



ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ГОЛОВКО, И. К. ПОХОДНЯ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследована возможность использования подходов оксидной металлургии, предусматривающих управление количеством, распределением и морфологией включений в металлических расплавах, влияющих на условия формирования микроструктуры металла сварных швов. Показано, что изменяя долю дисперсной карбидной фазы в структуре металла швов, можно добиться увеличения содержания мелкозернистой вторичной структуры. Высокая плотность распределения включений размером 0,3...1,0 мкм, содержащих оксиды титана или циркония, способствует образованию бейнитной структуры, а пониженное содержание углерода в металле и сужение диапазона бейнитных превращений ограничивает возможность образования микроструктуры верхнего бейнита. Установлено, что для получения микроструктуры, отличающейся сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости необходимо сформировать в металле швов включения определенного состава, размера и плотности распределения. Добиться этого можно, используя методы оксидной металлургии, которые предусматривают введение в сварочную ванну определенного количества тугоплавких включений, ограничение содержания в ней кислорода и выбор системы раскисления, а также определение необходимого температурного диапазона промежуточных превращений, исходя из ТТТ-диаграмм и термического цикла сварки. Библиогр. 12, табл. 9, рис. 13.

Ключевые слова: сварка, низколегированные стали, оксидная металлургия, сварные швы, неметаллические включения, легирование, микроструктура, механические свойства

В последние десятилетия при изготовлении металлоконструкций все большее распространение получают высокопрочные низколегированные (ВПНЛ) стали. Наряду с расширением объемов потребления сталей этого класса, можно отметить возрастающие требования к уровню их механических свойств, стойкости против хрупкого разрушения, экономичности. Так, например, растущее потребление развитыми странами природного газа диктует увеличение рабочего давления транспортируемого газа от 55...75 до 100 атм и более, рост которого в трубопроводах, изготовленных из сталей категории прочности K60 (X70), приводит к увеличению металлоемкости и удельных затрат. При этом повышается уровень требований к эксплуатационной безопасности, надежности и долговечности трубопроводов, что, в свою очередь, требует увеличения ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению, а также улучшения свариваемости указанных сталей.

Переход от сталей категорий прочности K60 (X70) к сталям K65 (X80) и более прочным потребовал пересмотра металлургических принципов их легирования и микролегирования. Получение требуемого уровня прочности листового проката в сочетании с другими важнейшими показателями механических свойств ($\delta_5 > 22\%$; $KCV > 130$ Дж/см² и доли вязкой составляющей в изломах

образцов ИПГ $> 95\%$ при $-20\text{ }^\circ\text{C}$) возможно только при переходе от ферритно-перлитной структуры к иному структурному состоянию материала — сталям с дисперсной ферритно-бейнитной структурой [1, 2].

В целях обеспечения требуемого уровня работоспособности сварных металлоконструкций, химический и структурный состав, а также механические свойства металла швов должны соответствовать характеристикам основного металла. Для решения задачи формирования металла швов с ферритно-бейнитной структурой целесообразно использовать возможности, предоставляемые оксидной металлургией [3, 4].

Необходимым условием для формирования высоковязкой мелкодисперсной структуры типа игольчатого феррита является наличие в металле швов определенной доли неметаллических включений [5, 6]. При этом важно отметить, что наиболее эффективны в этом отношении включения размером до 1 мкм, в состав которых входят соединения титана [7–9].

Использование подходов оксидной металлургии позволяет влиять на процессы зарождения и роста структурных составляющих, варьируя состав, содержание и размеры неметаллических включений [10, 11]. Исследование влияния неметаллических включений на вторичную микроструктуру проводили на образцах металла швов низколегированной стали категории прочности K60,



Таблица 1. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Обозначение шва	C	Si	Mn	Ni	Mo	Ti	Cr	Al	S	P	O
Ti-1	0,078	0,437	0,43	0,22	0,19	0,027	0,24	0,012	0,008	0,009	0,101
Ti-2	0,073	0,227	0,48	0,24	0,19	0,084	0,25	0,019	0,007	0,010	0,054
Ti-3	0,075	0,181	0,54	0,23	0,19	0,127	0,25	0,028	0,006	0,009	0,032
Ti-4	0,125	0,557	0,47	0,22	0,17	0,130	0,23	0,029	0,011	0,008	0,102
Ti-5	0,083	0,389	0,51	0,24	0,18	0,244	0,26	0,039	0,008	0,010	0,030
Ti-6	0,118	0,217	0,52	0,21	0,16	0,297	0,22	0,054	0,007	0,008	0,022

Таблица 2. Механические свойства металла исследованных швов

Обозначение шва	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
					20	0	-20
Ti-1	597,5	437,7	23,15	58,8	62,4	42,9	23,7
Ti-2	603,5	443,4	23,5	67,7	64,3	40,8	19,0
Ti-3	665,9	527,2	18,8	66,9	43,3	20,9	13,8
Ti-4	807,3	664,2	17,6	66,0	22,2	16,7	13,0
Ti-5	769,0	673,3	17,5	68,9	28,5	13,8	16,0
Ti-6	634,0	488,9	20,6	59,8	49,6	18,3	13,9

легированных углеродом, марганцем, кремнием, с регулируемым содержанием кислорода и микролегированием титаном. Сварные швы получали способом дуговой сварки под флюсом (погонная энергия процесса приблизительно равна 33,4 кДж/см). В этом случае основное поступление кислорода в сварочную ванну идет через шлаковую фазу, так как распределение кислорода между шлаком и ванной определяется соотношением активности кислорода в шлаке (a_O) к активности кислорода в металле сварочной ванны [a_O]. Если учесть, что

содержание кислорода в металле невелико и значения [a_O] близко к единице, то переход кислорода зависит только от (a_O).

Химический состав металла исследованных швов приведен в табл. 1, а его механические свойства — в табл. 2.

Результаты дилатометрических исследований металла швов, проведенных на высокоскоростном дилатометре фирмы «Gleeble», представлены на рис. 1. Состав микроструктурных составляющих, а также их размер получены с использованием оптического микроскопа «Neophot 30» (табл. 3).

Установлено, что с ростом содержания титана в металле швов повышается температура окончания бейнитного превращения B_f , уменьшается температурный диапазон $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Соотношение между содержанием титана и кислорода в металле швов оказывает влияние на баланс между долей включений размером свыше 1,0 мкм, состоящих преимущественно из оксидов (рис. 2)* и размером менее 1,0 мкм — из карбидов (рис. 3). Повышение содержания мелкодисперсных карбидов способствует увеличению содержания верхнего бейнита во вторичной структуре металла швов (табл. 3). При этом повышается прочность и снижается ударная вязкость металла швов (табл. 2), что вызвано повышенной хрупкостью данной структурной составляющей.

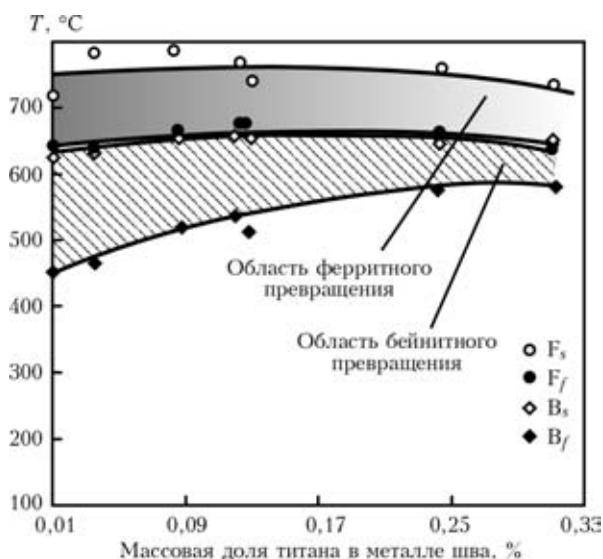


Рис. 1. Зависимость температурного диапазона превращений структур металла исследованных швов от содержания титана (F_s, F_f — начало и конец ферритного превращения; B_s, B_f — начало и конец бейнитного превращения)

* Изображения, приведенные на рис. 2 и 3, получены д-ром физ.-мат. наук В. Н. Ткачом на сканирующем электронном микроскопе SEM EVO-50.

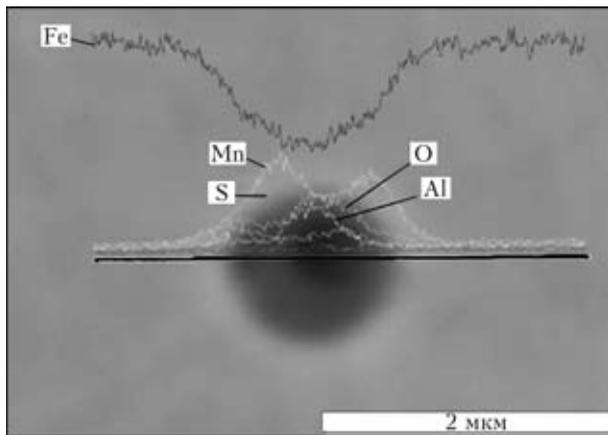


Рис. 2. Морфология и состав неметаллических включений размером более 1,5 мкм

Легирование металла швов титаном позволяет существенно снизить размер ферритных зерен (табл. 3). Повышение содержания мелкодисперсной карбидной фазы в металле швов, легированных титаном, приводит к росту центров зарождения α -фазы, измельчению зерен феррита, с одной стороны, и усилению влияния дисперсионного упрочнения на формирование механических свойств металла швов — с другой (табл. 4). В металле шва Ti-6 существенно возросло влияние твердорастворного упрочнения феррита.

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. 3). Более крупные включения состоят из оксидов сложного состава, на поверхности которых расположены выделения сульфида марганца (рис. 2).

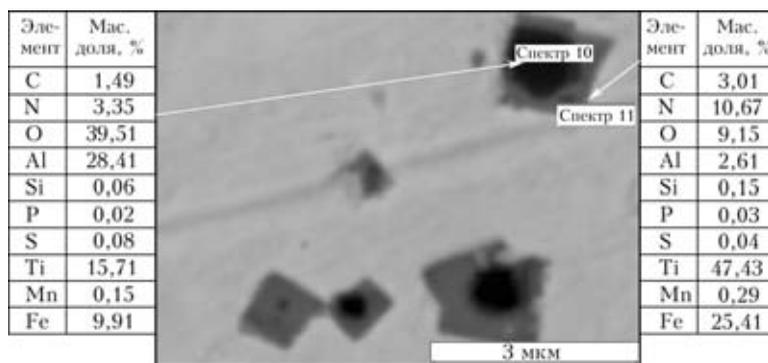


Рис. 3. Морфология и состав неметаллических включений размером менее 1,0 мкм

Увеличение содержания карбидных включений в металле швов привело к измельчению ферритных зерен и повышению плотности распределения межзеренных границ. Именно границы зерен, в этом случае, стали более вероятными, с энергетической точки зрения, центрами роста ферритной структуры. Однако, высокое содержание по границам зерен неметаллических включений размером свыше 1,5 мкм сдвигает превращения в область высоких температур.

Таблица 3. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна металла исследованных швов

Обозначение шва	Игольчатый феррит	Полигональный феррит	Нижний бейнит	Верхний бейнит	Полиэдрический феррит	Размер ферритного зерна, мкм
Ti-1	23,5	10,5	21,5	25,5	19	150
Ti-2	10	20	30	20	20	120
Ti-3	6	3,7	35	28	27,3	70
Ti-4	7	9	41	19,6	23,4	100
Ti-5	—	5,7	36,7	23,6	34	70
Ti-6	—	2	25,3	71,7	1	50

Таблица 4. Объемная доля неметаллических включений, распределение их по размерам и результаты расчета расстояния между частицами λ

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	
Ti-1	0,40	25/243	51/490	17/159	5/45	3/26	3,96
Ti-2	0,24	53/647	37/458	8/94	2/21	0,25/3	2,99
Ti-3	0,12	33/233	52/360	11/79	3/21	0,6/4	1,89
Ti-4	0,65	53/408	33/258	10/75	3/21	1,5/12	1,89
Ti-5	0,35	56/315	35/197	2/10	1,5/8	1,5/8	1,80
Ti-6	0,23	62/386	30/189	6/36	2/11	0,16/1	1,61



Таблица 5. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Обозначение шва	C	Si	Mn	Ni	Mo	Ti	Zr	Al	S	P	O
Zr-1	0,055	0,480	1,53	0,31	0,38	0,022	0,001	0,013	0,013	0,016	0,035
Zr-2	0,054	0,522	1,67	0,30	0,37	0,015	0,007	0,014	0,014	0,018	0,037

Таблица 6. Механические свойства металла исследованных швов

Обозначение шва	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C				
					20	-20	-40	-60	-70
Zr-1	736,6	667,0	20,8	61,6	181,3	147,9	96,7	65,9	54,8
Zr-2	740,7	650,2	20,2	62,3	198,8	141,7	94,2	87,5	80,6

Таблица 7. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна металла исследованных швов

Обозначение шва	Мартенсит	Полигональный феррит	Верхний бейнит	Нижний бейнит	МАК-фаза	Размер ферритного зерна, мкм
Zr-1	17	2	20	60	1	55
Zr-2	15	2	30	50	3	35

Таблица 8. Микротвердость структурных составляющих металла исследованных швов

Обозначение шва	Структурные составляющие	HV1, МПа	
		Единичные значения	Среднее значение
Zr-1	Нижний бейнит	205; 180; 187	190,7
	Верхний бейнит	232; 236; 254	241,2
	Мартенсит	490; 521; 545	519
Zr-2	Нижний бейнит	208; 187; 185	193,3
	Верхний бейнит	254; 236; 260	244
	Мартенсит	450; 457; 476	461

Поэтому в металле швов Ti-1 и Ti-2 по границам выделялся преимущественно полигональный феррит (табл. 3), а в структуре швов Ti-3, Ti-4, Ti-5, Ti-6, где ниже содержание оксидных включений, выше доля полиэдрического феррита.

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод, что, изменяя долю дисперсной карбидной фазы в структуре металла швов (за счет управления металлургическими процессами в системе шлак–металл), можно добиться увеличения содер-

жания мелкозернистой вторичной структуры. Однако, вследствие образования высокотемпературных морфологических форм бейнитного феррита, сварные швы имеют низкий уровень вязкости. Для повышения вязкости и пластичности металла швов необходимо добиваться образования в их структуре повышенного содержания низкотемпературных форм феррита за счет измельчения зерен первичной структуры.

Для измельчения первичной структуры необходимо наличие в сварочной ванне (к началу кристаллизации) тугоплавких неметаллических включений в виде кристаллической фазы, которые могут служить центрами зарождения γ -фазы. С этой целью в сварочную ванну вводили оксид циркония ($T_{пл} = 2715$ °C). Для повышения стабильности аустенитной фазы сварные швы дополнительно легировали марганцем. Химический состав металла швов приведен в табл. 5, а механические свойства — в табл. 6.

В табл. 7 приведены данные о составе микроструктуры металла швов, полученные в результате металлографических исследований, а в табл. 8 — результаты определения микротвердости этих структурных составляющих. На рис. 4, а, б показаны гистограммы распределения неметаллических включений по размерам, а в табл. 9 — интегрированный химический состав неметаллических включений и содержание среди них включений от 0,3 до 1,0 мкм. Из анализа приведенных данных видно, что характер распределения по размерам и химическому составу неметаллические включения в металле швов Zr-1 и Zr-2 близок друг к другу и отличается только содержанием титана и циркония. Для выяснения

Таблица 9. Химический состав, общая доля $V_{н.в}$ неметаллических включений, доля дисперсных включений $V_{0,3...1,0}$ в металле исследованных швов

Обозначение шва	Химический состав неметаллических включений, мас. %							$V_{н.в}$	$V_{0,3...1,0}$, %
	O	Al	Si	S	Ti	Zr	Mn		
Zr-1	35,05	6,61	8,15	1,83	13,05	сл	35,30	0,41	19,89
Zr-2	28,44	6,62	9,56	3,34	5,47	9,23	37,33	0,45	19,13

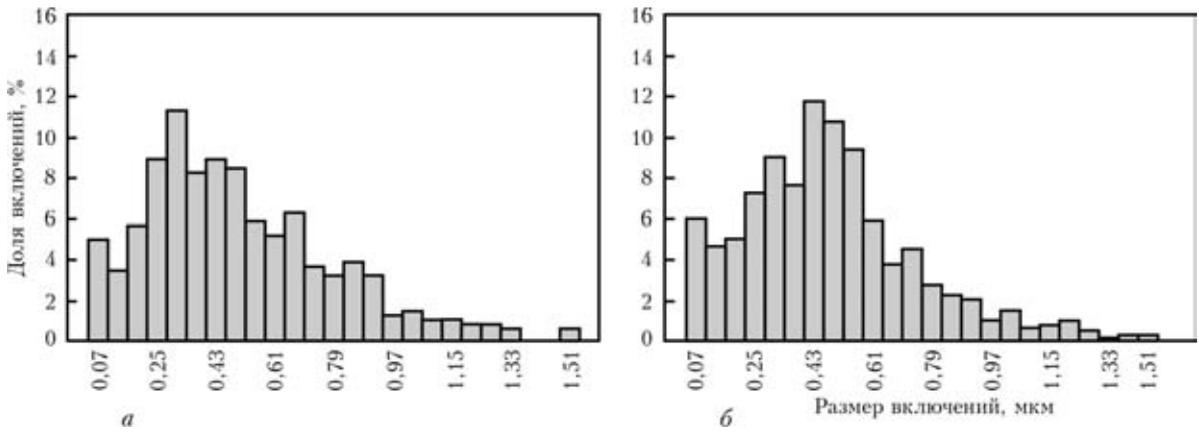


Рис. 4. Распределение по размерам неметаллических включений в металле шва: *a* — Zr-1; *б* — Zr-2

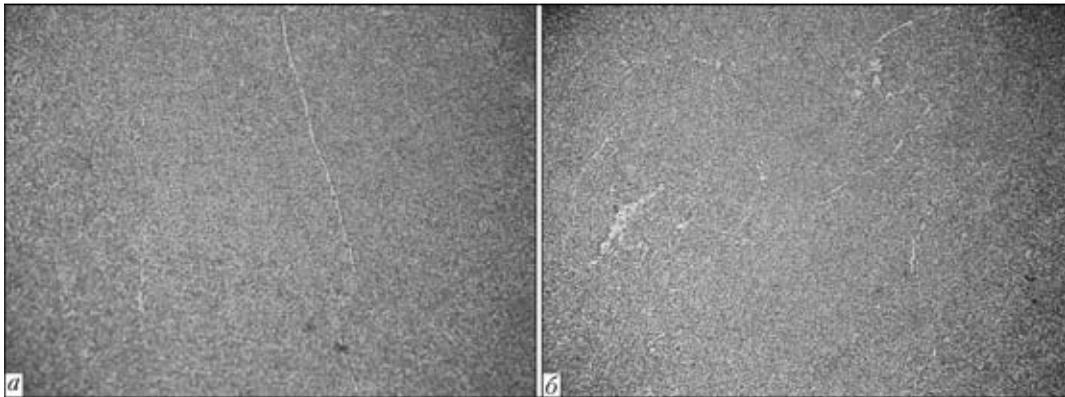


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 200$) металла шва: *a* — Zr-1; *б* — Zr-2

влияния таких отличий на особенности формирования микроструктуры металла швов были проведены металлографические исследования с привлечением оптической (рис. 5) и электронной (рис. 6) микроскопии.

По уровню механических свойств металл сварного шва Zr-2 отличается более высоким значением ударной вязкости при низких температурах по сравнению со швом Zr-1. Это обеспечивается сочетанием в его структуре такой твердой составляющей, как реечный мартенсит, и относительно мягкой фазы, представленной нижним бейнитом.

По результатам измерений микротвердости структурных составляющих, приведенным в табл. 8, можно сделать вывод о том, что низкое содержание углерода в металле швов Zr-1 и Zr-2 способствует уменьшению его количества в микроструктуре нижнего бейнита.

В ходе металлографических исследований количественно определяли размеры и показатели численной плотности включений в микроструктуре металла сварных швов. Каждый сварной шов, анализировавшийся на содержание включений, ис-

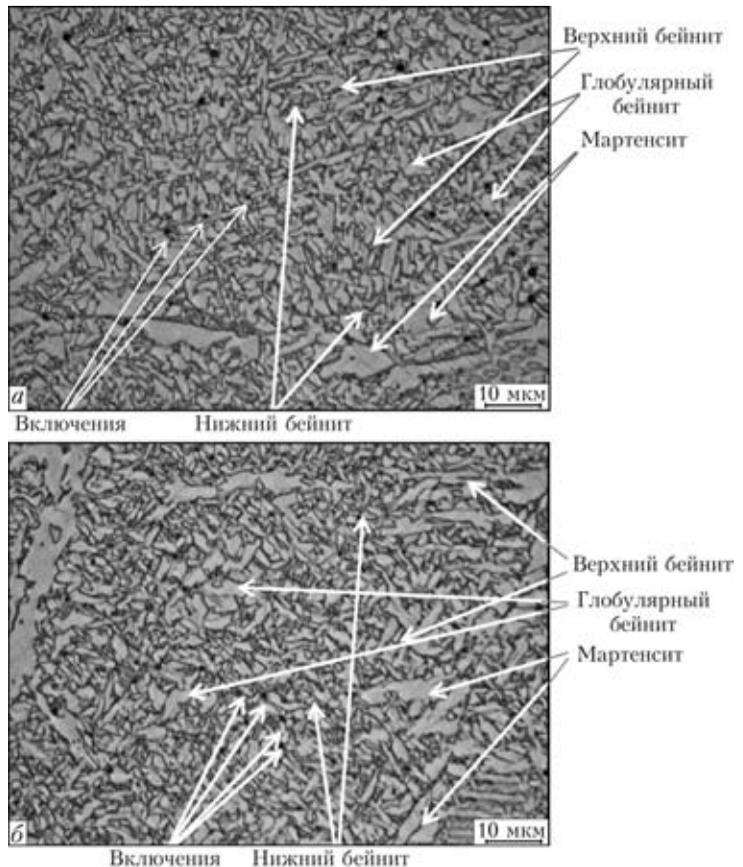


Рис. 6. Микроструктуры металла шва: *a* — Zr-1; *б* — Zr-2

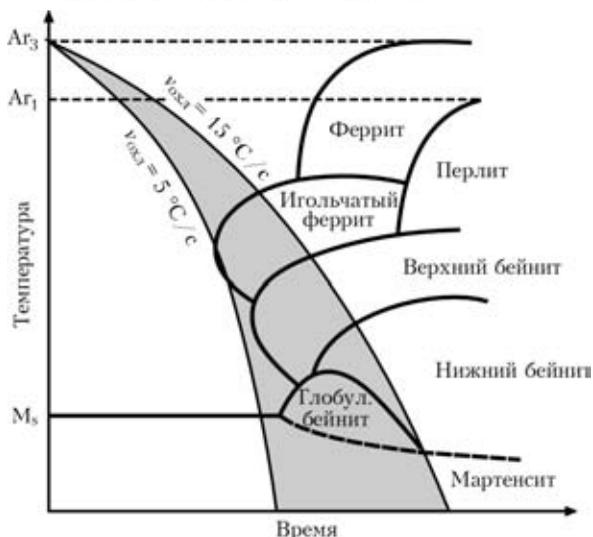


Рис. 7. Диаграмма структурных превращений в процессе непрерывного охлаждения металла исследованных швов

следовали методами оптической и электронной микроскопии. Получали, как минимум, 12 микроснимков (рамок), при увеличении от 500 до 6000. Средний размер оксидных включений и показатели численной плотности находились, соответственно, в диапазоне от около 250 до около 650 нм и от около $1,5 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$ до около $10,5 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$. В некоторых вариантах — от около 250 до около 550 нм.

В микроструктуре металла швов Zr-1 и Zr-2 содержатся оксидные включения, средний размер которых менее 1 мкм. Такое распределение включений достигается за счет присутствия оксидных зародышей размером не более 300 нм, содержащих около 50 % циркония, титана или их смеси и низкого содержания кислорода. Образование достаточного количества зародышей бейнитной фазы, закрепление границы зерен и раскисление сварочной ванны обеспечиваются соответствующим содержанием оксидов титана, циркония и раскислителей в составе сварочного флюса.

Выбранная система легирования в сочетании с определенным термическим циклом позволяет сформировать металл сварных швов со структурой бейнитно-мартенситного типа. Из сопоставления данных, представленных на рис. 5 и 6, видно, что структура металла швов Zr-1 и Zr-2 попадает в область оптимальных составов, которая выделена на рис. 7.

Наличие в микроструктуре мартенсита обеспечивает высокие прочностные свойства металла швов. Показатели пластичности и вязкости металла зависят от содержания и морфологии таких структурных составляющих, как нижний бейнит и глобулярный бейнит.

Образование нижнего бейнита зависит не только от химического состава металла сварного шва и скорости его охлаждения, но также от хими-

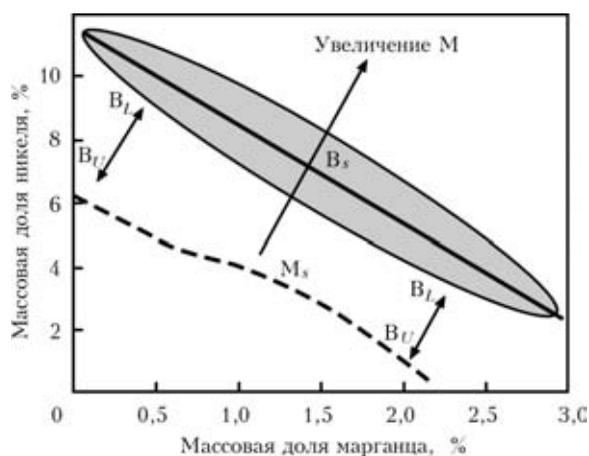


Рис. 8. Диаграмма влияния легирования на температуру начала бейнитного V_s и мартенситного M_s превращений, а также диапазон формирования верхнего V_U и нижнего V_L бейнита и мартенсита M в микроструктуре ВПНЛ сталей [12]

ческого состава, размера и показателя плотности распределения оксидных включений в его составе. Использование методов оксидной металлургии способствует созданию определенной морфологии нижнего бейнита и является неотъемлемым условием для формирования микроструктуры металла сварных швов ВПНЛ сталей.

Было отмечено, что оксидные включения диаметром более 1 мкм являются неэффективными для образования нижнего бейнита. Исходя из этих результатов, химический состав металла сварного шва и термический цикл сварки были выбраны таким образом, чтобы свести к минимуму образование грубодисперсных оксидных включений. Введение в сварочную ванну определенных количеств оксидов циркония и титана оказывает заметное влияние на регулирование размера включений. Этому способствует и ограничение содержания кислорода в металле сварного шва до уровня менее 0,040 %, а также использование для этого сильных раскислителей, таких как алюминий и кремний. Кроме того, для ограничения роста оксидных включений количество подводимого при сварке тепла должно быть выбрано исходя из допустимого диапазона скоростей охлаждения металла $v_{\text{охла}}$, приведенного на рис. 7. Средний диаметр оксидных включений при этих условиях — от 250 до 500 нм.

Высокая плотность распределения включений размером 0,3...1,0 мкм, содержащих оксиды титана или циркония, способствует образованию бейнитной структуры, а пониженное содержание углерода в металле и узкий диапазон бейнитных превращений, который определяется величиной температурного диапазона $V_s - M_s$ (рис. 8), ограничивает возможность образования микроструктуры верхнего бейнита.

В общем случае твердые оксиды хуже смачиваются металлом по сравнению с жидкими, поэтому легче захватываются растущими дендри-

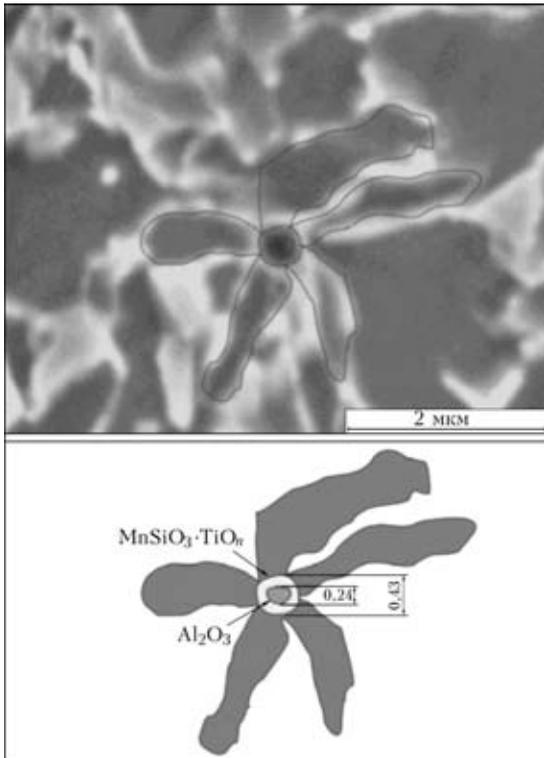


Рис. 9. Морфология неметаллического включения, содержащего оксид титана

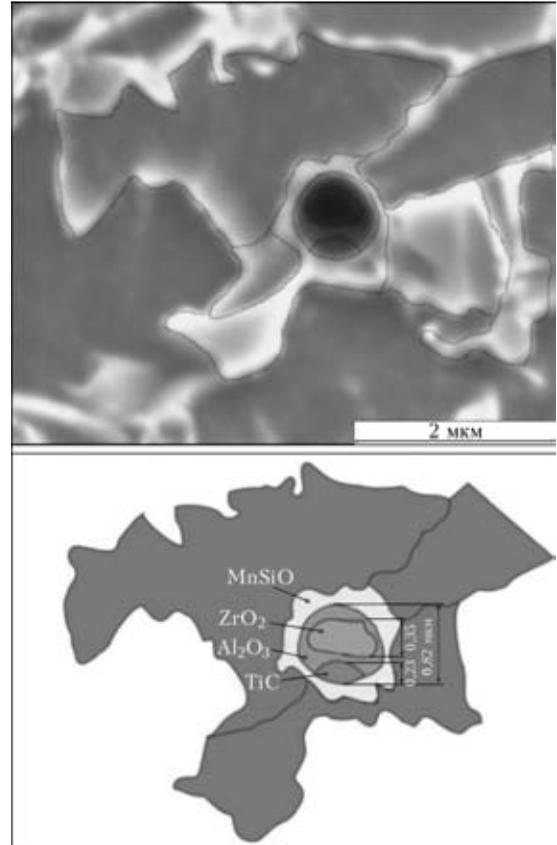


Рис. 10. Морфология неметаллического включения, сформированного на оксиде циркония

тами. Именно это может служить объяснением поведения оксидных включений, содержащих титан или цирконий.

Анализируя результаты металлографических исследований, можно отметить расхождения в морфологии этих включений. Если включения, содержащие оксиды титана, имеют округлую форму (рис. 9), то включения, в состав которых входят оксиды циркония, имеют во внутренней части образование неправильной формы (рис. 10). Это подтверждает предположение о том, что в момент

роста дендритов данные включения находятся в виде твердой фазы.

Включения, содержащие соединения титана, имеют, как правило, в своем составе оксиды марганца и кремния. Из диаграммы состояния системы $MnO \cdot SiO_2 - MnO \cdot TiO_2$ (рис. 11) видно, что температура плавления таких включений ниже температуры кристаллизации низколегированных сталей. Диаграмма состояния системы $MnO -$

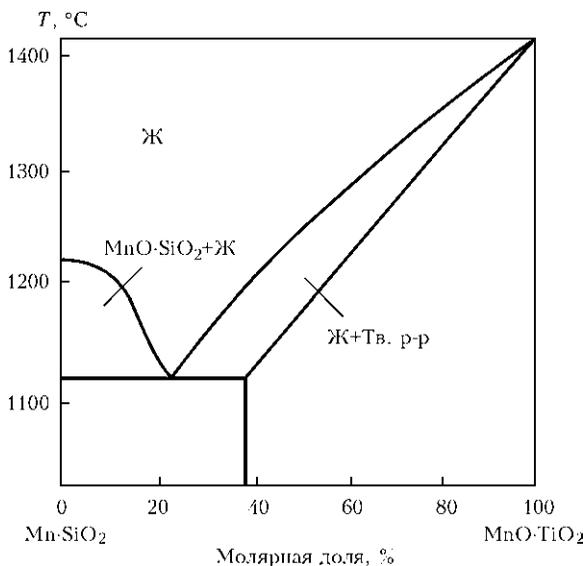


Рис. 11. Диаграмма состояния системы $MnO \cdot SiO_2 - MnO \cdot TiO_2$

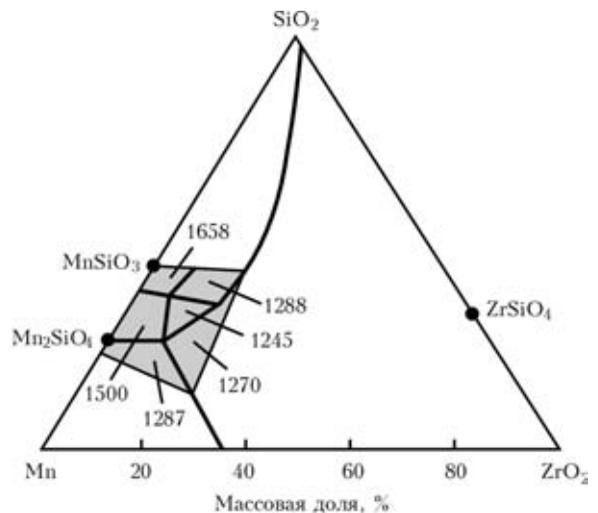


Рис. 12. Диаграмма состояния системы $MnO - SiO_2 - ZrO_2$ (цифры на диаграмме — значения температуры плавления соединений)

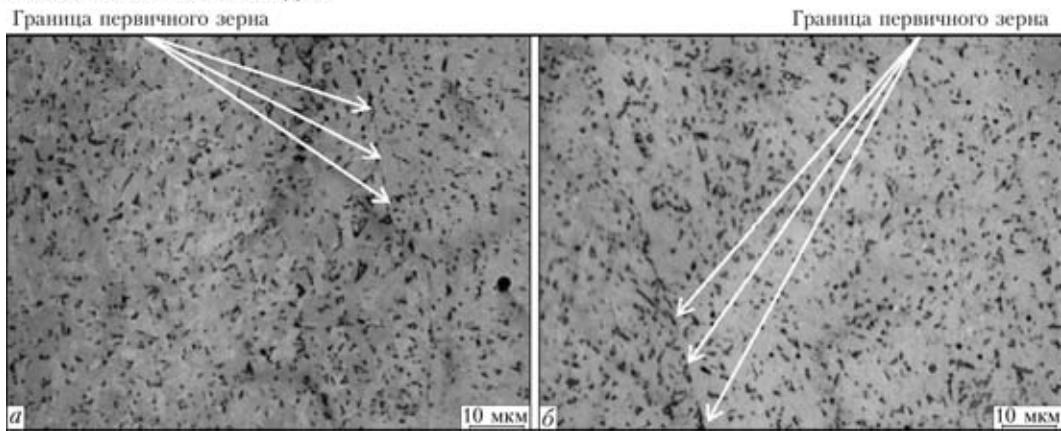


Рис. 13. Характер выделения частиц второй фазы на границе первичных зерен образцов металла шва: *а* — Zr-1; *б* — Zr-2

$\text{SiO}_2\text{-ZrO}_2$ (рис. 12) показывает, что даже при содержании в оксидной фазе до 50 % силикатов марганца неметаллическое включение, в состав которого входит оксид циркония, может оставаться твердым при температурах выше 1500 °С. Такие включения способны блокировать рост дендритов и влиять на размер зерен первичной структуры металла швов.

Дисперсные тугоплавкие оксиды циркония размером до 500 нм сорбируются границами растущих кристаллов, что способствует закреплению границ зерен. Включения, оказывающие такое действие, достаточно мелки и поэтому не являются эффективными центрами инициирования разрушения по межфазной плоскости.

Для проверки этого предположения были проведены дополнительные металлографические исследования образцов металла швов Zr-1 и Zr-2 с целью выявления границ зерен первичной структуры. Поперечные шлифы сварных соединений травили в кипящем растворе пикрата натрия, а затем исследовали на оптическом микроскопе «Neophot 30». На рис. 13, *а* приведена фотография типичных структур, на которой видно выделение частиц второй фазы на границе первичного зерна металла шва Zr-1 в виде непрерывной цепочки. Частицы второй фазы выделяются также и на границе первичного зерна в структуре металла шва Zr-2 (рис. 13, *б*), но эти выделения не имеют характера неразрывной цепочки. Различия в характере выделения второй фазы на границе растущих дендритов сказываются на размере зерен вторичной структуры (см. табл. 7) и механических свойствах металла швов (см. табл. 6).

Из данных, полученных в результате проведенных исследований, видно, что неметаллические включения являются необходимой составляющей металла швов при сварке ВПНЛ сталей. Для получения микроstructures, отличающейся сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости, необходимо сформировать в металле швов включения определенного состава, размера и плотности распределения.

Выводы

1. Исследована возможность использования подходов оксидной металлургии, предусматривающих управление количеством, распределением и морфологией включений в металлических расплавах, влияющих на условия формирования микроstructures металла сварных швов.

2. Наличие в металле швов ВПНЛ сталей неметаллических включений размером до 1 мкм, содержащих оксиды титана, обеспечивает формирование вязкой ферритно-бейнитной структуры с повышенной долей игольчатого феррита.

3. Изменяя долю дисперсной карбидной фазы в структуре металла швов, можно увеличить содержание мелкозернистой вторичной структуры. Однако, вследствие образования высокотемпературных морфологических форм бейнитного феррита, сварные швы в этом случае имеют низкий уровень вязкости.

4. Высокая плотность распределения включений размером 0,3...1,0 мкм, содержащих оксиды титана или циркония, способствует образованию бейнитной структуры, а пониженное содержание углерода в металле и сужение диапазона бейнитных превращений ограничивает возможность образования микроstructures верхнего бейнита.

5. Дисперсные тугоплавкие оксиды циркония размером до 500 нм сорбируются на границах растущих кристаллов, что способствует закреплению границ зерен. Различия в характере выделения второй фазы на границе растущих дендритов влияют на размер зерен вторичной структуры и механические свойства металла швов.

6. Для получения микроstructures, отличающейся сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости, необходимо сформировать в металле швов включения определенного состава, размера и плотности распределения. Добиться этого можно, используя способы оксидной металлургии, предусматривающие введение в сварочную ванну определенного количества тугоплавких включений, ограничение содержания в ней кислорода и выбор системы раскисления, а



также определение необходимого температурного диапазона промежуточных превращений, исходя из ТТТ-диаграмм и термического цикла сварки.

1. Fairchild D. P., Macia M. L. Girth welding development for X120 linepipe // Proc. of the 13th Intern. offshore and polar engineering conf., Honolulu, Hawaii, 25–30 May, 2003. — P. 26–35.
2. Dhua S. K., Mukerjee D., Sarma D. S. Weldability and microstructural aspects of shielded metal arc welded HSLA-100 steel plates // ISIJ Intern. — 2002. — 42, № 3. — P. 290–298.
3. Microstructure control of steels through dispersoid metallurgy using novel grain refining alloys / O. Grong, L. Kolbeinsen, C. van der Eijk, G. Tranell // Ibid. — 2006. — № 46. — P. 824–831.
4. Takamura J., Mizoguchi S. Roles of oxides in steels performance — Metallurgy of oxides in steels // Ibid. — 1990. — 1. — P. 591–597.
5. Effect of inclusion size on nucleation of acicular ferrite in welds / T. K. Lee, H.J. Kim, B. Y. Kang, S. K. Hwang // Ibid. — 2000. — 40, № 1. — P. 1260–1268.
6. 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. 3–10, 20.
7. Influence of liquid steel cooling rate during directional solidification on titanium oxide precipitation / H. G. Li, S. B. Zheng, S. J. Xie et al. // Ironmaking and Steelmaking. — 2009. — 36, № 1. — P. 29–32.
8. Micro-structure refinement in low carbon high manganese steels through Ti-deoxidation, characterization and effect of secondary deoxidation particles / N. Kikuchi, S. Nabeshima, T. Yamashita et al. // ISIJ Intern. — 2011. — 51, № 12. — P. 2019–2028.
9. Sarma D. S., Karasev A. V., Jonsson P. G. On role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels // Ibid. — 2009. — 46, № 6. — P. 1063–1074.
10. Влияние микроструктурных факторов на склонность к хрупкому разрушению сварных швов с ультранизким содержанием углерода / Г. М. Григоренко, В. В. Головкин, В. А. Костин, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 2005. — № 2. — С. 3–11.
11. Головкин В. В., Костин В. А., Григоренко Г. М. Особенности влияния комплексного легирования металла шва на формирование структуры и механические свойства сварных швов низколегированных высокопрочных сталей // Там же. — 2011. — № 7. — С. 10–15.
12. New developments with C-Mn-Ni high-strength steel weld metals, Part A — Microstructure / E. Keehan, L. Karlsson, H.-O. Andren, H. K. D. H. Bhadeshia // Welding J. — 2006. — № 9. — P. 200s–210s.

Поступила в редакцию 27.03.2013

MSV 2013 — 55-я МЕЖДУНАРОДНАЯ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНАЯ ВЫСТАВКА

07.10.2013–10.10.2013

Чехия Брно

Международная выставка машиностроения MSV проводится в г. Брно ежегодно, начиная с 1958 г. при поддержке Союза промышленности и транспорта Чешской Республики, Чешского Союза производителей и поставщиков машиностроительной техники, Чешско-Моравской электротехнической ассоциации, а также правительства Чешской республики. Она признана одной из ведущих европейских машиностроительных выставок и является важнейшим событием для всего промышленного комплекса стран Восточной и Центральной Европы и проводится.



MSV включает раздел «Металлообработка, обработка давлением, поверхностная отделка»:

- Машины и оборудование для обработки
- Машины и оборудование для обработки давлением
- Ручные механизированные инструменты
- Устройства для обработки поверхности металлов
- Сварочные машины и присадочные материалы

Более подробная информация на сайте: <http://www.exproclub.ru>