развития трещины в направлении от внешней (боковой) поверхности излома;

II — зона ускоренного (магистрального) развития трещины, направление разрушения показано стрелкой.

Зона I имеет сглаженную поверхность, что свидетельствует о первой стадии — стадии зарождения разрушения (медленного развития трещины). Размер зоны I составляет порядка $\sim 180 \dots 230$ мкм. Эта стадия характеризуется зарождением трещин и их распространением по плоскостям скольжения. Наличие зоны I свидетельствует о некоторой длительности стадии зарождения разрушения и, соответственно, длительности процесса распространения усталостной трещины в стадии зарождения, т.е. сварное соединение в данных условиях внешнего циклического нагружения имеет сопротивляемость развитию трещины. Характер разрушения в зоне I квазихрупкий с локальными участками вязкого разрушения (рис. 5, б, з). Переход к зоне магистрального разрушения (от I к II зоне) характеризуется сменой характера разрушения — на вязкий ямочный тип (рис. 5, в, д, е).

Таким образом, при режимах гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью $v_{\text{св}} = 72$ м/ч структурные изменения с точки зрения характера разрушения сварных соединений в условиях внешнего циклического нагружения изгибом ($\sigma_{-1} = 60$ МПа), по-видимому, должны обеспечивать наилучшие свойства прочности и трещиностойкости металла в эксплуатационных условиях.

Исследования тонкой структуры. Выполнены также детальные электронно-микроскопические исследования на просвет, которые дают воз-

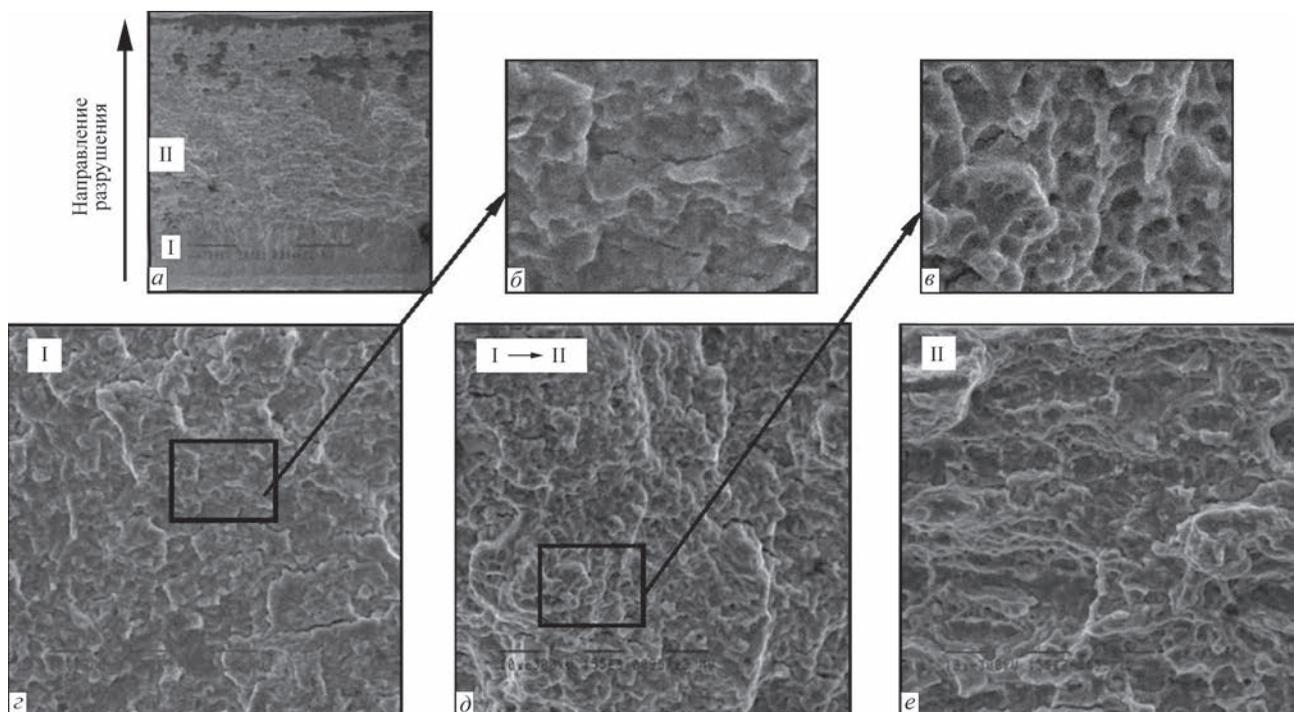


Рис. 5. Поверхность разрушения сварного соединения ($v_{\text{св}} = 72$ м/ч) после циклического нагружения изгибом ($\sigma_{-1} = 60$ МПа, $N = 800000$) по зонам излома: а — зона очага разрушения; б — область перехода от очага разрушения к магистральной трещине; в — магистральное разрушение ($\times 1550$); з, д — соответствующие фрагменты поверхности разрушения (укрупнение $\times 4$ раза)

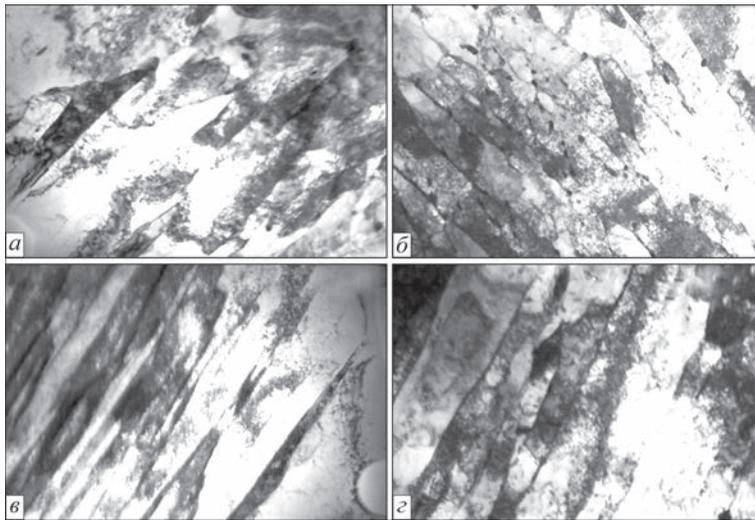


Рис. 6. Тонкая структура металла швов (а, в) и ЗТВ (б, з): а, б — бейнита нижнего при $v_{св} = 72$ м/ч (а — $\times 30000$; б — $\times 20000$); в, з — бейнита верхнего (в; з — $\times 30000$) при $v_{св} = 110$ м/ч

можно изучить особенности тонкой структуры металла зоны сварки и ее параметры: изменение плотности и характера распределения дислокаций ρ в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ), характер формирующейся субструктуры, эффективные расстояния между карбидными фазами, их размер. В этом плане для сварных соединений, полученных при $v_{св} = 72$ м/ч (оптимальная структура) и $v_{св} = 110$ м/ч (градиентная структура) установлено следующее.

В металле шва при $v_{св} = 72$ м/ч в зернах B_n наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций ρ до $\sim(4...6)\times 10^{10}$ см $^{-2}$ (рис. 6, а), а в структурах $M_{отп}$ дислокационная плотность составляет $\rho \sim 8 \times 10^{10} \dots \times 10^{11}$ см $^{-2}$. Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация зерен B_n , т. е. наблюдается измельчение на $\sim 10...20\%$ реечной структуры B_n , что сопровождается

некоторым повышением дислокационной плотности (рис. 6, б).

Для тонкой структуры металла сварного соединения в случае $v_{св} = 110$ м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется преимущественно структура бейнита верхнего B_v при максимальном повышении плотности дислокаций ρ до $\sim 1,5 \times 10^{11}$ см $^{-2}$ (рис. 6, в, з).

Таким образом, показано, что наиболее равномерное распределение дислокационной плотности при формировании структуры бейнита нижнего (B_n) обеспечивается при режиме гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью $v_{св} = 72$ м/ч.

Аналитические оценки механических свойств. Свойства прочности.

Экспериментальные данные позволили выполнить аналитическую оценку дифференцированного вклада всех структур и их параметров: размеров зерен D_z , субзерен d_c , плотности дислокаций ρ , межкарбидных расстояний, объемной доли формирующихся структур по зоне сварки в металле швов и в участках перегрева, в изменение интегрального значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ сварных соединений в зависимости от режима сварки [3–5]. При этом интегральные значения $\Sigma\sigma_T$ являются (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [6–8]) суммарной величиной, состоящей из ряда составляющих: $\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.}$, где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{т.р.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами, согласно теории Мотта–Набарро; $\Delta\sigma_z$ и $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна в соответствии с зависимостью Холла–Петча; $\Delta\sigma_d$ — дислокационное

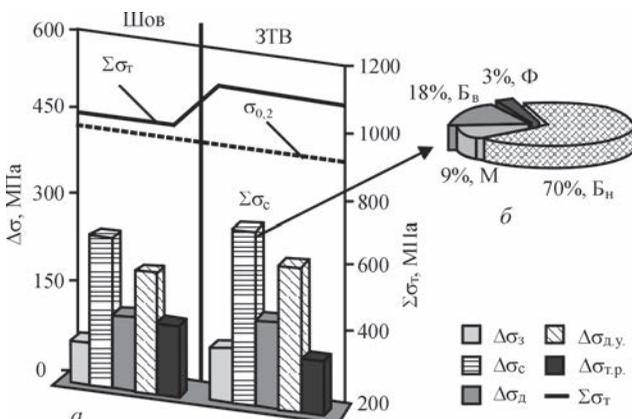


Рис. 7. Вклад различных составляющих $\Delta\sigma$ структурного упрочнения в расчетную величину предела текучести $\Sigma\sigma_T$ металла сварных швов (а) и вклад структурных составляющих $B_v, B_n, M_{отп}, \Phi$ в изменение субструктурного упрочнения $\Delta\sigma_c$ при скорости сварки 72 м/ч (б)

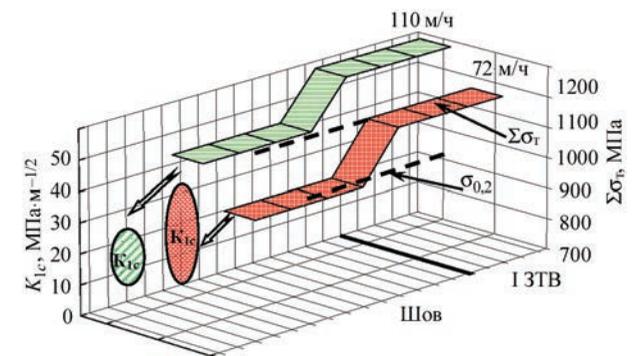


Рис. 8. Изменение средней расчетной величины предела текучести $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{Ic} по зонам сварного соединения (шов, 1 ЗТВ) стали 14XGN2MDAFB при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки

упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta\sigma_{д.у.}$ — дисперсионное упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану [10–14].

В результате выполненных оценок изменений по зонам сварного соединения такой прочностной характеристики, как σ_T , установлено следующее. В условиях $v_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение предела текучести $\Sigma\sigma_T$ составляет ~917 и 1077 МПа соответственно, а максимальный вклад в предел текучести вносят: субструктурное ($\Delta\sigma_c \sim 318...356$ МПа), дисперсионное ($\Delta\sigma_{д.у.} \sim 253...295$ МПа) и дислокационное ($\Delta\sigma_{д} \sim 157...180$ МПа) упрочнения (рис. 7, а). При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний $B_{н.}$ является максимальным (рис. 7, б).

В случае режимов сварки при $v_{св} = 110$ м/ч общее значение предела текучести повышается (по сравнению с режимом $v_{св} = 72$ м/ч) на 10...15 % (рис. 8), что обусловлено некоторым измельчением зеренной структуры (рис. 3, в) и увеличением в 1,3 раза интегральной величины плотности дислокаций ρ .

Вязкость разрушения. Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{Ic} оцениваемые по зависимости $K_{Ic} = (2E\sigma_{0,2}\delta_k)^{1/2}$ [15], где E — модуль Юнга; $\sigma_{0,2}$ — расчетная величина упрочнения; δ_k — значения критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры), а также сопоставление K_{Ic} и σ_T показали следующее (рис. 8, 9).

В исходном состоянии после сварки при $v_{св} = 72$ м/ч показатель вязкости разрушения $K_{Ic} \sim 14...37$ МПа·м^{-1/2} (рис. 9, а, в). В результате применения внешнего циклического нагружения изгибом ($\sigma_{-1} = 60$ МПа, $N = 800000$) он сохраняется на уровне $K_{Ic} \sim 20...33$ МПа·м^{-1/2} (рис. 9, б, в), что свидетельствует о такой же трещиностойкости даже в условиях циклического нагружения данного сварного соединения за счет формирования бейнитно-мартенситной структуры (в основном бейнита нижнего $B_{н.}$).

При этом наибольший вклад в упрочнение металла (рис. 7) и повышение вязкости разрушения (рис. 9) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего $B_{н.}$. В случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч значительно (на 30 %) уменьшается показатель K_{Ic} (рис. 9, в), что приводит к хрупкому внутризерен-

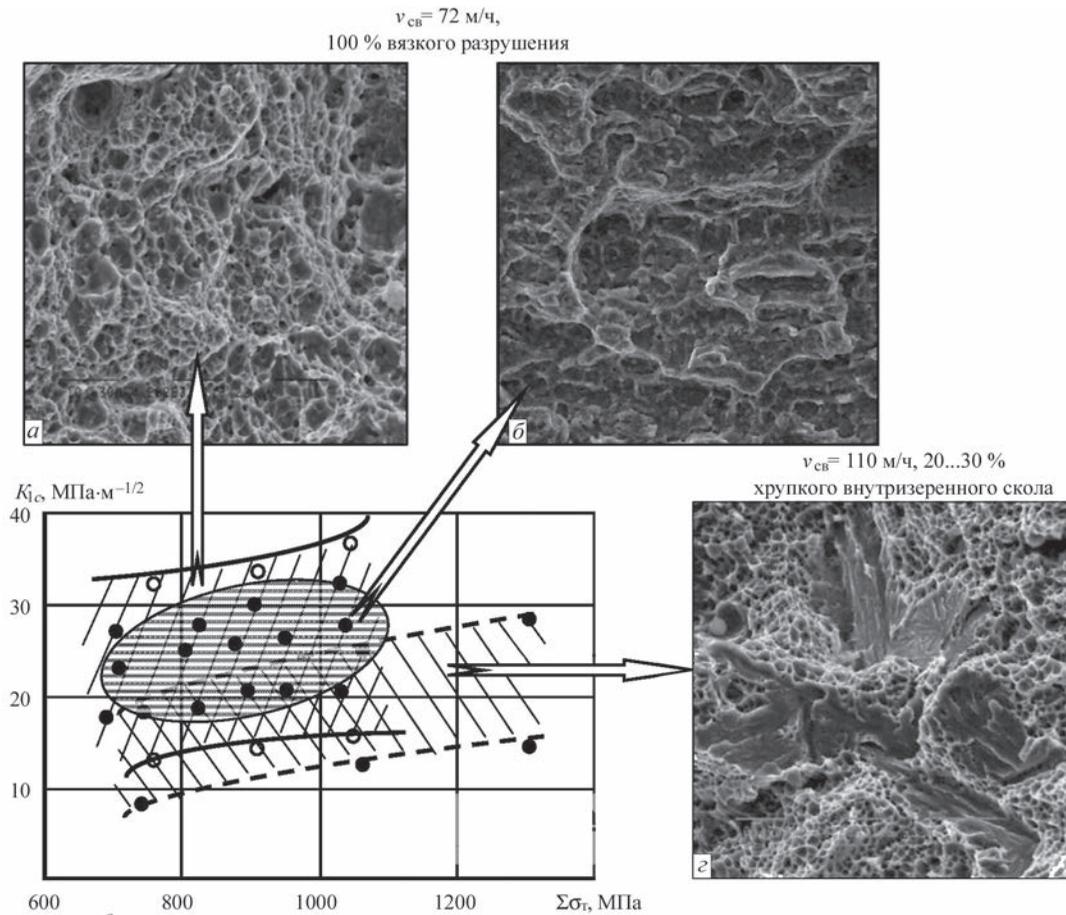


Рис. 9. Изменение расчетных значений прочности $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{Ic} металла сварных швов (в) и фрактограммы: а, б — вязкого разрушения после сварки (а) и циклического нагружения (б) при $v_{св} = 72$ м/ч; в — хрупкого внутризеренного скола при $v_{св} = 110$ м/ч ($\times 2020$)

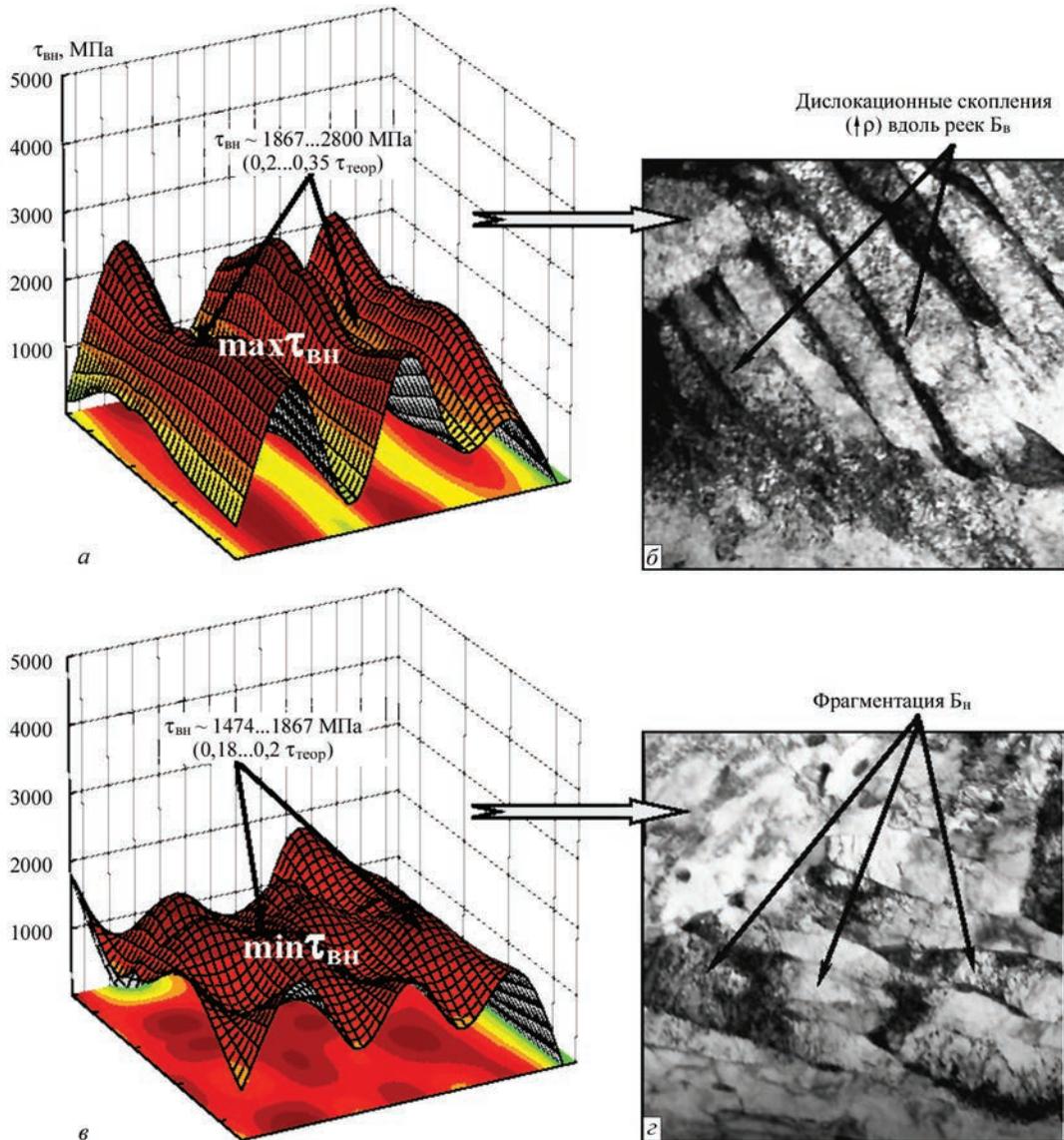


Рис. 10. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в металле сварных соединений в структурных зонах бейнита верхнего при $v_{св} = 110$ м/ч (а, б – $\times 20000$) и бейнита нижнего при $v_{св} = 72$ м/ч (в, г – $\times 30000$)

ному разрушению (рис. 9, г). Последнее обусловлено преимущественным формированием структуры другого типа, а именно верхнего бейнита B_v с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций ρ .

Трещиностойкость (локальные внутренние напряжения). Выполненные исследования тонкой структуры позволили также сделать оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ — зон зарождения и распространения трещин. Оценки проводили по известной зависимости $\tau_{вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций [10, 16, 17].

В результате установлено, что максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$ МПа, что составляет $(0,2...0,35)\tau_{теор}$, формируются при $v_{св} = 110$ м/ч в местах протяженных дислокационных скоплений ($\rho = 1,5 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$) вдоль границ B_v . Это приводит

к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений (рис. 10, а, б). А наиболее низкие значения $\tau_{вн}$ (порядка $\sim 1500...1900$ МПа) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при $v_{св} = 72$ м/ч, чему способствует формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур B_n в сочетании с равномерным распределением дислокаций (рис. 10, в, г).

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки $v_{св} = 72$ м/ч, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$.

Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучено структурно-фазовое состояние основных зон сварных соединений (металла швов, ЗТВ) высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных на различных режимах гибридной лазерно-дуговой сварки.

Показано, что с увеличением скорости сварки $v_{св}$ от 72 до 110 м/ч изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (бейнита нижнего, верхнего и мартенсита): уменьшается объемная доля нижнего бейнита до 10...20 %, при превалировании объемной доли верхнего бейнита 60...70 % и мартенсита 10...30 %. При $v_{св} = 110$ м/ч характерно наличие градиентов по размерам структурных составляющих, микротвердости, а также по плотности дислокаций.

2. Сочетание исследований на различных структурных уровнях с аналитическими оценками механических свойств сварных соединений в зоне сварки позволило показать, что наибольший вклад в упрочнение металла $\sum \sigma_T$ и повышение вязкости разрушения K_{1c} вносят: составляющие нижнего бейнита и формирование субструктуры при $v_{св} = 72$ м/ч. При этом обеспечивается повышение трещиностойкости сварного соединения в условиях внешнего динамического ($T_{исп}$ от +20 до -40 °С) и циклического нагружения ($\sigma_{-1} = 60$ МПа, $N = 800000$). В случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч снижение на 30 % показателя K_{1c} при некотором увеличении упрочнения металла (на 10...15 %) обусловлено преимущественным формированием структур бейнита верхнего.

3. Оценками уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ с учетом распределения плотности дислокаций ρ в протяженных структурных зонах их концентрации показано: максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$ МПа, соответствующие $(0,2...0,35)\tau_{теор}$, формируются в условиях $v_{св} = 110$ м/ч вдоль границ реек бейнита верхнего, что приводит к хрупкому разрушению и снижению трещиностойкости сварных соединений.

4. Максимальная прочность, пластичность и трещиностойкость обеспечиваются формированием структур бейнита нижнего, мартенсита отпущенного (мелкозернистого) и равномерным распределением дислокаций при отсутствии про-

тяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$.

1. Высокопрочная сталь: сб. статей; под ред. Л. К. Гордиенко. – Москва: Металлургия, 1965. – 256 с.
2. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. – Москва: Металлургиздат, 1959. – Т. 1. – 801 с., Т. 2. – 1638 с.
3. Пауль К. Гибридная лазерная сварка – объединяя усилия / К. Пауль, Ф. Ридель // Фотоника. – 2009. – № 1. – С. 2–5.
4. Ках П. Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки (Обзор) / П. Ках, А. Салминен, Дж. Мартикаинен // Автоматическая сварка. – 2010. – № 6. – С. 38–47.
5. Шелягин В. Д. Тенденции развития лазерно-дуговой сварки / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин // Автоматическая сварка. – 2002. – № 6. – С. 28–32.
6. Шоршоров М. Х. Фазовые превращения и свойства стали при сварке [Текст] / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. – Москва: Наука, 1972. – 220 с.
7. Особенности структуры сварных соединений высокопрочной стали, формирующейся в условиях лазерной сварки / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова [и др.] // Лазерные технологии в сварке и обработке материалов: сборник трудов Шестой международной конференции, 27–31 мая 2013 г., пос. Капивели, Крым, Украина. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – С. 51–55.
8. Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа / В. Д. Позняков, В. Д. Шелягин, С. Л. Жданов [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015. – № 10. – С. 20–25.
9. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков [и др.] // Автоматическая сварка. – 2009. – № 7. – С. 21–29.
10. Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 6/7. – С. 25–31.
11. Структурно-фазовое состояние и механические свойства поверхностных слоев стали 38ХН3МФА, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования / Л. И. Маркашова, В. Д. Шелягин, О. С. Кушнарева [и др.] // «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»: сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г., Одесса. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, 2014. – С. 43–47.
12. Конрад Х. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов / Х. Конрад // Сверхмелкое зерно в металлах: под ред. Л. К. Гордиенко. – Москва: Металлургия, 1973. – С. 206–217.
13. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystals / N.J. Petch // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1953. – 174, № 1. – Р. 25–28.
14. Келли А. Дисперсное твердение / А. Келли, Р. Николсон. – М.: Металлургия, 1966. – 187 с.
15. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей / О. Н. Романив. – Москва: Металлургия, 1979. – 176 с.
16. Stroh A. N. The formation of cracks as a recoil of plastic flow // Proc. of the Roy. Soc. A. – 1954. – 223, N 1154. – Р. 404–415.
17. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл. – М.: Металлургия, 1958. – 267 с.

Поступила в редакцию 05.04.2016