



МЕТОДЫ ОЦЕНКИ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, канд. техн. наук, В. В. ГОЛОВКО, д-р техн. наук, академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы возможности использования механизмов упрочнения и структурного подхода для выбора методов оценки упрочнения металла швов высокопрочных низколегированных сталей. Показано, что на стойкость швов против хрупкого разрушения основное влияние оказывает упрочнение твердого раствора и зернограничное упрочнение.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные высокопрочные стали, металл шва, механизмы упрочнения, структура, прогнозирование механических свойств

В настоящее время низколегированные высокопрочные (НЛВП) стали являются одним из наиболее перспективных материалов при изготовлении сварных конструкций. Начиная с 1970-х годов исследованиям проблем металлургии и технологии сварки этих сталей уделяется большое внимание. Накопленный значительный материал по свойствам сварных конструкций из сталей этого класса позволяет прогнозировать пути и стоящие за ними технологии дальнейшего повышения всего комплекса механических свойств сварных швов НЛВП сталей. Анализ и обобщение данных различных исследователей позволили сформулировать ряд положений, направленных на получение надежных сварных соединений НЛВП сталей с высоким уровнем служебных свойств [1, 2]. В частности, считается, что для обеспечения оптимального сочетания показателей прочности, вязкости и пластичности металла швов, полученных на НЛВП с пределом текучести до 560 МПа, необходимо формировать швы с высоким содержанием структуры игольчатого феррита [3, 4]. Исследования, выполненные в последнее время [5, 6], показали, что повышенное содержание в структуре сварного шва игольчатого феррита еще не является гарантией получения металла с высокими показателями прочности и вязкости. На процесс хрупкого разрушения, с одной стороны, влияет легирование твердого раствора, а с другой — характеристики неметаллических включений.

При оценке влияния легирования на упрочнение твердого раствора многие авторы использовали три основных подхода: по химическому составу металла, механизмам упрочнения и содержанию микроструктурных составляющих.

В первом случае используют уравнения регрессии, построенные на результатах эксперимен-

тов определения механических свойств металла в зависимости от изменения в определенных пределах содержания в нем легирующих элементов. Такие зависимости справедливы только для той области составов, для которой они были установлены. Так, результаты исследования свариваемости НЛВП сталей с системой легирования С–Mn–Si [7], обобщенные в приведенных ниже уравнениях:

$$\sigma_b = 268 + 450[C + 0,33 Si + Mn(1,6 C - 0,145)], \quad (1)$$

$$a_I^{+20} = 144 - 387C + 330C^2, \quad (2)$$

не могут быть распространены на низколегированные стали с системой легирования С–Mn–Si–Mo–Ni–Ti.

Во втором случае на основе физических процессов, оказывающих влияние на упрочнение металла сварного шва, предлагается оценка, построенная на анализе механизмов упрочнения, в соответствии с которой необходимо учитывать механизм твердорастворного, дислокационного, дисперсионного и зернограничного упрочнения [8]. Например, предел текучести $\Delta\sigma_T^\Phi$ и температура перехода от вязкого к хрупкому типу разрушения $T_x^{\Phi\Pi}$ ферритно-перлитной стали может быть определена как

$$\sigma_T^{\Phi\Pi} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр}^\Phi + \Delta\sigma_d^\Phi + \Delta\sigma_{\Pi}^\Phi + \Delta\sigma_{Ду}^\Phi + \Delta\sigma_3^\Phi + \Delta\sigma_c^\Phi, \quad (3)$$

$$T_x^{\Phi\Pi} = T_0 + (0,4...0,6)\Delta\sigma_{тр}^\Phi + 0,4\Delta\sigma_d^\Phi + 0,3\Delta\sigma_{Ду}^\Phi - 0,7\Delta\sigma_3^\Phi, \quad (4)$$

где σ_0 , T_0 — исходная прочность и температура перехода монокристалла железа ($\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G \sim 30$ МПа); $\Delta\sigma_{тр}^\Phi$ — твердорастворное упрочнение за счет легирования феррита; $\Delta\sigma_d^\Phi$ — вклад дислокационного упрочнения за счет плотности дислокаций в феррите; $\Delta\sigma_{\Pi}^\Phi$ — перлитное упрочнение за счет формирования перлитных зерен; $\Delta\sigma_{Ду}^\Phi$ —



дисперсионное упрочнение за счет дисперсных включений карбидов и нитридов в феррите; $\Delta\sigma_3^\Phi$, $\Delta\sigma_c^\Phi$ — зернограницное упрочнение за счет изменения размера соответственно зерен и субзерен феррита.

Вклад различных механизмов упрочнения можно определить из следующей системы уравнений:

$$\Delta\sigma_{тр} = 4670[C] + 33[Mn] + 86[Si] + 82[Ti] + 30[Ni] + 11[Mo], \quad (5)$$

$$\Delta\sigma_d = \alpha G b r^{1/2}, \quad (6)$$

$$\Delta\sigma_3 = \frac{k_y}{\sqrt{d}}, \quad \Delta\sigma_c = \frac{k_y}{d}, \quad (7)$$

$$\Delta\sigma_{дв} = (9,8 \cdot 10^3 / \lambda) \ln 2\lambda, \quad (8)$$

$$\Delta\sigma_{\Pi} = 2,4\Pi, \quad (9)$$

где α , k_y — коэффициенты для стали, равные $\alpha = 0,5$ и $k_y = 0,63 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; $G = 84000 \text{ МПа}$ (для стали); b — вектор Бюргера для стали, равный $2,5 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$; d — средний размер ферритного зерна или субзерна, мкм; λ — расстояние между частицами, оказывающими упрочняющее влияние на твердый раствор; Π — доля перлита, %.

Развитие представлений о механизме влияния характеристик микроструктуры на упрочнение твердого раствора и механические свойства металла швов, позволило сформулировать еще один метод оценки показателей прочности и вязкости сварных швов, исходя из данных о количестве микроструктурных составляющих и их индивидуальных свойств [9]. ВПНЛ стали можно рассматривать как полифазную смесь, в состав которой входят феррит (Ф), перлит (П), бейнит (Б) и мартенсит (М), вторичные фазы в виде карбидов и карбонитридов микролегирующих элементов, неметаллические включения (оксиды, сульфиды). Если рассматривать сталь как природный композит перечисленных выше фаз, то ее прочностные свойства (σ_t , σ_b) можно представить суммой прочностных свойств каждой составляющей, умноженной на ее объемную долю в шве:

$$\sigma_t = \sigma_\Phi V_\Phi + \sigma_\Pi V_\Pi + \sigma_B V_B + \sigma_M V_M + \sum \sigma_{двi} V_{двi}, \quad (10)$$

где σ_Φ , σ_Π , σ_B , σ_M — парциальные вклады в упрочнение феррита, перлита, бейнита, мартенсита с учетом доли их объемного содержания V_Φ , V_Π , V_B , V_M ; $\sigma_{двi}$, $V_{двi}$ — прочность и доля компоненты вторичной фазы в металле шва.

Свойства каждой структурной компоненты, входящей в формулу (10), определяются химическим составом, морфологией и дисперсностью

структуры. Прочность ферритной составляющей σ_Φ представляется суммой трех слагаемых

$$\sigma_\Phi = \Delta\sigma_{тр}^\Phi + \Delta\sigma_d^\Phi + \Delta\sigma_3^\Phi, \quad (11)$$

которые определяются по формулам (5)–(7), а прочность перлита σ_Π — по выражению (9).

Влияние бейнитной составляющей структуры можно оценить с помощью линейной зависимости прочности в диапазоне от температуры начала бейнитного превращения B_s до температуры образования мартенсита M_s :

$$\sigma_B = \frac{(\sigma_\Phi V_\Phi + \sigma_\Pi V_\Pi)}{(V_\Phi + V_\Pi)} + \left[\frac{1}{V_M} \sum \frac{(B_s - T_i)}{(B_s - M_s)} \frac{\sigma_M - (\sigma_\Phi V_\Phi + \sigma_\Pi V_\Pi)}{(V_\Phi + V_\Pi) \Delta V_{Bi}} \right], \quad (12)$$

где T_i — температура бейнитного превращения в i -й момент времени; ΔV_{Bi} — приращение объема бейнита за i -й промежуток времени [10].

Основным фактором, определяющим прочностные свойства мартенсита, является содержание углерода в мартенсите. Оценить вклад мартенситной составляющей можно по формуле из работы [11]

$$\sigma_M = A_M + B_M \sqrt{C}, \quad (13)$$

где A_M , B_M — эмпирические коэффициенты; C — содержание углерода в мартенсите (МАК-фазе).

По Мардеру и Краусу прочность мартенсита связана с размерами мартенситных пакетов d_Π соотношением типа Холла–Петча $\sigma_M = 449 + 60 d_\Pi^{-1/2}$, где σ_M выражено в мегапаскалях, d_Π — в микрометрах.

Дисперсионное упрочнение $\sigma_{двi}$ зависит от объемной доли и дисперсности вторичных фаз (карбидных, карбонитридных и неметаллических включений) и определяется по формуле (8).

Таким образом, зная химический состав металла шва, объемные доли первичных (феррита, перлита, бейнита и мартенсита) и вторичных фаз (карбидных, карбонитридных фаз и неметаллических включений), дисперсность и морфологию структуры, можно уверенно прогнозировать механические свойства металла сварного шва ВПНЛ сталей.

Для анализа возможностей использования механизмов упрочнения и структурного подхода к упрочнению металла швов изготовили сварные соединения из ВПНЛ стали. Химический состав основного металла, сварочной проволоки и сварных швов приведен в работе [12].

В ходе металлографических исследований определяли долю отдельных составляющих микроструктуры металла шва, элементный состав и рас-



Таблица 1. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна d_f металла швов, легированных марганцем

Обозначение шва	Игольчатый феррит	Полигональный феррит	Пластинчатый феррит с		Полиэдрический феррит	Боковой феррит Видманштетта	Размер ферритного зерна, мкм
			неупорядоченной II фазой	упорядоченной II фазой			
ГА13Г	49,5	2,0	17,0	5,0	26,5	0	360
ГА09Г	48,0	9,5	9,0	3,5	30,0	0	250
ГА19Г	61,5	13,5	3,0	0	22,0	0	150
ГА13Г2	55,0	7,5	17,5	2,5	15,5	1	300
ГА09Г2	64,5	8,0	0	0	25,0	2	250
ГА19Г2	85,0	4,0	0	0	8,0	3	170

Таблица 2. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна d_f металла швов, легированных титаном

Обозначение шва	Игольчатый феррит	Полигональный феррит	Пластинчатый феррит с		Полиэдрический феррит	Боковой феррит Видманштетта	Размер ферритного зерна, мкм
			неупорядоченной II фазой	упорядоченной II фазой			
ГА13Т	23,5	10,5	21,5	7,5	29	8	150
ГА09Т	10	20	—	20	50	—	120
ГА19Т	6	3,7	55	33	2,3	—	70
ГА13Т2	7	9	41	9	—	—	100
ГА09Т2	—	5,7	36,7	57,6	34	—	70
ГА19Т2	—	2	25,3	71,7	1	—	50

пределение по размерам неметаллических включений. Микроструктуру исследовали методами оптической и электронной металлографии с использованием светового микроскопа «Неофот-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «JEOL», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture с последующей регистрацией изображения на экране компьютера. Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой МИС.

Результаты определения состава микроструктуры металла швов и среднего размера ферритного зерна, полученные при исследовании шлифованных образцов в 4%-м растворе азотной кислоты в этаноле, приведены в табл. 1 и 2.

Анализ данных о количестве, объемной доли, химическом составе и распределении по размерам неметаллических включений, полученных при металлографических исследованиях нетравленных шлифов, показал существование определенных отличий в морфологии различных по размерам включений. Мелкодисперсные включения размером до 1,0 мкм имеют ядро, состоящее из оксидов алюминия и титана, и внешнюю оторочку кубической формы с высоким содержанием нитридов титана (рис. 1, а)*. Более крупные включения состоят из оксидов сложного состава, на поверхности

которых расположены выделения сульфида марганца (рис. 1, б).

Упрочняющее воздействие включения на окружающую его матрицу определяется разницей в коэффициентах термического расширения включения и матрицы. Для дисперсионного упрочнения $\sigma_{ДУ}$ вторичными нитридными или карбонитридными фазами значительна, поэтому в матрице вокруг таких включений возникают усилия сжатия, тогда как для сульфидов эта величина существенно ниже, что способствует образованию разрывов на межфазной границе включения – матрица и практически полному отсутствию влияния включений на свойства металла шва [13].

В процессе анализа и обработки металлографических изображений подсчитывали долю неметаллических включений размером не более 1,0 мкм. С использованием полученных данных рассчитаны значения расстояний между включениями λ , приведенные в табл. 3.

С использованием результатов металлографических исследований (см. табл. 1 и 2) выполнили расчеты по формулам (5)–(8) для определения вклада отдельных составляющих в упрочнение твердого раствора металла швов. Влияние перлита

* Изображения, приведенные на рис. 1, а и б, получены канд. техн. наук В. Н. Ткачом на сканирующем электронном микроскопе SEM EVO-50.

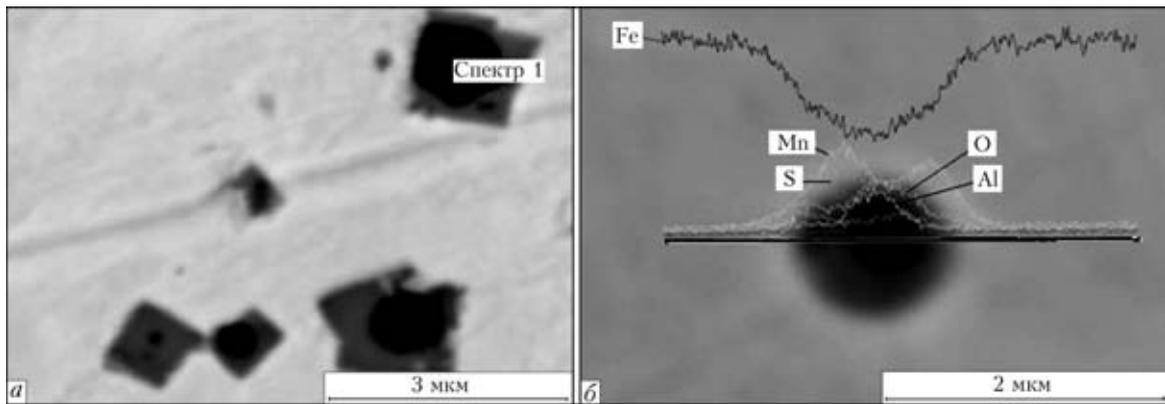


Рис. 1. Морфология неметаллических включений размером менее 1,0 (а) и более 1,5 (б) мкм

Таблица 3. Объемная доля неметаллических включений, распределение их по размерам и результаты расчета расстояния между частицами λ по формуле (8)

Обозначение шва	Объемная доля включений, %	Содержание (%) / количество (шт.) включений в размерном диапазоне, мкм					λ , мкм
		< 0,30	0,50...1,00	1,25...2,00	2,25...3,00	> 3,00	
ГА13Г	0,83	32/761	45/1050	18/422	3/74	2/43	3,21
ГА09Г	0,24	37/558	49/735	11/169	1,5/22	1/16	3,09
ГА19Г	0,09	31/274	62/547	6,5/57	0,1/1	0/0	2,69
ГА13Г2	0,79	35665	43/827	18/340	3/54	2/33	2,89
ГА09Г2	0,25	37/513	52/718	10/138	1/16	0,3/4	2,71
ГА19Г2	0,14	46/423	45/416	7/60	1/9	0,7/6	2,16
ГА13Т	0,40	25/243	51/490	17/159	5/45	3/26	3,96
ГА09Т	0,24	53/647	37/458	8/94	2/21	0,25/3	2,99
ГА19Т	0,12	33/233	52/360	11/79	3/21	0,6/4	1,89
ГА13Т2	0,65	53/408	33/258	10/75	3/21	1,5/12	1,89
ГА09Т2	0,35	56/315	35/197	2/10	1,5/8	1,5/8	1,80
ГА19Т2	0,23	62/386	30/189	6/36	2/11	0,16/1	1,61

на упрочнение не рассчитывали в связи с его отсутствием в структуре швов. Исходя из соображений, приведенных в работах [14, 15], вклад дислокационного упрочнения (около 150...180 МПа) принимали постоянным и не учитывали его изменение в процессе легирования марганцем и титаном.

Результаты испытания образцов металла швов в соответствии с ГОСТ 6996 приведены в табл. 4, а на рис. 2, 3 показаны результаты расчета вклада твердорастворного, дисперсионного и зернограничного механизмов в упрочнение металла исследуемых швов и его сопоставление с пределом текучести и прочности.

Анализ полученных результатов показывает, что наибольший вклад в упрочнение оказывают зернограничное и твердорастворное упрочнение. Сопоставление расчетных (рис. 3) и экспериментальных данных по пределу прочности и текучести металла швов (табл. 4) показывает их достаточно хорошее соответствие. Вместе с тем наблюдаемые отклонения расчетных от эксперимен-

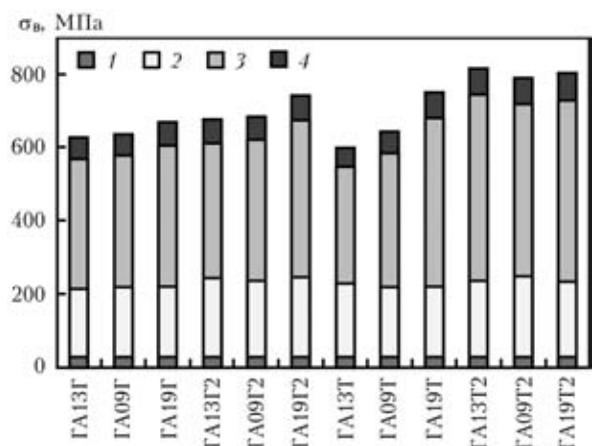


Рис. 2. Расчетный вклад различных механизмов упрочнения в прочность металла сварных швов, легированных марганцем и титаном: 1 — трение решетки; 2 — твердорастворное упрочнение; 3 — зернограничное; 4 — дисперсионное

тальных результатов (в швах, легированных большим количеством титана), обусловлены тем, что титан, являясь сильным карбидообразующим эле-

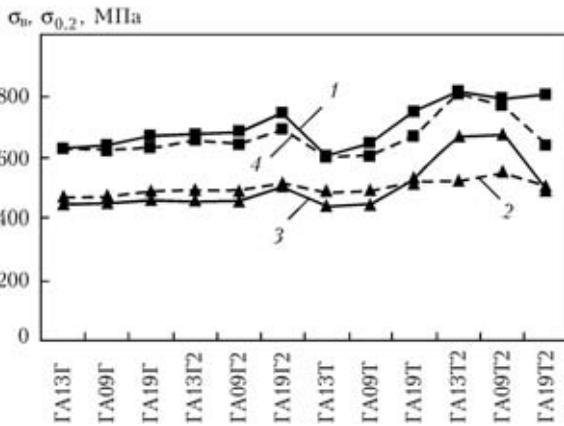


Рис. 3. Сопоставление расчетных значений (1, 2) предела прочности ($\sigma_{в}$) и текучести ($\sigma_{0,2}$) с их экспериментальными (3, 4) значениями, полученными для исследуемых швов

ментом, вступает во взаимодействие с углеродом и азотом, образуя мелкодисперсные карбиды и карбонитриды, которые так же, как и оксидные включения, оказывают упрочняющее воздействие на твердый раствор. К сожалению, для определения состава, размера, распределения и расстояния между карбидами (8) необходимо проведение дополнительных электронно-микроскопических исследований на просвет и рентгеноспектрального анализа.

Увеличение легирования металла швов марганцем вызывает снижение температурного интервала ферритных превращений [12] и способствует формированию ферритной структуры с размером зерен в пределах 170...360 мкм (см. табл. 1). Неметаллические включения в сварных швах в этом случае имеют преимущественные размеры до 1,0 мкм, а доля включений размером 0,5...1,0 мкм составляет от 30 до 45 % (см. табл. 3).

Снижение температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения подавляет рост зернограничного феррита

и приводит к сокращению содержания его аллотриоморфной морфологии в металле швов. Формирование относительно больших зерен феррита в сочетании с высоким содержанием дисперсных (до 1,0 мкм) включений и пониженной температурой окончания бейнитного превращения способствуют внутризеренному зарождению бейнитного феррита и образованию до 85 % ферритной структуры с игольчатой морфологией (см. табл. 1). При этом следует отметить, что с понижением температурного интервала бейнитного превращения ширина игл феррита увеличивается от 80 до 160 мкм. В структуре более широких игл появляются двойниковые границы, что вызывает повышение твердости игольчатого феррита и снижение ударной вязкости металла швов, несмотря на повышенное содержание этой составляющей в структуре [12].

Легирование металла швов титаном не сказывается на температурах начала ферритного и бейнитного превращений, но повышает температуру окончания последнего [12], что приводит к существенному снижению размера ферритных зерен (см. табл. 2). Объемная доля неметаллических включений в металле швов сокращается, но возрастает содержание включений размером не более 0,30 мкм с высоким содержанием карбонитридной фазы (см. табл. 3). Повышение содержания мелкодисперсной карбидной фазы в металле швов, легированных титаном, привело к росту центров зарождения α -фазы, с одной стороны, и повышению роли дисперсионного упрочнения в формировании механических свойств металла швов, с другой. При повышении плотности распределения межзеренных границ они становятся более вероятными с энергетической точки зрения центрами роста ферритной структуры, а высокая засоренность границ неметаллическими включе-

Таблица 4. Механические свойства металла швов, легированных марганцем и титаном

Обозначение шва	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
					20	0	-20
ГА13Г	446,4	626,2	21,0	59,9	47,3	31,9	20,8
ГА09Г	444,4	621,1	23,4	65,0	126,2	94,6	66,8
ГА19Г	458,8	627,9	22,3	67,9	144,1	107,7	94,2
ГА13Г2	453,8	652,8	21,2	57,5	58,0	41,4	29,9
ГА09Г2	455,2	638,9	23,4	64,0	98,4	78,0	60,1
ГА19Г2	501,0	686,7	21,8	64,8	103,9	69,4	53,5
ГА13Т	437,7	597,5	23,1	58,8	62,4	42,9	23,7
ГА09Т	443,4	603,5	23,5	67,7	64,3	40,8	19,0
ГА19Т	527,2	665,9	18,8	66,9	43,3	20,9	13,8
ГА13Т2	664,2	807,3	17,6	66,0	22,2	16,7	13,0
ГА09Т2	673,3	769,0	17,5	63,9	28,5	13,8	16,0
ГА19Т2	488,9	634,0	20,6	59,8	49,6	18,3	13,9



ниями размером свыше 1,50 мкм способствует тому, что эти превращения начинаются в области высоких температур, образуя в результате структуру типа феррита Видманштетта. Повышение в структуре металла швов серий, легированных титаном, содержания феррита с выделениями второй фазы в виде тонких пластин сопровождается увеличением микротвердости структуры и снижением стойкости против хрупкого разрушения [12].

Таким образом, на стойкость металла швов НЛВП сталей против хрупкого разрушения основное влияние оказывает упрочнение твердого раствора $\sigma_{тр}$ и зернограничное упрочнение $\Delta\sigma_z$. Если в образцах серии, легированных титаном, отрицательное влияние твердорастворного упрочнения компенсировалось за счет измельчения зеренной структуры с 200 до 100 мкм, то в образцах серии, легированных титаном, чрезмерно высокий вклад $\Delta\sigma_{тр}$ не удалось нейтрализовать даже за счет измельчения размера зерна до 50 мкм.

Повышение содержания мелкодисперсной карбидной фазы в металле швов, легированных титаном, привело к увеличению роли дисперсионного упрочнения в формировании механических свойств металла швов. По-видимому, такие карбиды способствуют образованию дисперсной структуры в области высокотемпературного распада аустенита. Однако в случае образования высокотемпературных морфологических форм бейнитного феррита сварные швы имеют низкий уровень вязкости. Для повышения вязкости металла швов необходимо добиваться образования в их структуре повышенного содержания низкотемпературных форм бейнитного феррита за счет увеличения легирования элементами, повышающими устойчивость аустенита.

Выводы

1. Применение метода оценки упрочнения, учитывающего механизмы упрочнения, адекватно предсказывает прочностные свойства металла швов НЛВП сталей.
2. При моделировании состава металла швов НЛВП сталей для обеспечения высоких показателей прочности, пластичности и вязкости сварных соединений необходимо стремиться к

повышению вклада $\Delta\sigma_{ду}$ и $\Delta\sigma_z$ при ограничении $\Delta\sigma_{тр}$. В структуре металла швов в этом случае будут образовываться морфологические формы бейнитного феррита, а наличие дисперсной карбидной фазы будет способствовать формированию мелкозеренной вторичной структуры.

1. Походня И. К. *Металлургия дуговой сварки конструкционных сталей и сварочные материалы* // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 63–75.
2. Фуджита Ю., Наканиси Ю., Юрока И. *Технология сварки в современной промышленности Японии (Обзор)* // Там же. — С. 48–53.
3. Лякишев Н. П., Николаев А. В. *Металлургия стали: особенности производства в XX в., проблемы и прогноз дальнейшего развития* // Там же. — 2003. — № 10/11. — С. 32–39.
4. *Прогнозирование свойств металла шва повышенной прочности* / Д. Л. Олсон, Э. Метцбауэр, С. Лиу, И. Д. Парк // Там же. — С. 40–47.
5. Головки В. В. *Влияние распределения марганца между структурными составляющими на свойства металла низколегированных швов* // Там же. — 2007. — № 12. — С. 26–29.
6. Головки В. В., Грабин В. Ф. *Влияние легирования высокопрочного металла шва титаном на его структуру и свойства* // Там же. — 2008. — № 1. — С. 17–22.
7. *Оптимизация состава низколегированных свариваемых сталей* / И. И. Франтов, В. И. Столяров, А. В. Назаров, А. В. Терентьев // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 1987. — № 11. — С. 37–42.
8. Гольдштейн М. И. *Пути повышения прочности и хладостойкости конструкционных сталей* // Там же. — 1987. — № 11. — С. 6–11.
9. Young C. H., Bhadeshia H. K. D. H. *Strength of mixtures of bainite and martensite* // *Material Sci. and Technology*. — 1994. — 10, № 3. — P. 209–214.
10. Мазур В. Л., Ноговицин А. В. *Теория и технология тонколистовой прокатки (численный анализ и технические приложения)*. — Днепропетровск: РВА «Дніпро-VAL», 2010. — 500 с.
11. Liska S., Wozniak J. *Matematiský model pro analýz v technologických podmínek valcování oceli za tepla* // *Hutn. aktual.* — 1981. — 22, № 9. — S. 1–49.
12. *Влияние легирования марганцем и титаном на особенности распада аустенита в металле низколегированных швов* / В. В. Головки, В. А. Костин, В. Н. Жуков, И. А. Прибытько // *Вестн. ЧГТУ*. — 2010. — № 45. — С. 125–133.
13. Губенко С. И., Парусов В. В., Дервянченко И. В. *Неметаллические включения в стали*. — Донецк: Арт-Пресс, 2005. — 536 с.
14. Высоцкий В. М., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И. *Теоретическая и экспериментальная оценка упрочнения и охрупчивания низколегированных ферритно-перлитных сталей* // *Вопр. материаловедения*. — 2004. — № 4. — С. 5–13.
15. *Основные структурные факторы упрочнения низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки* / В. М. Счастливцев, И. Л. Яковлева, Н. А. Терещенко и др. // *Металловедение и терм. обработка металлов*. — 2009. — № 1. — С. 41–45.

Possibilities of application of strengthening mechanisms and structural approach to evaluation of strengthening of weld metal of high-strength low-alloyed steels were analyzed. It is shown that brittle fracture resistance of welds is mainly influenced by solid solution and grain-boundary strengthening.

Поступила в редакцию 11.03.2011