



ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

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

Проанализировано влияние технологических факторов (кислородный потенциал флюса, сочетание сварочная проволока – основной металл, скорость охлаждения) на механические свойства исследуемых швов высокопрочных низколегированных сталей 12ХН2МДФ и 09Г2ФБ. Полученные результаты согласуются с видом микроструктуры, составом и распределением неметаллических включений, особенностями распада аустенита в металл исследуемых швов. Показано, что введение в металл швов мелкодисперсных тугоплавких включений оксидов титана и циркония позволяет достигнуть высоких показателей прочности ($\sigma_b = 700...710$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{20} = 80...100$ Дж/см²).

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные низколегированные стали, керамический флюс, микроструктура, распад аустенита, игольчатый феррит, неметаллические включения, механические свойства

Постоянно возрастающие требования к металлоконструкциям вызывают необходимость освоения новых марок сталей с повышенным уровнем механических свойств. Наряду с низкоуглеродистыми сталями в практике металлургического производства все шире применяются высокопрочные низколегированные (ВПНЛ) стали. Система их легирования предполагает повышенное содержание элементов, упрочняющих твердый раствор, при одновременном снижении содержания углерода [1–3].

Основной задачей при сварке ВПНЛ сталей является формирование такой микроструктуры металла шва, которая обеспечивала бы как высокие механические свойства самого шва, так и равнопрочное соединение сварного шва и основного металла. Сочетание высоких показателей прочности, пластичности и вязкости может быть достигнуто при образовании в структуре металла шва высокого содержания низкотемпературных форм феррита мелкозернистой морфологии — игольчатого феррита (ИФ) [4, 5].

В металле швов ВПНЛ сталей образуется довольно широкий спектр микроструктур: ИФ, полигональный феррит (ПФ), Видманштеттов феррит (ВФ), феррит с упорядоченной (ФУВ) и неупорядоченной второй фазой (ФНУВ), а также микрофазы (МАК-фаза), которые формируются в процессе распада аустенита. Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств ме-

талла швов низколегированных сталей достигается в результате благоприятного сочетания всего комплекса ферритно-цементитных структур.

Известно [4, 6], что в этом комплексе структура ИФ имеет наиболее высокие свойства с точки зрения сопротивления хрупкому разрушению, что обусловлено ее морфологическими особенностями: ИФ преимущественно формируется внутри первичных кристаллитов; иглы ИФ имеют длину 2...8 мкм и толщину 1...2 мкм; отношение их сторон составляет 1:3...1:10; между иглами формируются высокоугловые границы с углом разориентации более 20°; на границах раздела между ферритными зернами наблюдаются микрофазы (карбиды или МАК-фаза); внутри зерен ИФ формируется высокая плотность дислокаций ($\rho = 10^{12}$ см⁻²).

На образование ИФ влияет целый ряд факторов, а именно: химический состав металла швов, скорость охлаждения в температурном интервале 800...500 °С, содержание кислорода в шве, размер первичного аустенитного зерна, состав, размер и распределение неметаллических включений.

Вместе с тем анализ литературных данных показывает, что в ряде случаев не удается добиться высокой хладостойкости металла швов ВПНЛ сталей, несмотря на наличие в них структуры ИФ [6, 7]. Согласно их результатам возможно снижение ударной вязкости, несмотря на наличие в шве большого содержания ИФ (свыше 70 %). Следует отметить, что такое снижение наблюдалось на швах с содержанием углерода 0,12...0,15 %, что, возможно, связано с влиянием неучтенного структурного фактора.

С точки зрения дальнейшего повышения показателей прочности, пластичности и ударной вязкости металла швов и сварных соединений не-



обходимо формирование в шве бейнитных структур, предпочтительно нижнего бейнита. Этому должно способствовать введение в расплав легирующих элементов, образующих карбиды с температурой плавления выше температуры металла сварочной ванны в количестве, которое не превышает их предельную растворимость в аустените. В наибольшей степени таким условиям отвечают такие легирующие элементы, как молибден, ванадий, ниобий.

Растворенный в аустените ниобий способствует снижению температуры A_{c3} , что вызывает замедление диффузионных процессов и способствует формированию структур реечного бейнита и мартенсита. Карбиды ванадия и молибдена, сосредотачиваясь на границе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, способствуют измельчению образующихся зерен феррита.

Цель настоящей работы заключалась в выборе металлургических (окислительный потенциал флюса; легирование флюса оксидами тугоплавких элементов) и технологических (сочетание основного металла и сварочной проволоки, скорость охлаждения) факторов, обеспечивающих высокий уровень механических свойств сварных швов ВПНЛ сталей.

Исследования предполагали оценку влияния легирования металла швов молибденом, ванадием и ниобием на структуру и свойства металла сварных швов.

Для решения поставленной задачи приготовили две серии образцов металла швов. Для легирования металла швов молибденом использовали сварочные проволоки Св-08Г1НМА и Св-10ГНМДТА, а с целью введения в сварочную ванну ванадия и ниобия в качестве основного металла — пластины низколегированной трубной стали 09Г2ФБ.

Химический состав основного металла и сварочных проволок приведен в табл. 1. В табл. 2 показаны результаты определения химического состава металла швов, полученных при сварке проволокой Св-08Г1НМА стыковых соединений стали 12ХН2МДФ (серия ГНМ) и стыковых соединений, полученных при сварке проволокой Св-10ГНМДТА стали 09Г2ФБ (серия ГНМ-ФБ).

Сварку выполняли под тремя экспериментальными флюсами различного уровня кислородного потенциала: кислым (флюс № 13, $\lg a_{O_2} = -0,83$), нейтральным (№ 9, $\lg a_{O_2} = -1,25$) и основным (№ 19, $\lg a_{O_2} = -1,70$). Кислородный потенциал флюса рассчитывали по формуле

$$a_{O_2} = RTP_{O_2} \text{ (кДж/моль),}$$

где R — универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К); T — температура, К; P_{O_2} — парциальное давление кислорода над расплавом шлака.

Шлаковая основа опытных флюсов была построена на основе Al_2O_3 -MgO-SiO₂-CaF₂. С целью

Таблица 1. Химический состав основного металла и сварочных проволок, мас. %

Сталь/проволока	C	Mn	Si	S	P	Ti	Ni	Mo	Al	V	Nb	Cu
Серия ГНМ												
12ХН2МДФ	0,088	0,44	0,253	0,005	0,010	—	2,16	0,27	0,011	0,015	0,005	0,47
Св-08Г1НМА	0,080	1,01	0,050	0,012	0,009	—	1,24	0,25	—	—	—	0,05
Серия ГНМ-ФБ												
09Г2ФБ	0,090	1,70	0,22	0,004	0,008	—	<0,01	0,01	0,035	0,06	0,035	0,01
Св-10ГНМДТА	0,010	1,41	0,22	0,009	0,012	0,08	1,10	0,20	—	—	—	0,45

Таблица 2. Химический состав металла исследуемых швов, мас. %

Серия шва	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	V	Nb	O
ГНМ13	0,070	0,51	0,382	0,009	0,012	0,18	1,67	0,26	0,010	0,001	0,005	0,002	0,120
ГНМ09	0,063	0,53	0,265	0,009	0,013	0,20	1,52	0,25	0,014	0,001	0,007	0,002	0,522
ГНМ19	0,058	0,58	0,152	0,008	0,013	0,21	1,51	0,25	0,016	0,001	0,009	0,002	0,351
ГНМ13ФБ	0,087	1,38	0,453	0,009	0,016	0,08	0,38	0,10	0,021	0,013	0,023	0,013	0,152
ГНМ09ФБ	0,081	1,45	0,331	0,004	0,015	0,06	0,39	0,11	0,026	0,017	0,027	0,015	0,035
ГНМ19ФБ	0,087	1,59	0,247	0,002	0,015	0,06	0,37	0,12	0,033	0,021	0,040	0,020	0,023
ГНМ-TiO ₂	0,059	1,40	0,533	0,011	0,015	0,25	0,46	0,53	0,019	0,019	0,040	0,006	0,071
ГНМ-ZrO ₂	0,052	1,39	0,499	0,010	0,014	0,24	0,46	0,53	0,020	0,026	0,040	0,006	0,078



Т а б л и ц а 3. Механические свойства металла исследуемых швов (среднее значение по трем измерениям)

Серия шва	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
					20	0	-20
ГНМ13	473,45	617,65	21,50	53,25	38,6	24,3	16,5
ГНМ09	491,80	603,20	23,50	62,90	48,2	26,7	20,7
ГНМ19	500,85	620,50	23,25	66,10	48,5	40,4	16,9
ГНМ13ФБ	534,15	667,85	26,20	58,85	54,4	35,8	25,9
ГНМ09ФБ	545,45	681,55	26,15	68,85	176,8	112,6	58,7
ГНМ19ФБ	523,70	688,80	23,85	69,90	45,9	22,6	13,5
ГНМ-TiO ₂	631,45	712,25	26,50	64,95	125,7	99,5	79,5
ГНМ-ZrO ₂	627,85	706,75	25,85	64,00	114,5	109,9	102,8

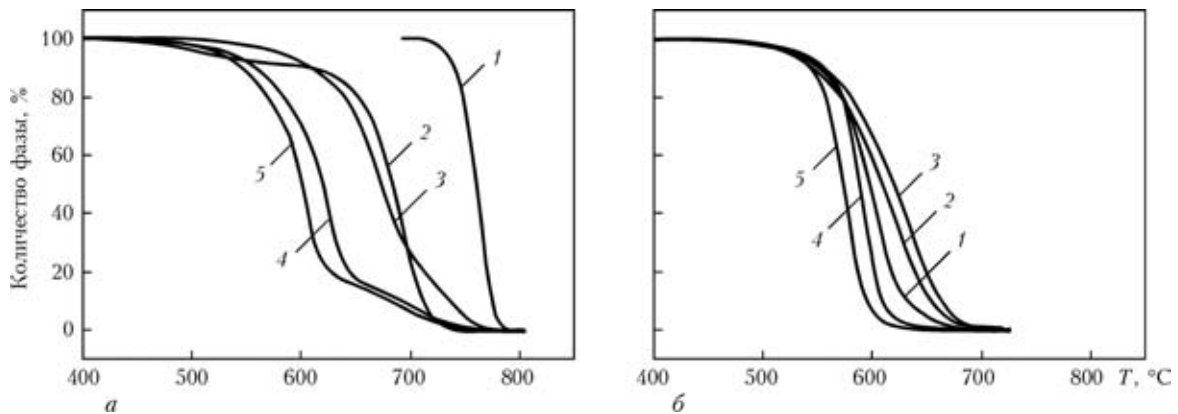


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения 1 (а) и 10 (б) °C/c на характер распада аустенита в исследуемых швах: 1 — ГНМ09ФБ; 2 — ГНМ19ФБ; 3 — ГНМ13ФБ; 4 — ГНМ-ZrO₂; 5 — ГНМ-TiO₂

изучения возможности управления размерами ферритных зерен в одной из серий опытов (ГНМ-TiO₂) в шихту флюса вводили оксид титана, а в другом (ГНМ-ZrO₂) — оксид циркония.

В экспериментах использовали следующие режимы сварки: постоянный ток обратной полярности $I_{CB} = 700...720$ А; $U_d = 35...36$ В; $v_{CB} = 6,9...7,0$ мм/с.

Влияние технологических факторов (кислородного потенциала флюса, системы сварочная проволока–основной металл, скорости охлаждения) на механические свойства исследуемых швов приведено в табл. 3.

Использование сварочной проволоки Св-08Г1НМА при сварке стали 12ХН2МДФ дает достаточно низкие показатели предела текучести (473...500 МПа) и ударной вязкости, особенно при низких температурах испытаний -20 °C (16...20 Дж/см²). Уменьшение кислородного потенциала флюса ($\lg a_O: -0,83 \rightarrow -1,25 \rightarrow -1,70$) практически не влияет на эти показатели. Использование сварочной проволоки Св-10ГНМДТА при сварке стали 09Г2ФБ, приводящее к легированию швов ванадием и ниобием, повышает как общий уровень прочности металла швов (предел текучести 520...545 МПа), так и их ударную вязкость (13...58 Дж/см²), причем наиболее благоприятно

использование нейтрального флюса с уровнем кислородного потенциала $\lg a_O = -1,25$ (шов серии ГНМ09ФБ), что позволяет достичь уровня ударной вязкости около 60 Дж/см² при температуре испытаний -20 °C. Наилучшим сочетанием прочности и ударной вязкости характеризуются образцы металла швов, полученных на аналогичной комбинации сварочной проволоки и основного металла, с использованием керамического флюса основного типа с добавками оксидов титана и циркония (серии ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂), позволившие достигнуть предела прочности 700...710 МПа и ударной вязкости 80...100 Дж/см² при температуре испытаний -20 °C. Результаты оценки влияния скорости охлаждения на особенности распада аустенита в металле исследуемых швов представлены на рис. 1. Исследования, проведенные на установке моделирования физического состояния сварки Gleeble 3800, показали, что при низких скоростях охлаждения (1 °C/c) металла шва в температурном интервале 800...500 °C в швах серии ГНМ-ФБ распад аустенита происходит в области высоких температур превращения (650...750 °C). С увеличением скорости охлаждения (10 °C/c) область распада аустенита смещается в область температур 570...650 °C. В швах серий ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ даже при низких скоростях охлаждения (1 °C/c) распад аустенита про-



исходит в области 550...650 °С (рис. 1), т. е. в области промежуточного превращения.

Для объяснения полученных результатов провели исследования структуры и фазового состава металла швов. Количество структурных составляющих в металле швов приведено в табл. 4.

Микроструктуры сварных швов исследуемых образцов приведены на рис. 2. Микроструктуры швов серии ГНМ (рис. 2, а, б) вне зависимости от уровня кислородного потенциала в основном состоят из грубоигольчатых ферритных образований и протяженных выделений ПФ вдоль границ первичных кристаллитов.

Микроструктура швов, легированных молибденом, ванадием и ниобием, полученная под кислым флюсом ГНМ13ФБ (рис. 2, в), состоит из

большого количества (до 72 %) классического ИФ при умеренном содержании ПФ и полиэдрического феррита (ПЭФ). Шов, выполненный под нейтральным флюсом ГНМ09ФБ, имеет наибольшее количество ИФ (80 %) в металле шва и наименьшее соответственно ПФ. Микроструктура серии шва ГНМ19ФБ (табл. 4) состоит из разнообразных структурных составляющих: ИФ, ПЭФ, ПФ, пластинчатого феррита (ФПл), верхнего (БВ) и нижнего (БН) бейнита, причем доля ИФ оказывается незначительной (до 20 %).

Микроструктуры швов серий ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ состоят почти полностью из мелкодисперсного ИФ, наблюдается минимальное количество ПФ (рис. 2, д, е, табл. 4).

В связи с тем, что на структуру швов большое влияние оказывают неметаллические включения, проведен анализ состава (табл. 5, рис. 3), объемной доли (табл. 5) и распределения неметаллических включений по размерам (рис. 3), который показал, что с увеличением окислительного потенциала используемого флюса объемная доля неметаллических включений в металле швов возрастает (табл. 5), а размер включений уменьшается до 0,3...0,5 мкм (рис. 3, в, г).

Анализ результатов механических испытаний металла исследуемых швов показал нецелесообразность использования при сварке стали 12ХН2МДФ сварочной проволоки Св-08Г1НМА, так как вне зависимости от уровня кислородного потенциала флюса достигаются довольно низкие показатели предела текучести (473...500 МПа) и ударной вязкости, особенно при низких температурах испытаний -20 °С (16...20 Дж/см²). Анализ проведенных металлографических исследований показал, что в первую очередь это связано с формированием грубоигольчатого феррита и большого количества ПФ вдоль границ первичных кристаллитов (см. рис. 2, а, б). Это обусловлено значительным содержанием в металле швов данной серии (ГНМ, см. табл. 2) никеля (1,5...1,6 %), молибдена (0,25...0,26 %), при незначительном содержании титана (0,001 %), ванадия (0,005...0,009 %) и ниобия (0,002 %). Таким образом, металл исследуемых швов оказался «перелегирован» никелем и молибденом. Отрицательное влияние оказали и формирующиеся крупные (свыше 1,5 мкм) неметаллические включения.

Более благоприятным является сочетание стали 09Г2ФБ и проволоки Св-

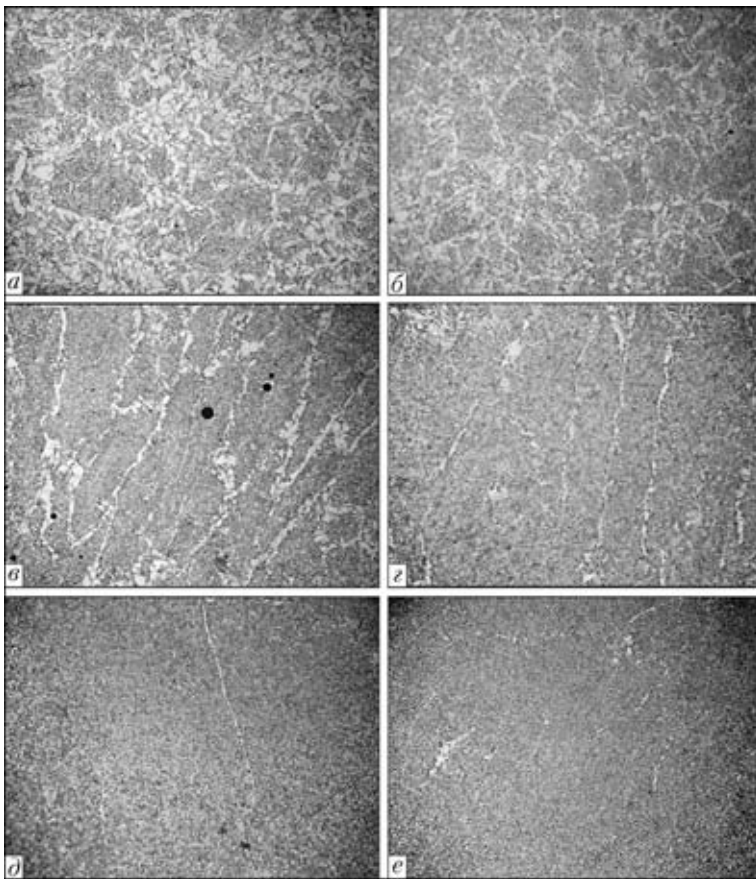


Рис. 2. Микроструктуры (×200) в центре шва образца: а — ГНМ13; б — ГНМ9; в — ГНМ13ФБ; г — ГНМ19ФБ; д — ГНМ-TiO₂; е — ГНМ-ZrO₂

Таблица 4. Количество структурных составляющих в исследуемых швах, %

Серия шва	ИФ	ПЭФ	ПФ	ФПл	БН	БВ	Размер аустенитного зерна, мкм
ГНМ13ФБ	72	17	11	—	—	—	400
ГНМ09ФБ	80	9	11	—	—	—	350
ГНМ19ФБ	20	18	10	7	6	24	300
ГНМ-TiO ₂	95	3	2	—	—	—	50
ГНМ-ZrO ₂	97	1	2	—	—	—	50

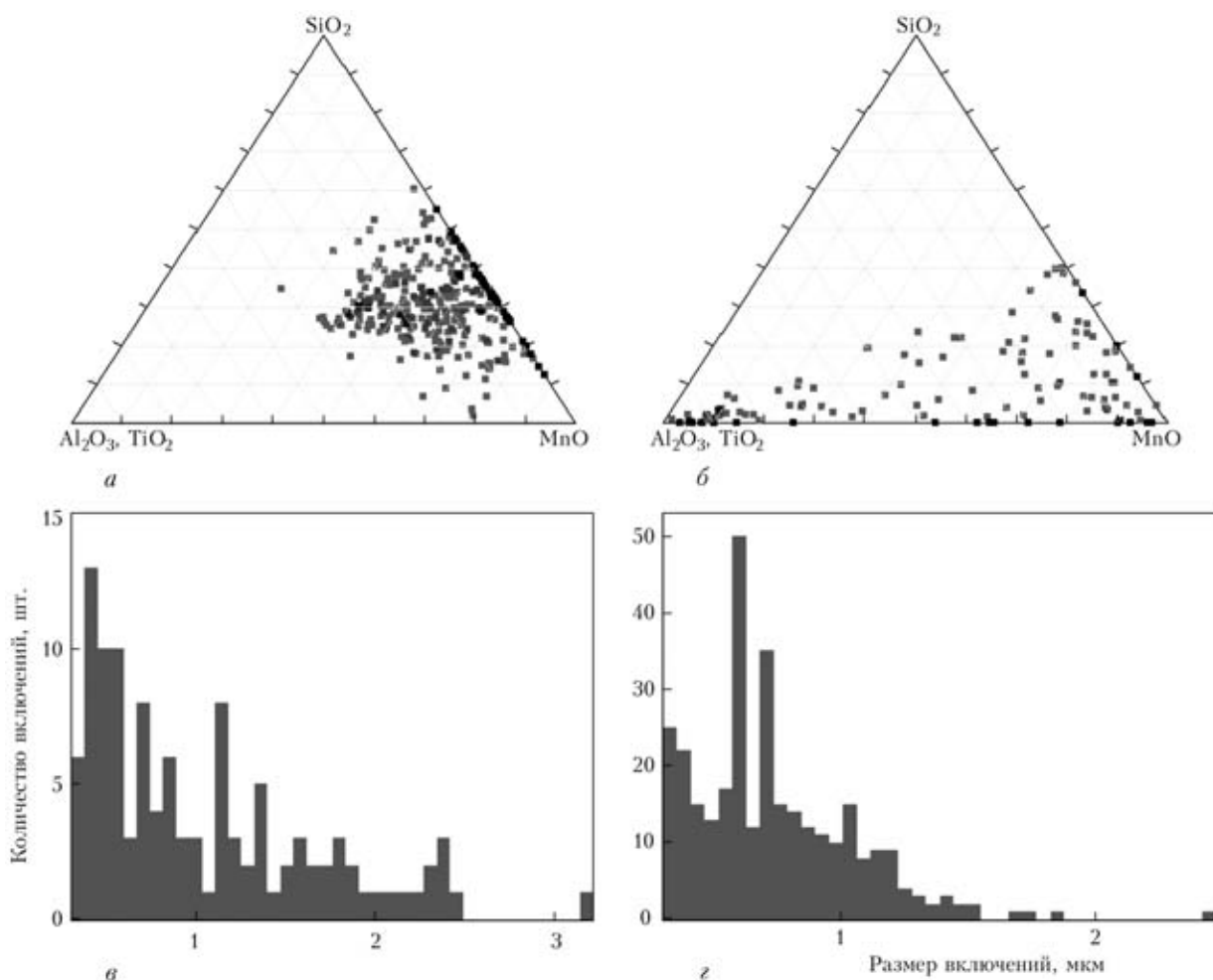


Рис. 3. Характер распределения неметаллических включений по составу (а, б) и размерам (в, з) в образцах ГНМ-TiO₂ (а, в) и ГНМ09ФБ (б, з)

10ГНМДТА. Использование при сварке стали 09Г2ФБ сварочной проволоки Св-10ГНМДТА приводит к тому, что уровень содержания никеля (0,37...0,39 %) и молибдена (~0,1 %) в металле швов оказывается значительно ниже, чем в предыдущей комбинации материалов (см. табл. 2). К тому же увеличивается легирование металла швов титаном (0,01...0,02 %), ванадием (0,02...0,04 %) и ниобием (0,01...0,02 %), в результате чего повышается как общий уровень прочности металла швов (предел текучести 520...545 МПа), так и их ударной вязкости (13...58 Дж/см²). Наилучшие показатели механических свойств достигнуты при использовании нейтрального флюса ($lg a_O = -1,25$, серия шва ГНМ09ФБ), который позволил достичь уровня около 60 Дж/см² при температуре испытаний – 20 °С.

Полученные результаты нашли свое объяснение в ходе анализа микроструктуры металла швов серии ГНМ-ФБ.

Анализ структурного состояния исследуемых швов показал, что высокая засоренность шва ГНМ13ФБ (кислый флюс) неметаллическими включениями размером свыше 1 мкм способству-

ет формированию сплошных выделений оторочек ПФ по границам зерен.

Микроструктура шва серии ГНМ09ФБ состоит из мелкодисперсного ИФ (~80 %) и незначительного количества ПФ, что и обеспечивает высокие механические свойства шва. Оптимальное содержание дисперсных карбидов титана (6,86 %) и мелких включений оксидного типа (9,68 %, табл. 5) в микроструктуре позволило обеспечить в металле шва серии ГНМ09ФБ, полученного при сварке под нейтральным флюсом, благоприятное сочетание показателей прочности, пластичности и вязкости (см. табл. 3). При этом лидирующую роль в упрочнении ферритной матрицы стало играть не дисперсионное, а зернограничное упрочнение, отличительной особенностью которого является положительное влияние на повышение как показателей прочности, так и вязкости металла.

В формировании механических свойств металла в структуре шва серии ГНМ19ФБ оказался слишком велик вклад дисперсионного упрочнения, что вызвано высоким содержанием мелкодисперсных (< 0,3 мкм, табл. 5) включений в структуре швов. Рентгеноспектральный анализ этих включений показал, что в них содержится



Таблица 5. Химический состав, общая доля неметаллических включений $V_{Н.В.}$, доля мелкодисперсных включений ($V_{<0,3}$) в металле исследуемых швов

Серия шва	Содержание элементов во включениях, мас. %						$V_{Н.В.}$, %	$V_{<0,3}$, %
	O	Al	Si	S	Ti	Mn		
ГНМ13ФБ	25,05	5,27	15,56	1,86	3,57	48,69	0,86	11,40
ГНМ09ФБ	38,74	24,09	3,17	1,07	6,86	26,07	0,21	9,68
ГНМ19ФБ	43,81	29,39	1,08	0,79	5,82	19,12	0,10	21,56
ГНМ-TiO ₂	28,44	6,62	13,56	3,34	5,47	42,56	0,33	80,34
ГНМ-ZrO ₂	35,05	6,61	8,15	1,83	13,05	35,3	0,47	85,72

значительное количество карбидов хрома и карбонитридов титана, которые способствуют формированию пластинчатых форм феррита, а также ВБ, характеризующихся повышенной твердостью.

Снижение температуры конца бейнитного превращения, формирование бескарбидного бейнита, сочетание содержания оксидных неметаллических включений размером до 1,0 мкм и дисперсных карбидов размером до 0,3 мкм, которое обеспечивалось соответствующим уровнем кислородного потенциала флюса № 9 ($\lg a_O = -1,25$), способствовали образованию в металле шва ГНМ09ФБ большого количества ИФ. В результате повысился уровень ударной вязкости металла швов во всем температурном интервале испытаний (см. табл. 3).

Анализ механических свойств швов серии ГНМ-ФБ показал, что хотя уровень прочности и пластичности несколько возрос (см. табл. 3) по сравнению со швами серии ГНМ, значения показателей ударной вязкости все еще остаются на довольно низком уровне, особенно в области отрицательных температур. Все это заставило искать новые комбинации составов сварочных проволок и типов сварочных флюсов с целью одновременного обеспечения высоких показателей прочности, пластичности и ударной вязкости путем перераспределения легирующих элементов (никеля, молибдена, титана, ванадия и ниобия)

между основным металлом, сварочной проволокой и флюсом.

В связи с этим на той же системе основной металл — сварочная проволока выполнили еще два шва. Исходя из анализа агломерированных флюсов, применяемых в настоящее время на трубосварочных заводах в странах Европейского Союза, Российской Федерации и Украины, для их сварки использовали опытный флюс алюминатно-основного типа ((CaO+MgO) %, (Al₂O₃ + MnO)%, SiO₂ %, CaF₂ %). В одном из вариантов в шихту флюса дополнительно вводили оксид титана (шов серии ГНМ-TiO₂), в другом — оксид циркония (шов серии ГНМ-ZrO₂) с целью изучения возможности повышения механических свойств швов за счет управления кинетикой роста ферритных зерен.

Анализ механических свойств швов с добавками оксидов титана и циркония (см. табл. 3), показал, что введение в сварочную ванну тугоплавких оксидов TiO₂ и ZrO₂ позволило повысить предел прочности до 700...710 МПа и ударной вязкости до 80...102 Дж/см² при температуре испытаний -20 °С.

Полученные результаты нашли свое объяснение при исследовании их микроструктуры. Анализ структурного состояния швов серии ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ показал, что в швах образуется почти полностью (95 %) структура ИФ (см. табл. 4 и рис. 2, д, е).

Изменение температур фазовых превращений в процессе распада аустенита в швах ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ по сравнению со швами серии ГНМ-ФБ сказалось на принципиальном отличии в типе ИФ, образующегося в этих швах (рис. 4).

ИФ, образующийся в шве серии ГНМ-TiO₂ значительно мельче (до 1 мкм), чем в шве серии ГНМ19ФБ (5...10 мкм), иглы расположены более хаотично. Очевидно, это связано с влиянием как первичных оксидов титана и циркония, так и с возможностью зарождения ферритных игл на вто-

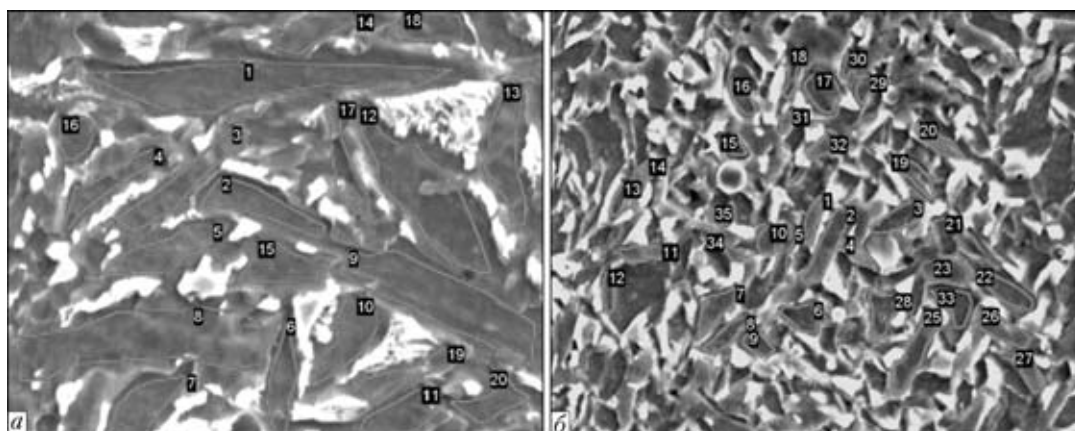


Рис. 4. Сравнение морфологии ИФ (×2000) в швах серий ГНМ19ФБ (а) и ГНМ-TiO₂ (б) (цифры — участки микроанализа)

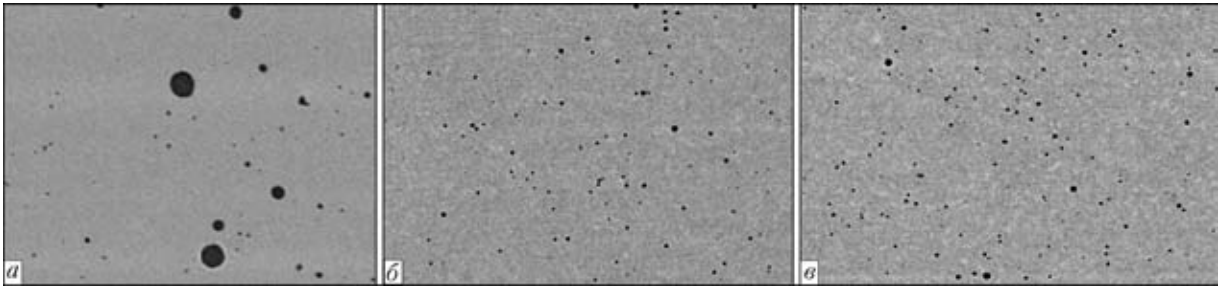


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 1000$) неметаллических включений в исследуемых швах серий ГНМ13ФБ (а), ГНМ- TiO_2 (б), ГНМ- ZrO_2 (в)

ричных, выделившихся из расплава, оксидах. МАК-фаза, образующаяся между игл, мельче, имеет сглаженную форму (без острых углов) и равномернее распределена. Анализ содержания легирующих элементов показал, что в ферритных иглах меньше содержание марганца и кремния и выше титана и углерода.

Дополнительное введение в шихту флюса оксидов титана TiO_2 и циркония ZrO_2 приводит к значительному увеличению количества неметаллических включений размером менее 1 мкм по сравнению со швами серии ГНМ-ФБ (рис. 5, б, в и табл. 5), способствующих образованию ИФ [8].

Анализ влияния комплексного легирования металла швов на кинетику распада аустенита (см. рис. 1) показал существенное отличие, которое оказывают мелкодисперсные включения оксидов титана и циркония на этот процесс. Очень пологая часть кривой распада аустенита в температурном интервале $750...650\text{ }^\circ\text{C}$ свидетельствует, что в этих швах распад аустенита в области диффузионного ферритного превращения практически не происходит, тогда как основная часть распада происходит при температурах $600...500\text{ }^\circ\text{C}$, т. е. в области низкотемпературного бейнитного (промежуточного) превращения.

Повышение скорости охлаждения в температурном интервале $800...500\text{ }^\circ\text{C}$ от 1 до $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, сдвигает температуру распада аустенита в область более низких температур, нивелируя различия в характере распада для всех исследуемых швов (см. рис. 1).

Комплексное легирование металла швов элементами, стабилизирующими аустенитную фазу (марганец, никель, молибден), а также ванадием и титаном, которые образуют нестойкие при высоких температурах карбиды, приводит к образованию крупных ($300...400\text{ мкм}$) первичных зерен аустенита и формированию вторичной структуры с повышенным содержанием хрупких структурных составляющих. Введение в металл швов мелкодисперсных тугоплавких включений оксидов титана и циркония позволило значительно снизить размер первичного аустенитного зерна (до 50 мкм) и сдвинуть область превращения в зону низких температур, что способствует фор-

мированию ИФ (до $95...97\%$). В этом случае металл сварных швов обеспечивает оптимальное сочетание показателей прочности, пластичности и вязкости до уровня, соответствующего требованиям, предъявляемым к металлу швов категории прочности К65 ($\sigma_{0.2} > 570\text{ МПа}$, $\sigma_B > 620...700\text{ МПа}$, $KCV_{-20} > 98\text{ Дж}/\text{см}^2$ — технические требования Харцызского трубного завода) и выше.

Таким образом, для обеспечения сочетания высоких показателей прочности, пластичности и ударной вязкости вторичная микроструктура металла сварных швов исследованной системы легирования должна формироваться в низкотемпературной области бейнитных превращений и содержать более 50% структурных составляющих с повышенной вязкостью (бескарбидный бейнит, ИФ). Размер ферритных зерен такой структуры не должен превышать 100 мкм (оптимально до 50 мкм). Добиться формирования мелкозернистой структуры необходимо путем введения в металл шва ниобия и ванадия и образования их карбидов. Комплексное легирование сварного шва (никелем, молибденом, титаном, ванадием и ниобием) ограничивается требованием, в соответствии с которым твердорастворное упрочнение структуры должно быть ниже зернограницного и дисперсионного упрочнения. Параметры сварочных материалов должны обеспечить образование в металле швов мелкодисперсных неметаллических включений и карбидов (карбонитридов) легирующих элементов (титана, ванадия, молибдена).

Выводы

1. Исследования подтвердили преимущества использования агломерированных (керамических) флюсов при сварке ВПНЛ сталей. Для повышения механических свойств металла сварных швов ВПНЛ сталей следует использовать керамические флюсы алюминатно-основного типа, что позволит одновременно поднять прочность, пластичность и ударную вязкость металла швов.

2. Нецелесообразно использовать при сварке стали 12ХН2МДФ сварочную проволоку Св-08Г1НМА, так как вне зависимости от уровня кислородного потенциала флюса достигаются довольно



низкие показатели прочности ($\sigma_B = 473...500$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{-20} = 16...20$ Дж/см²).

3. Для получения высоких механических свойств при сварке стали 09Г2ФБ сварочной проволокой Св-10ГНМДТА целесообразно использовать нейтральный флюс с уровнем кислородного потенциала $\lg a_O = -1,25$. В результате комплексного легирования металла шва достигаются высокие показатели прочности ($\sigma_B = 680$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{-20} = 58$ Дж/см²).

4. Кислородный потенциал и комплексная легирующая способность сварочных материалов должны быть выбраны таким образом, чтобы обеспечить в металле швов образование неметаллических включений, состоящих преимущественно из дисперсных оксидов (размером до 1,5 мкм) и мелкодисперсных карбидов и карбонитридов (размером до 0,3 мкм). Состав и объемная доля оксидной фазы определяют условия формирования структуры ИФ, карбиды и карбонитриды контролируют образование бейнитных структур.

5. Введение в металл швов мелкодисперсных тугоплавких включений оксидов титана и циркония позволяет значительно снизить размер первичного аустенитного зерна (до 50 мкм) и сдвинуть область превращения в область низких температур, способствуя формированию полностью

игольчатой структуры (до 95...97 %). В результате комплексного легирования металла шва и введения в шов оксидов титана и циркония достигаются высокие показатели прочности ($\sigma_B = 700...710$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{-20} = 80...100$ Дж/см²).

1. Гольдштейн М. И., Фарбер В. М. Дисперсионное упрочнение стали. — М.: Металлургия, 1979. — 208 с.
2. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лагнеборг, Т. Сивецки, С. Заяц, Б. Хатчитсон. — Екатеринбург: Изд. центр «Мария», 2001. — 107 с.
3. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстерками, К. Хулка, Ю. И. Магросов и др. — М.: Интермет Инжиниринг, 1999. — 94 с.
4. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов (Обзор) / И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 1999. — № 2. — С. 2–10.
5. Ito G., Nakanishi M. Study on charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-A-113–75).
6. Svensson L.-E., Grefott B. Microstructure and impact toughness of C–Mn weld metals // Welding Res. Supp. — 1990. — Dec. — P. 454–461.
7. Evans G. M. The effect of carbon on the microstructure and properties of C–Mn all-weld-metal deposits. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-546–81).
8. Cole W., Colvin P. Submerged arc welding of higher tensile steels // Metal Constr. and British Welding J. — 1971. — 3. — P. 131–135.

Influence of technological factors (oxygen potential of the flux, «welding wire-base metal, cooling rate» combination) on mechanical properties of the studied welds on high-strength low-alloyed 12KhN2MDF and 09G2FB steels was analyzed. Derived results are in agreement with the type of microstructure, composition and non-metallic inclusion distribution, features of austenite decomposition in the studied weld metal. It is shown that addition of finely-dispersed refractory inclusions of titanium and zirconium oxides to the weld metal allows achievement of high values of strength ($\sigma_B = 700 ... 710$ МПа) and impact toughness ($KCV_{-20} = 80...100$ J/cm²).

Поступила в редакцию 11.03.2011

XII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ЭНЕРГЕТИКА XXI СТОЛЕТИЯ»

12–16 сентября 2011

Крым, Украина,
пгт Николаевка, панс. «Энергетик»

Организаторы: Институт восстановительной энергетики НАН Украины, МНТЦ ветроэнергетики НАН Украины

Тематика конференции: комплексные системы ВДЭ, ветроэнергетика, солнечная энергетика, энергия биомассы, гидроэнергетика, геотермальная энергетика, водородная энергетика, энергия окружающей среды, интеллектуальные сети, энергетические парки

Контактный адрес: nilolaevka2010@gmail.com