



ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ШВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 17Х2М

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, доктора техн. наук, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, инж.,
 Е. Н. БЕРДНИКОВА, С. Л. ЖДАНОВ, кандидаты техн. наук,
 О. С. КУШНАРЕВА, А. А. МАКСИМЕНКО, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано структурно-фазовое состояние металла сварных соединений высокопрочной низкоуглеродистой стали 17Х2М ($w_{6/5} = 20...23$ °С/с), полученных с использованием сварочных проволок различного химического состава и структурного типа (Св-08Г2С, Св-08Х20Н9Г7Т, Св-10ХН2ГСМФТЮ). На основе экспериментальных данных выполнена аналитическая оценка дифференцированного вклада каждого из структурных параметров в изменение механических свойств (прочности, пластичности) металла шва и ЗТВ, а также характера распределения и локализации деформации, уровня локальных внутренних напряжений, мощности и протяженности концентраторов напряжений — потенциальных источников трещинообразования, формирующихся в процессе сварки.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочная сталь, сварные соединения, металл шва и ЗТВ, тип легирования швов, структурно-фазовые параметры, механические свойства, локализованная деформация, локальные внутренние напряжения, трещиностойкость

При изготовлении ответственных сварных конструкций в отечественной и зарубежной практике широко применяют высокопрочные стали с пределом текучести $\sigma_T = 590$ МПа и более. При их рациональном использовании можно существенно улучшить технико-экономические показатели машин, механизмов и инженерных сооружений. Однако основные проблемы при сварке высокопрочных сталей связаны не только с обеспечением достаточного уровня прочности, но и с необходимостью предотвращения образования холодных трещин в сварных соединениях, что в значительной степени определяется формированием в металле шва и зоны термического влияния (ЗТВ) оптимальных структур, повышающих не только прочность, но и сопротивляемость сварных соединений хрупким разрушениям [1–3].

О влиянии структуры металла сварных соединений на их свойства свидетельствует и тот факт, что для сварки высокопрочных сталей применяют, как правило, сварочные материалы, которые обеспечивают получение швов с бейнитной (Б) или бейнитно-мартенситной (Б-М) структурами. Однако в отдельных случаях для повышения сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин используют низко- или высоколегированные материалы, при этом получают швы с ферритно-перлитной (Ф-П) или аустенитно-ферритной (А-Ф) структурами. Как подтверждается практикой, процессы структурно-фазовых переходов и их влияние на свойства различных зон сварных соединений высокопрочных ста-

лей изучены мало. Это связано с тем, что механизм превращения аустенита в металле ЗТВ высокопрочных сталей при охлаждении в широком температурном интервале сложен [4–6] и, кроме того, на процессы фазообразования, а соответственно и на свойства сварных соединений существенное влияние оказывает состав наплавленного металла.

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей фазовых и структурных превращений в металле сварных соединениях высокопрочной легированной стали, полученных с использованием сварочных материалов различного состава, а также оценке и прогнозированию свойств таких соединений в зависимости от указанных выше факторов.

В качестве объекта исследований выбраны стыковые соединения стали 17Х2М толщиной 20 мм с V-образной разделкой кромок (С21 по ГОСТ 14471–76) и многослойными швами. Сварные соединения получали механизированным способом сварки в смеси газов 78 % Ar + 22 % CO₂ с использованием проволок сплошного сечения марок Св-08Г2С (шов Ф-П типа), Св-08Х20Н9Г7Т (шов А-Ф типа) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (шов Б-М типа) диаметром 1,2 мм на следующих режимах сварки: $I_{св} = 120...140$ А; $U_d = 22...24$ В; $v_{св} \approx 18$ м/ч (при выполнении корневого валика); $I_{св} = 160...180$ А; $U_d = 26...28$ В; $v_{св} \approx 13...14$ м/ч (при выполнении следующих за ним слоев шва, что обеспечивает охлаждение металла ЗТВ со скоростью $w_{6/5} \approx 20...23$ °С/с). Химический состав исследуемой стали и металла швов сварных соединений, полученных с применением указанных сварочных материалов, приведен в табл. 1.

Образцы для механических испытаний на растяжение и ударный изгиб (тип II по ГОСТ 1497–84)



Таблица 1. Химический состав (мас. %) стали 17Х2М и металла швов, выполненных с применением сварочных проволок различных марок

Материал	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	S	P
Сталь 17Х2М	0,19	0,60	0,20	1,55	0,11	0,30	—	—	0,006	0,014
Марка сварочной проволоки:										
Св-10ХН2ГСМФТЮ	0,08	1,08	0,30	0,92	1,72	0,43	0,02	—	0,019	0,023
Св-08Г2С	0,08	1,30	0,80	—	—	—	—	—	0,017	0,019
Св-08Х20Н9Г7Т	0,08	6,60	0,55	20,70	8,43	—	—	0,40	0,012	0,018

вырезали в поперечном относительно оси шва направлении. Для локализации места разрушения (шов или ЗТВ) на них наносили кольцевую проточку шириной 2 мм и глубиной 0,5 мм. Надрез на ударных образцах (тип IX по ГОСТ 9454-78) также выполняли по оси шва и ЗТВ.

По результатам механических испытаний установлено, что наиболее высоким временным сопротивлением ($\sigma_b \approx 950$ МПа) характеризуются швы Б-М типа, выполненные с применением сварочной проволоки марки Св-10ХН2ГСМФТЮ. Более низкие значения этого показателя зафиксированы в сварных соединениях со швами Ф-П типа ($\sigma_b \approx 860$ МПа) и А-Ф типа ($\sigma_b \approx 750$ МПа).

Результаты испытаний образцов на ударный изгиб при температуре испытаний $T_{исп}$ от +20 до -40 °С показали, что металл всех исследуемых швов имеет значения ударной вязкости, удовлетворяющие требованиям, которые предъявляются к стали 17Х2М ($KCV \geq 27$ Дж/см²) (рис. 1). С понижением $T_{исп}$ значения KCV металла швов

снижаются. Наиболее заметное уменьшение ударной вязкости имеет место в металле швов Ф-Б типа при $T_{исп} = -40$ °С (от $KCV^{+20} = 90...116$ до $KCV^{-40} = 34...47$ Дж/см²). Металл швов А-Ф типа отличается наибольшей хладостойкостью ($KCV^{-40} = 78...83$ Дж/см²). С понижением температуры показатели ударной вязкости металла таких швов изменяются незначительно. Достаточно высокие значения хладостойкости также у швов Б-М типа.

Состав наплавленного металла оказывает влияние и на механические свойства металла ЗТВ исследуемых сварных соединений. Если в соединениях со швами Б-М и Ф-П типов они отличаются незначительно ($\sigma_b \approx 950...1000$ МПа), то временное сопротивление металла ЗТВ соединений со швами А-Ф типа снижается до $\sigma_b \approx 820$ МПа. Имеют место также различия и в хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений со швами различной композиции легирования. Наиболее высокие значения ударной вязкости при отрицательной температуре у соединений со швами Б-М типа. Значительно ниже они в соединениях со швами Ф-П и А-Ф типов. Заметное падение значений ударной вязкости в металле ЗТВ таких соединений наступает уже при $T_{исп} = -20$ °С.

Как видно из результатов механических испытаний, свойства металла швов и ЗТВ сварных соединений стали 17Х2М зависят от состава наплавленного металла, а следовательно, связаны с особенностями формирующихся в них структур.

Детальные исследования структурно-фазовых, концентрационных изменений, характера распределения и плотности дислокаций в металле шва и ЗТВ изучали с помощью комплексного метода исследования, который включает оптическую металлографию, аналитическую растровую электронную микроскопию (СЕМ-515, фирмы «PHILIPS», Нидерланды) и микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирмы «JEOL», Япония). Это дало возможность получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях — от макро (зеренного) до микро (дислокационного). Такой подход позволяет дифференцированно оценить вклад отдельных структурно-фазовых факторов и параметров (фазового состава, размеров

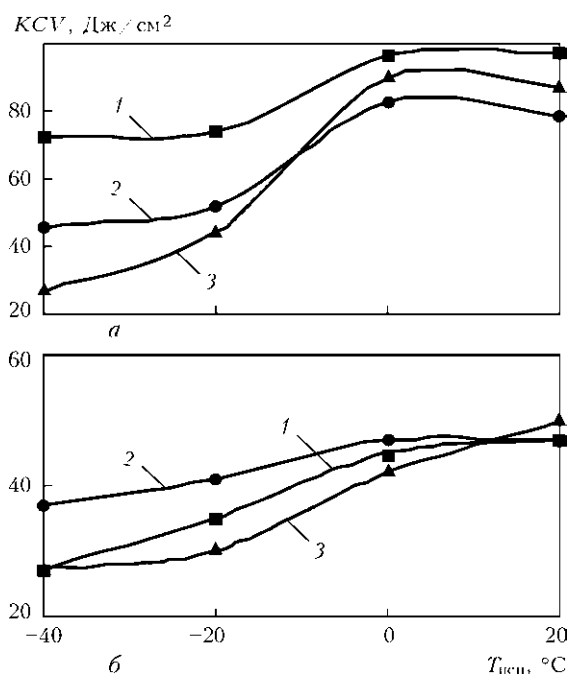


Рис. 1. Ударная вязкость металла швов (а) и ЗТВ (б) сварных соединений стали 17Х2М, полученных с применением проволок марок Св-08Х20Н9Г7Т (1), Св-10ХН2ГСМФТЮ (2) и Св-08Г2С (3)



зерна D_3 и субзерна d_c , плотности дислокаций ρ , размера частиц фазовых выделений d_q и расстояния между ними λ_q и т. п.) в изменение общих (интегральных) значений механических свойств металла шва и ЗТВ — прочности (относительного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_B), сопротивляемости хрупкому разрушению K_{IC} , а также в распределение локализованной деформации $\epsilon_{л}$ и локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$, являющихся концентраторами внутренних напряжений, которые при определенных условиях могут стать потенциальными источниками разрушения сварных конструкций.

В результате исследования структурно-фазовых составляющих (перлита П, феррита Ф, бейнита верхнего B_B и нижнего B_H , мартенсита М), размера зерен D_3 и объемной доли этих фаз V_d , формирующихся в металле швов и на различных участках ЗТВ в процессе сварки, а также соответствующих изменений микротвердости HV установлено следующее.

Металл швов сварных соединений, полученных с использованием проволоки Св-08Г2С, при исследуемых условиях охлаждения представлен крупнозернистыми ($D_3 = 50...100$ мкм) и резкоградиентными (ΔD_3 более чем в 2...3 раза) структурами Ф и П с микротвердостью HV 1920...2100 МПа (рис. 2, а, 3) при наличии четко выраженной ориентационной направленности столбчатых кристаллитов ($h_{кр} = 40...100$ мкм) вдоль линии сплавления со стороны шва. Для ЗТВ таких соединений характерно также формирование значительной объемной доли крупнозернистых ($D_3 \approx 20...80$ мкм) структур B_B $V_{B_B} \sim 50$ и 25 % при существенно меньшей объемной доле B_H (приблизительно на 15 %) и наличии ферритных оторочек ($V_{ф.о} \approx 7$ %) (рис. 2, б, 3, табл. 2).

При аналогичной скорости охлаждения металл швов сварных соединений, полученных с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т, имеет равноосную, более равномерную по размеру зерна двухфазную мелкозернистую ($D_3 \approx 20$ мкм) А-Ф структуру (рис. 2, в) с объемной долей Ф около 1,3...1,5 %. В металле ЗТВ таких соединений по сравнению со сварными соединениями со швами Ф-П типа имеют место следующие структурные изменения. При общем измельчении структуры (на 10...30 %), особенно в участках крупного зерна и нормализации, и увели-

чении микротвердости на 4...10 % изменяется фазовый состав структурных составляющих металла во всех зонах ЗТВ: для I зоны характерно повышение (в 1,3 раза) объемной доли B_H (приблизительно до 55 %) и уменьшение объемной доли B_B (до 40 %), а для II зоны — увеличение объемной доли ферритной составляющей (до 30 %).

Для сварных соединений стали 17Х2М, полученных с использованием проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ, по сравнению со сварными соединениями со швом Ф-П типа на участке крупного зерна имеет место формирование М структуры, объемная доля которой изменяется сравнительно равномерно примерно от 50 до 20 % (при переходе от металла шва к ЗТВ), значительное уменьшение объемной доли B_B приблизительно на 40 %, при этом отсутствует ферритная составляющая (рис. 2, д, е, табл. 2). Кроме того, следует отметить значительное (в 1,2...1,5 раза) измельчение структуры (B_B приблизительно до 30...50, а B_H — до 20...30 мкм).

Анализ концентрационных изменений, прежде всего, состава основных химических элементов (хрома, никеля и марганца), в исследуемых сварных соединениях показал, что более резкие пе-

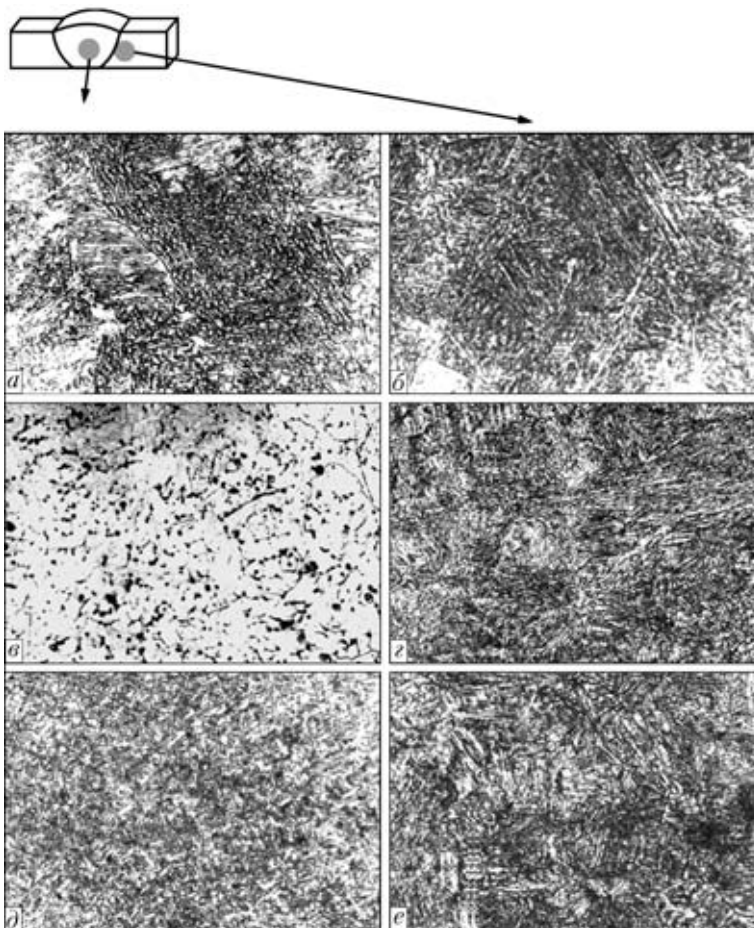


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 1000$) металла швов (а, в, д) и участков крупного зерна (I зона ЗТВ) сварных соединений стали 17Х2М (б, з, е), полученных с использованием сварочных проволок Св-08Г2С (а, б), Св-08Х20Н9Г7Т (в, з) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (д, е) при $w_{6/5} = 20$ °С/с



Т а б л и ц а 2. Средние значения структурных параметров сварных соединений стали 17Х2М, полученных с использованием сварочных проволок различных марок

Участок исследования	Структура	$V_d, \%$	$D_z, \text{мкм}$	$d_c, \text{мкм}$	$\lambda_{\text{ч}}, \text{мкм}$	$\rho, \text{см}^{-2}$	
						локальная	общая
Св-08Г2С							
Шов	Ф	40	100 мкм ($h_{\text{кр}}$)	1,70	—	$1 \cdot 10^9$	$6 \cdot 10^9 \dots 2 \cdot 10^{10}$
	П	60		$\leq 1,00$	—	$(3 \dots 5) \cdot 10^{10}$	
I зона ЗТВ	Ф	7	5,5	1,70	—	$2 \cdot 10^9$	$(5 \dots 6) \cdot 10^{10}$
	Б _в	50	77	0,50	0,30	$(1,0 \dots 1,3) \cdot 10^{11}$	
	Б _н	43	42	0,45	0,10	$(6 \dots 7) \cdot 10^{10}$	
Св-08Х20Н9Г7Т							
Шов	А-Ф	100	20	2,00...5,00	—	$(3 \dots 4) \cdot 10^9 \dots 10^{10}$	$(3 \dots 4) \cdot 10^9 \dots 10^{10}$
I зона ЗТВ	Ф	5	3	1,80	—	$2 \cdot 10^9$	$5 \cdot 10^{10}$
	Б _в	40	60	0,45	0,27	$(8 \dots 9) \cdot 10^{10}$	
	Б _н	55	38	0,40	0,08	$(5 \dots 6) \cdot 10^{10}$	
Св-10ХН2ГСМФТЮ							
Шов	Б _в	20	30	0,46	0,30	$8 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{11}$	$(4 \dots 5) \cdot 10^{10}$
	Б _н	30	30	0,30	0,02	$5 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{11}$	
	М	50	—	1,00	—	$1 \cdot 10^{11}$	
I зона ЗТВ	Ф	4	2	1,50	—	$3 \cdot 10^9$	$(6 \dots 7) \cdot 10^{10}$
	Б _в	30	52	0,35	0,10	$(1 \dots 3) \cdot 10^{11}$	
	Б _н	45	30	0,20	0,06	$5 \cdot 10^{10} \dots 1,1 \cdot 10^{11}$	
	М	21	—	0,88	—	$1 \cdot 10^{11}$	

репады содержания хрома (от 2 до 11 мас. %), никеля (от 3 до 6 мас. %) и марганца (от 0,5 до 4 мас. %) имеют место у линии сплавления в сварных соединениях, полученных с использованием сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т (шов А-Ф типа). В сварных соединениях со швами Ф-П и Б-М типов градиент концентрационных изменений по зоне сварки не превышает 1,5 %.

Результаты электронно-микроскопических исследований тонкой структуры на просвет, которые дают представления о типе формирующихся структур, изменении плотности и распределении дислокаций в различных структурных составляющих (в объемах зерен, вдоль структурных границ), показали следующее. Наиболее равномерное внутризеренное распределение дислокаций при их невысокой плотности ($\rho \sim (3 \dots 4) \cdot 10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$) характерно для структуры металла шва А-Ф типа (рис. 4, а). При переходе от шва к ЗТВ плотность дислокаций несколько увеличивается как во внутренних объемах зерен Б ($\rho \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), так и вдоль их границ, особенно Б_в, где значения этого показателя достигают $\rho \approx (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 4, б, табл. 2).

Сварные соединения со швами Ф-П типа по сравнению с соединениями, полученными с ис-

пользованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т (шов А-Ф типа), характеризуются некоторым общим увеличением плотности дислокаций как в металле шва (рис. 4, в) (в 1,5...2 раза), так и ЗТВ (в 1,2 раза) (табл. 2). Структурными зонами, в которых преимущественно образуются дислокационные скопления, как и в предыдущем случае, являются протяженные межзеренные границы Б_в. В таких скоплениях плотность дислокаций достигает приблизительно $(1,0 \dots 1,3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (рис. 4, з).

Для сварных соединений со швами Б-М типа по сравнению со швами Ф-П типа характерны еще более высокие значения внутризеренной плотности дислокаций при сравнительно равномерном их распределении как в зонах ЗТВ (до $\rho \sim 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), так и в металле швов ($\rho \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), а также повышение дислокационной плотности вдоль границ, а именно границ Б_в, где $\rho \approx 3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (табл. 2, рис. 4, д, е).

Таким образом, сопоставление структурного состояния металла швов в исследованных сварных соединениях показало, что использование в качестве присадочного материала проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ для получения швов Б-М типа способствует наибольшему увеличению в наплавленном металле объемной доли Б_н (приблизитель-

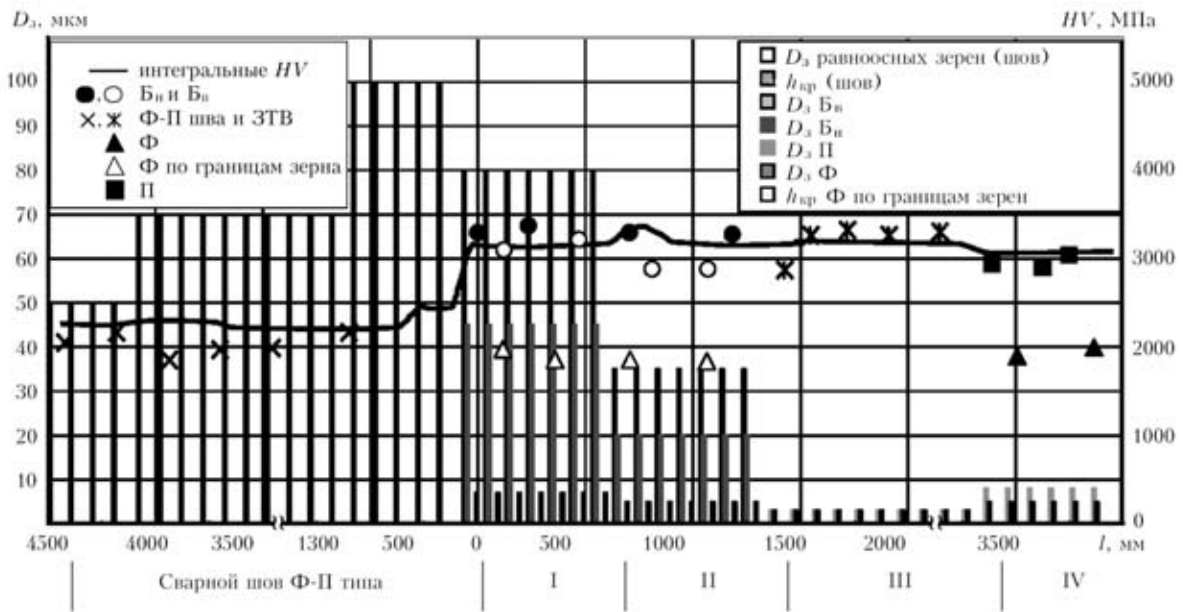


Рис. 3. Изменение микротвердости HV и размера зерен структурно-фазовых составляющих в металле шва и по всем участкам ЗТВ сварного соединения стали 17X2M, полученного с использованием проволоки Св-08Г2С; I–IV — зоны ЗТВ: I — участок перегрева (крупного зерна); II — участок перекристаллизации (нормализации); III — участок неполной перекристаллизации; IV — участок рекристаллизации (l — расстояние от линии сплавления)

но на 30...35 %) и М (около 20...50 %) при снижении (в 1,3...1,7 раза) доли B_v , равномерному повышению микротвердости по всем зонам ЗТВ, общему измельчению структуры и субструктуры, а также увеличению плотности дислокаций при сравнительно равномерном их распределении. Особо следует отметить принципиальное различие в формировании дислокационных скоплений в структурах B_v и B_n (для B_v — это протяженные зоны с весьма высокой плотностью дислокаций, а для B_n — малопротяженные и замкнутые по внутренней субструктуре дислокационные скопления).

Экспериментальная база данных, полученная в результате исследований на всех структурных уровнях (от макро до микро), позволила выполнить аналитические оценки наиболее значимых механических и эксплуатационных характеристик сварных соединений. Так, расчетные оценки, произведенные с использованием уравнения Арчарда, включающего известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [7–16], позволили определить дифференцированный вклад конкретных структурных составляющих (фазового состава, легирования, размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций, размеров, распределения и объемной доли фазовых выделений и т. п.) в общее (интеграль-

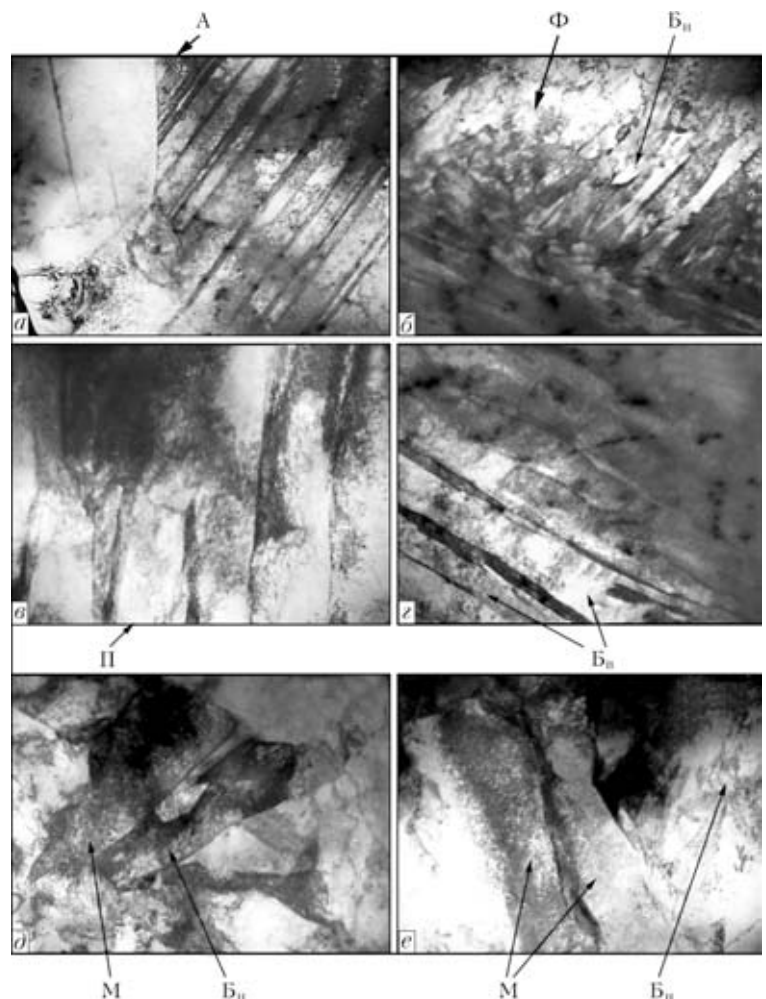


Рис. 4. Тонкая структура металла швов (а, в, д) и участков крупного зерна (I зона ЗТВ) сварных соединений стали 17X2M (б, з, е), полученных с использованием сварочных проволок Св-08Х20Н9Г7Т (а, б), Св-08Г2С (в, з), Св-10ХН2ГСМФТЮ (д, е) (а, $\times 10000$; б, в, д, е, $\times 15000$; з, $\times 20000$)

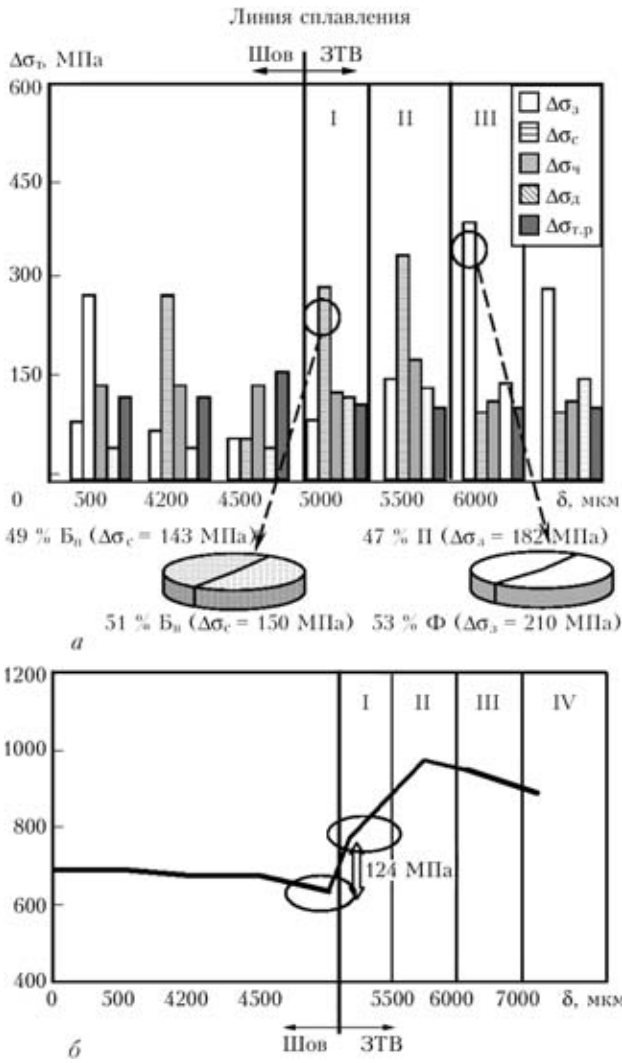


Рис. 5. Гистограммы и секторные диаграммы (а), отражающие дифференцированный вклад отдельных структурных параметров (размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций, фазовых выделений) в общее (интегральное) значение σ_T (б) в металле шва и по всем зонам ЗТВ при сварке сварочной проволокой Св-08Г2С стали 17Х2М ($\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{т.р}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами; остальные обозначения см. в тексте)

ное) изменение такой характеристики прочности, как предел текучести [17–21].

Из результатов экспериментальных исследований и аналитических оценок (рис. 5) следует, что в сварных соединениях, полученных с использованием проволоки Св-08Г2С, общее (интегральное) значение упрочнения $\Sigma\sigma_{0,2}$ металла шва обусловлено преимущественно влиянием карбидных фаз, субструктуры, а также повышением плотности дислокаций (рис. 5). В сварных соединениях со швами А-Ф типа их упрочнение главным образом связано с ростом твердорастворного и зеренного упрочнения, обусловленного измельчением зерна. При этом снижается вклад субструктурной и дислокационной составляющих. Что касается металла ЗТВ, то в участке перегрева упрочнение возрастает (по сравнению с металлом шва)

для обоих типов соединений примерно в 1,2...1,5 раза, что связано с увеличением доли бейнитной составляющей. Кроме этого, в соединениях со швами А-Ф типа упрочнение металла ЗТВ обусловлено образованием карбидных фаз, развитием субструктуры и повышением плотности дислокаций, что связано с образованием бейнитных фаз в этой зоне (особенно B_n).

В сварных соединениях, полученных с использованием проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ, при переходе от шва к ЗТВ происходит более плавное изменение общего уровня упрочнения $\Sigma\sigma_{0,2}$ как у линии сплавления со стороны шва, так и по всем участкам ЗТВ. Наибольший вклад в упрочнение вносят измельчение (диспергирование) субструктуры ($\Delta\sigma_c \sim 355$ МПа) и частицы карбидных фаз ($\Delta\sigma_n \sim 183$ МПа) в зернах B_n .

Таким образом, сопоставлением упрочняющего влияния формирующихся структур в металле системы перехода исследованных швов (Ф-П) \rightarrow (А-Ф) \rightarrow (Б-М) установлено наличие наиболее значимых по уровню влияния структурных факторов, а именно B_n .

Упрочняющий вклад B_n ($\Delta\sigma_{B_n}$) от его внешних и внутренних составляющих (размеров зерна $\Delta\sigma_3$ и субзерна $\Delta\sigma_c$ и частиц карбидных фаз $\Delta\sigma_n$) в общие (интегральные) $\Sigma\sigma_{0,2}$ значения прочности сварных соединений следующий: для Ф-П $\Delta\sigma_{B_n} \approx 287$ МПа; для А-Ф $\Delta\sigma_{B_n} \approx 395$ МПа; для Б-М $\Delta\sigma_{B_n} \approx 438$ МПа. Как видно, вклад B_n возрастает по мере перехода от шва Ф-П типа к шву А-Ф типа и шву Б-М типа.

Роль структурных факторов проявляется и в изменении конструктивной прочности сварных соединений со швами Ф-П, А-Ф и Б-М типов, а именно, в сочетании значений предела текучести σ_T и коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} (рис. 6). Приведенные значения коэффициента интенсивности напряжений определяли по зависимости Краффта [22]: $K_{IC} = (2E\sigma_T\delta_t)^{-1/2}$, где E — модуль Юнга; значение σ_T принималось равным $\Sigma\sigma_{0,2}$; δ_t — критическое раскрытие трещины, полученное по данным фрактографического анализа изломов и параметров субструктуры [18, 20]. Установлено, что значение K_{IC} металла швов сварных соединений, полученных с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т, несколько выше, чем соединений со швами Ф-П и Б-М типов. Это обусловлено существенным измельчением размера зерна, формированием четкой субструктуры и равномерным распределением дислокаций. Более низкие значения K_{IC} у швов Ф-П и Б-М типов связаны с общим повышением и неравномерным



распределением дислокационной плотности, а также с возрастанием объемной доли структур с протяженными цементитными фазовыми выделениями. При этом следует заметить, что для сварных соединений со швами Б-М типа характерен высокий уровень прочности без значительного уменьшения значений K_{IC} (рис. 6), что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и вязких характеристик сварного соединения.

Следующим этапом структурно-аналитического исследования влияния структурных параметров на свойства соединений являлось выявление реальной картины взаимосвязи между структурными факторами и распределением и мощностью зон локализации деформации ϵ_d и внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в металле шва и ЗТВ данных соединений. Необходимая экспериментальная информация для анализа такого влияния получена при исследовании тонкой (дислокационной) структуры, плотности и протяженности дислокационных скоплений в структурно-фазовых составляющих в различных областях соединений. Аналитические оценки скоплений такого типа получены по зависимостям Конрада и Стро [23, 24] (соответственно $\epsilon_d = \alpha_1 \rho b S$ и $\tau_{вн} = Gbh\rho/\pi(1 - \nu)$, где α_1 — коэффициент, связывающий деформацию растяжения со сдвиговой деформацией, равный 1,4; ρ — плотность дислокаций; b — вектор Бюргерса; S — среднее расстояние перемещения дислокаций в процессе нагружения, которое практически соответствует параметрам субструктуры; G — модуль сдвига; h — толщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); ν — коэффициент Пуассона).

Диаграммы распределения зон локализации деформации для наиболее значимых структур B_B и B_H в исследованных сварных соединениях показывают, что наиболее мощное поле локализации ϵ_d ($V_d \sim 75\%$) формируется в структурах B_B металла ЗТВ соединений со швом Б-М типа (рис. 7, а, б), а наиболее равномерное (по мощности и площади распределения) характерно для зон формирования B_H (рис. 7, в, г).

Результаты сопоставления оценок значений $\tau_{вн}$ со значением теоретической прочности $\tau_{теор}$ материала (рис. 8) показали следующее. Более низкий общий уровень распределенных на участке перегрева металла ЗТВ локальных внутренних напряжений формируется в сварных соединениях, полученных при использовании проволоки Св-08Х20Н9Г7Т ($\tau_{вн} = 1500 \dots 1700$ МПа), что составляет приблизительно $0,18 \dots 0,20 \tau_{теор}$ (рис. 8, а). Повышение значений $\tau_{вн}$ приблизительно в 1,3...1,4 раза характерно для соединений

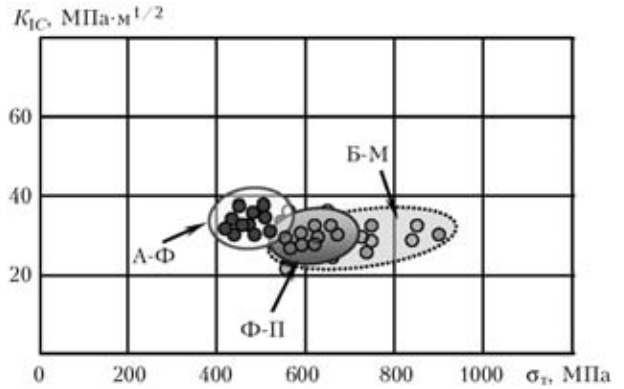


Рис. 6. Области конструктивной прочности сварного соединения стали 17Х2М, полученного с использованием проволок Св-08Г2С (швы Ф-П типа), Св-08Х20Н9Г7Т (швы А-Ф типа) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (швы Б-М типа)

со швами Ф-П типа (рис. 8, б). Наиболее высокие значения $\tau_{вн}$ (около 3800...5600 МПа), что соответствует $(0,45 \dots 0,67)\tau_{теор}$, которые относительно равномерно распределены по металлу соответствующего участка ЗТВ, характерны для швов Б-М типа (рис. 8, в).

Относительно характера распределения $\tau_{вн}$ в структурах различного типа установлено следующее. Максимально протяженные (примерно до 8...10 мкм) и наибольшие по мощности дислокационные скопления — концентраторы внутренних напряжений ($\tau_{вн} \sim 5600$ МПа) — формируются в структурах B_B (вдоль межзеренных прослоек цементита), которые являются потенциальными источниками хрупкого разрушения. При этом равномерное распределение локальных дислокационных скоплений, уменьшение их протяженности и замкнутый характер в объемах зерен

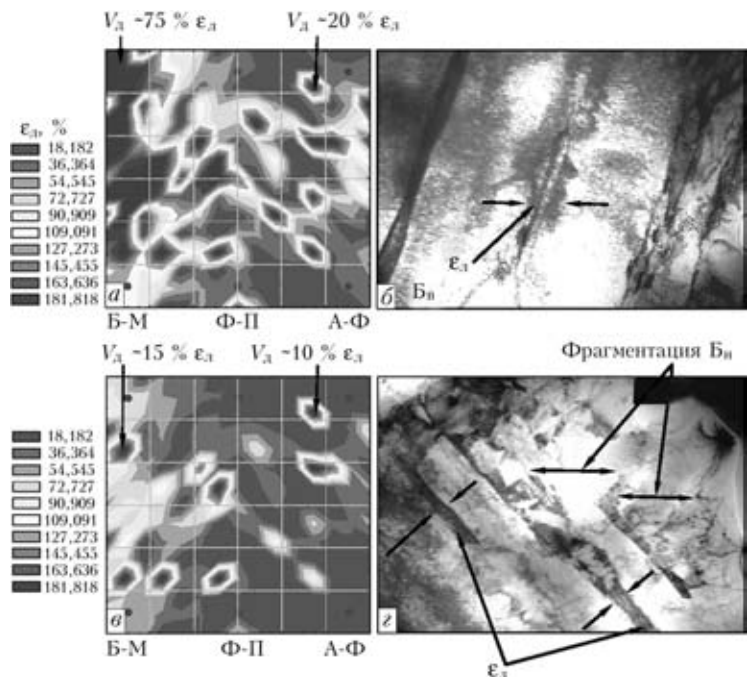


Рис. 7. Диаграммы ($\times 20000$) распределения зон локализации деформации B_B (а, б) и B_H (в, г) в металле швов различных типов

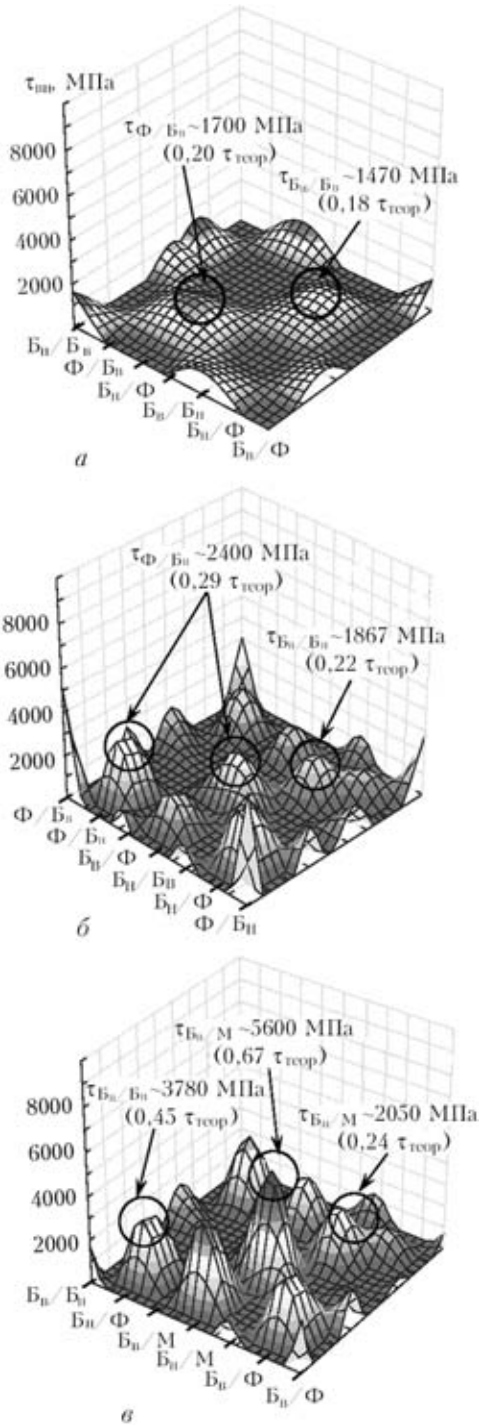


Рис. 8. Расчетные значения внутренних напряжений $\tau_{вн}$ и теоретической прочности $\tau_{теор}$ в различных структурных зонах их локализации (B_B , B_H , Φ , M и границ их сопряжений) (I зона ЗТВ) сварных соединений стали 17Х2М, полученных с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т (швы Ф-П типа) (а), Св-08Г2С (швы А-Ф типа) (б) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (швы Б-М типа) (в)

соответствуют B_H , что способствует при формировании такого типа структур расширению возможностей для пластической релаксации напряжений в условиях нарастающих внешних нагрузок за счет подключения к обычным (дислокационным) механизмам поворотных (ротацион-

ных) механизмов их релаксации. Это необходимо учитывать при разработке технологического процесса сварки соединений из высокопрочных сталей, который должен способствовать формированию в металле швов и ЗТВ преимущественно структур B_H , что особенно важно для сварных конструкций, работающих в условиях низких температур.

Выводы

1. Комплексным исследованием на всех структурных уровнях процессов формирования сварного соединения в реальных условиях сварки установлено влияние конкретных структурно-фазовых изменений при аустенитных превращениях на прочность, пластичность, характер локализации деформации и внутренних напряжений — факторов, влияющих на трещиностойкость сварных соединений.

2. Определено, что при переходе в сварном соединении швов Ф-П типа к швам А-Ф типа, а затем к швам Б-М типа имеет место увеличение доли структур B_H , диспергирование структуры и субструктуры при отсутствии резких градиентов по размеру зерен и более равномерное распределение плотности дислокаций по их объему.

3. С помощью аналитической оценки дифференцированного вклада конкретных структурно-фазовых параметров в общий (интегральный) уровень прочности доказано, что повышение уровня прочности $\sigma_{0,2}$ в соединениях со швами Б-М типа обусловлено наибольшим вкладом в упрочнение структур B_H его составляющих (субструктуры и карбидных фаз). Более низкие значения уровня прочности в соединениях со швами А-Ф и Ф-П типов в значительной степени связаны с формированием крупнозернистых и градиентных по размерам структур, а также с большей объемной долей B_B .

4. Равномерное распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$ и зон локализации деформации ϵ_d при снижении значений этих параметров (приблизительно до $0,18...0,20 \tau_{теор}$) наблюдается в сварных соединениях со швами А-Ф типа. Увеличение значений $\tau_{вн}$ до $0,22...0,67 \tau_{теор}$ характерно для сварных соединений со швами Ф-П и Б-М типов.

5. Наибольшие по мощности и протяженности дислокационные скопления — концентраторы внутренних напряжений, являющиеся потенциальными источниками хрупкого разрушения, формируются в структурах B_B . Характерное для структур B_H равномерное распределение локальных дислокационных скоплений, уменьшение их протяженности и замкнутый характер должны способствовать реализации пластических механизмов релаксации внутренних напряжений.



1. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Об улучшении качества сталей и сплавов для сварных конструкций ответственного назначения // Автомат. сварка. — 1962. — № 11. — С. 1–7.
2. Гривняк И., Питрунова М., Заяц Я. Измерение и расчет максимальной твердости околошовной зоны сварных соединений конструкционных сталей // Применение математических методов при изучении свариваемости: Докл. 2-го симп. СЭВ. — София, 1983. — Ч. 2. — С. 213–221.
3. Bessyok Ito Y. Weldability formula of high strength steels related to heat-affected-zone cracking. — S.I., [1968]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-576–68).
4. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и свойства стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
5. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
6. Горьнин И. В. Свариваемые корпусные высокопрочные стали и их применение. — Киев: Наук. думка, 1980. — 132 с.
7. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
8. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
9. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
10. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах: Сб. ст. / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
11. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 11–40.
12. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173, № 1. — P. 25–28.
13. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
14. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 118–177.
15. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187.
16. Ebeling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — 13, № 7. — P. 805–809.
17. 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. // Автомат. сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
18. Критерий оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. — С. 107–113.
19. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Второй междунар. конф., 13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2004. — С. 174–179.
20. Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушение сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Четвертой междунар. конф., 27–30 мая 2008 г., пос. Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2009. — С. 87–94.
21. Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Зб. праць IV Міжнарод. конф., черв. 2009 р., Львів. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2009. — С. 447–451.
22. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
23. Теоретическое и экспериментальное исследование дислинаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — 116 с.
24. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Met. — 1963. — 11. — P. 75–77.

Structural-phase state of metal of the welded joints on high-strength low-carbon steel 17Kh2M ($w_{65} = 20$ °C/s), produced by using welding wires of different chemical compositions and structural types (Sv-08G2S, Sv-08Kh20H9G7T, Sv-10KhN2GSMFTYu), was investigated. Analytical estimation of differential contribution of each structural parameter to a change in the set of mechanical properties (strength, ductility) of the HAZ and weld metal, as well as of a character of distribution and localisation of deformation, level of local internal stresses, intensity and spread of the stress raisers, which are potential sources of cracks forming during the welding process, was performed on the basis of experimental data.

Поступила в редакцию 19.07.2010

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

Производственное объединение «ТЕХНА» (<http://www.texna.com.ua>) приглашает на постоянную работу инженера-технолога сварочного производства (г. Новоград-Волынский Житомирской обл.).

Официальное трудоустройство, соцпакет, проживание, питание, заработная плата — высокая.

E-mail: a.homenko@techna.kiev.ua