



## СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА ДВУСТОРОННИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

А. А. РЫБАКОВ, С. Е. СЕМЕНОВ, Т. Н. ФИЛИПЧУК

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

При производстве труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов широко используется дуговая двухпроходная двусторонняя сварка. Очевидно, что металл швов, выполняемых первыми, подвержен повторному нагреву при выполнении последующего прохода. Работа посвящена оценке влияния повторного нагрева на свойства металла шва двусторонних сварных соединений труб из микролегированной стали повышенной прочности. Исследовали металл шва сварных соединений труб категории прочности K56-K60 из ферритно-перлитной стали различного микролегирования (типа 10(09)Г2ФБ, 10Г2ФТ, 10Г2Т и др.). Определяли ударную вязкость, твердость и особенности структурных характеристик металла внутреннего шва сварных соединений труб, подвергнутого повторному нагреву при выполнении наружного шва. Показано, что снижение ударной вязкости при испытании образцов двусторонних двухпроходных сварных соединений труб, испытываемое сечение которых включает металл пересечения внутреннего и наружного швов, обусловлено наличием локальных зон охрупчивания, формирующихся в металле внутреннего шва вследствие его нагрева при выполнении наружного шва. В результате исследований, в том числе с применением просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с микродифракцией, установлено наличие в металле внутреннего шва двух таких зон: низкотемпературной (нагрев до 450...650 °С), обусловленной протеканием процессов дисперсионного твердения, и высокотемпературной (нагрев до 950...1100 °С), связанной с формированием в результате распада негомогенизированного аустенита МАК-фазы, содержащей существенную долю более напряженного пакетного мартенсита. Библиогр. 8, табл. 3, рис. 6.

*Ключевые слова:* газонефтепроводные трубы, сварное соединение, металл шва, повторный нагрев, ударная вязкость, твердость, структура

В случае двусторонней двухпроходной сварки, повсеместно используемой в технологическом потоке производства труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов, при выполнении второго (наружного) шва отдельные участки ранее сваренного первого (внутреннего) шва подвергаются нагреву до различных температур. При этом соответственно изменяются структура и свойства металла в локальных зонах и сварном соединении в целом.

При оценке ударной вязкости металла швов влияние таких локальных зон в наибольшей степени проявляется на трубах с относительно небольшой толщиной стенки (например, 12...18 мм), когда сечение стандартного ударного образца (10×10 мм) неизбежно включает, кроме металла второго (последнего) наружного шва, также металл первого (внутреннего) шва. Однако и для труб с большей толщиной стенки современные технические требования все чаще предусматривают дополнительные испытания ударных образцов, вырезанных из металла первого шва или в месте пересечения первого и второго швов, где присутствуют участки, подвергнутые повторному нагреву [1].

Хорошо известно снижение вязкости металла шва труб из микролегированной стали, подвергнутого повторному нагреву до температур 450...650 °С. Природа его и влияние отдельных микролегирующих элементов достаточно изучена [2-4]. Общеизвестно, что охрупчивание такого металла шва обусловлено процессом дисперсионного твердения. Данные о свойствах металла швов, подвергнутых нагреву до более высоких температур, крайне ограничены [5].

Цель настоящей работы состояла в исследовании ударной вязкости, структурных параметров и твердости металла внутреннего шва труб из микролегированной стали, подвергающегося повторному нагреву при выполнении наружного шва, в зависимости от его химического состава.

Анализировали результаты исследований швов сварных соединений труб диаметром 1020...1420 мм с толщиной стенки от 15,7 до 30 мм из ферритно-перлитной стали различного микролегирования (типа 10(09)Г2ФБ, 10Г2ФТ, 10Г2Т и др.) категории прочности K56...K60, а также швов сварных соединений стали аналогичного микролегирования, выполненных в лабораторных условиях. Швы сваривали с применением проволоки систем Fe-Mn-Ni-Mo или Fe-Mn-Ni-



Мо–Сг и алюминатного или высококремнистого плавленного флюса (типа АН-60 или АН-67Б). Ударная вязкость  $KCV_{20}$  металла шва таких соединений находится в основном в пределах от 30 до 100 Дж/см<sup>2</sup>.

Поскольку в исследованиях использовали достаточное большое количество различных вариантов легирования сварных соединений, для удобства изложения материала данные о химическом составе металла исследованных швов представлены в каждом случае отдельно (табл. 1–3, соответствующие рис. 1–3).

При испытании на ударный изгиб двусторонних сварных соединений труб образцы вырезали со стороны шва, выполненного последним (рис. 1, а, образец Н), а также в зоне пересечения швов (образец С). В ходе испытаний часто фиксировали снижение ударной вязкости металла в случае, когда в сечении испытываемого образца присутствовала определенная доля внутреннего шва, подвергаемого повторному нагреву. В качестве примера на рис. 1 показано характерное изменение уровня ударной вязкости металла шва различного микрولةгирования в зависимости от доли металла первого шва в сечении испытываемого образца. Как следует из приведенных данных, с увеличением этой доли значения ударной вязкости уменьшаются, особенно при относительно высоком содержании карбидообразующих элементов (рис. 1, а, сварное соединение 4 по сравнению со сварным соединением 3). Со снижением температуры испытания эта разница в ударной вязкости увеличивается (рис. 1, б). При этом падение средних значений ударной вязкости достигает 30 Дж/см<sup>2</sup> (здесь, а также в других аналогичных материалах статьи приведены средние значения  $KCV$  по результатам испытания трех–шести образцов).

Выполнены специальные испытания на ударный изгиб металла швов характерного химического состава (с различным содержанием карбидообразующих элементов), при которых образец располагали по толщине сварного соединения таким образом, чтобы дно надреза находилось на различном расстоянии от линии проплавления второго шва, т. е. на участках металла первого шва, подвергнутых нагреву до различных температур. На рис. 2 показан уровень ударной вязкости металла шва различного химического состава в

зависимости от расположения дна надреза в образце. Видно, что в непосредственной близости от границы проплавления второго шва ударная вязкость даже несколько выше уровня, характерного для металла шва, не подвергнутого нагреву. В этой зоне, как правило, наблюдается также небольшое снижение твердости металла (рис. 3).

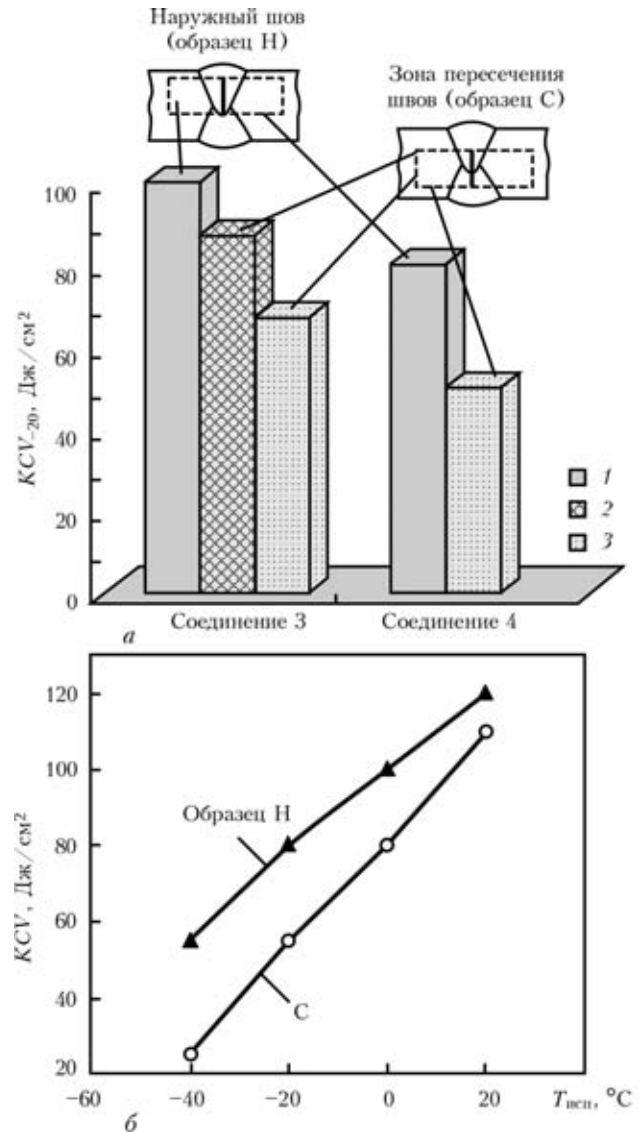


Рис. 1. Ударная вязкость металла швов при различной доле внутреннего шва в сечении испытываемого образца (а) и влияние температуры испытания на значение ударной вязкости (б): а — сварные соединения 3 и 4; б — 6 (1 — 0% внутреннего шва; 2 — 15; 3 — 25)

Таблица 1. Экспериментальные составы швов (к рис. 1)

Условный шифр сварного соединения, тип легирования стали/проволоки (толщина стали, мм)	Массовая доля основных легирующих элементов в металле шва, %						
	С	Мn	Мо	V	Nb	Сг	Ti
3, Mn–V–Nb/Mn–Ni–Mo (18,7)	0,080	1,68	0,30	0,020	0,022	0,09	0,011
4, Mn–V–Nb/Mn–Ni–Mo–Cr (15,7)	0,080	1,75	0,20	0,060	0,033	0,24	0,020
6, Mn–V–Nb/Mn–Ni–Mo (30)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	Следы



KCV<sub>20</sub>, Дж/см<sup>2</sup>

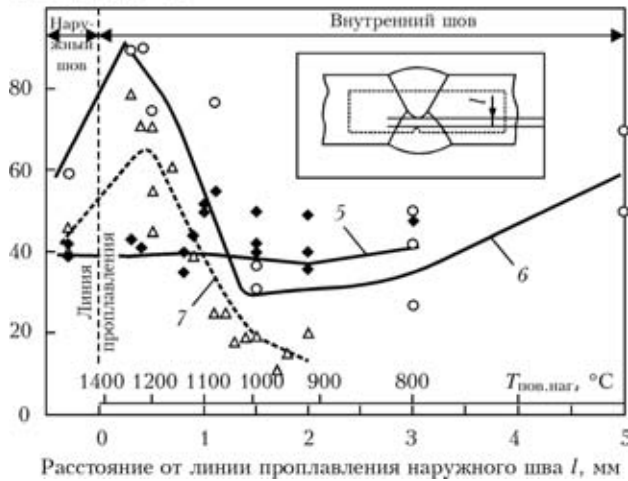


Рис. 2. Влияние расположения надреза на ударную вязкость металла исследуемых швов труб

При дальнейшем удалении дна надреза от границы проплавления второго шва в металле первого шва выявляются зоны пониженной вязкости. Одна из таких зон наблюдается на расстоянии 1,5...3 мм от границы проплавления. Поскольку температура повторного нагрева металла в этой зоне составляет 950...1100 °С, ее можно отнести к условно высокотемпературной зоне охрупчивания (ВТЗО). Установлено, что указанное охрупчивание происходит в основном в металле швов, содержащих относительно повышенное количество молибдена и других карбидообразующих элементов, в первую очередь, ванадия, ниобия или хрома (например, рис. 2, 3, сварные соединения 6–9, когда суммарная массовая доля V + Nb + Cr + Ti + Mo = 0,38...0,56 %). В этой зоне ударная вязкость металла на 15...20 Дж/см<sup>2</sup> ниже, чем металла второго шва, не подвергнутого пов-

HV47

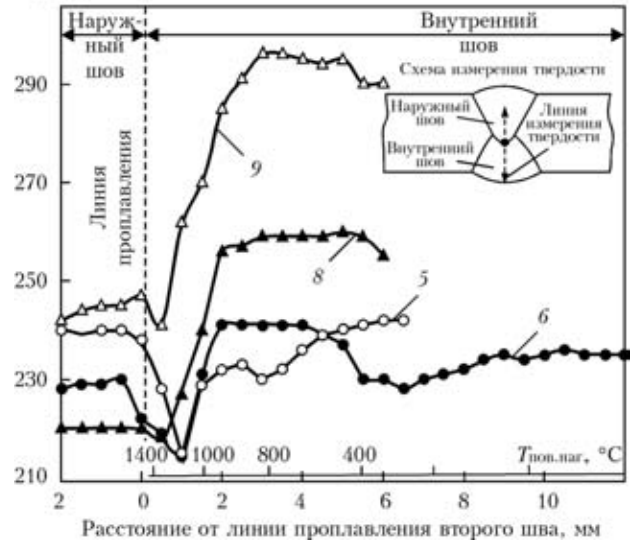


Рис. 3. Распределение твердости в металле швов различного химического состава

торному нагреву, а твердость, как правило, выше на HV 25...35 (рис. 2, 3). В металле шва, легированного только молибденом и титаном (например, рис. 2, сварное соединение 5, Ti + Mo = 0,225 %), такое снижение ударной вязкости не зафиксировано.

Другой участок снижения ударной вязкости металла первого шва, где охрупчивание развивается вследствие дисперсионного твердения, расположен на расстоянии 4...6 мм от границы проплавления второго шва. Температура повторного нагрева металла в этой зоне составляет 450...650 °С. Естественно, что степень твердения (охрупчивания) металла в этом случае зависит от содержания углерода и карбидообразующих элементов. Поскольку, как уже указывалось, природа

Таблица 2. Экспериментальные составы швов (к рис. 2)

Условный шифр сварного соединения, тип легирования стали/проволоки (толщина стали, мм)	Массовая доля основных легирующих элементов в металле шва, %						
	C	Mn	Mo	V	Nb	Cr	Ti
5, Mn-Ti/Mn-Ni-Mo (15,7)	0,068	1,80	0,19	Следы	Следы	0,01	0,035
6, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo (30)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	Следы
7, Mn-V-Ti/Mn-Ni-Mo (17,5)	0,082	1,75	0,24	0,075	Следы	0,05	0,010

Таблица 3. Экспериментальные составы швов (к рис. 3)

Условный шифр сварного соединения, тип легирования стали/проволоки (толщина стали, мм)	Массовая доля основных легирующих элементов в металле шва, %						
	C	Mn	Mo	V	Nb	Cr	Ti
5, Mn-Ti/Mn-Ni-Mo (15,7)	0,068	1,80	0,19	Следы	Следы	0,01	0,035
6, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo (30)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	Следы
8, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo (17,5)	0,065	1,75	0,18	0,056	0,048	0,06	»
9, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo-Cr (15,7)	0,080	1,78	0,20	0,060	0,033	0,24	0,02

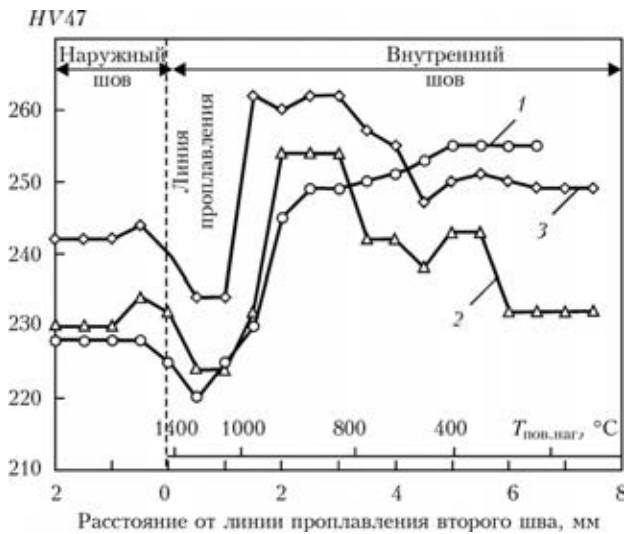


Рис. 4. Влияние ускоренного охлаждения на распределение твердости в металле шва: 1 — охлаждение на воздухе; 2 — водяное охлаждение; 3 — водно-воздушное

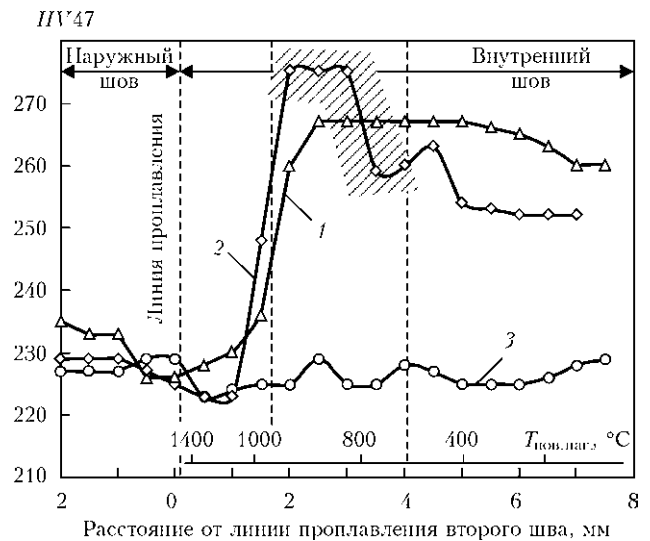


Рис. 5. Распределение твердости в металле швов, подвергнутых испытанию на стойкость против образования холодных трещин: 1 — после сварки; 2, 3 — после испытания на стойкость против образования холодных трещин; 1, 2 — шов системы легирования Mo-V-Nb; 3 — Mo-Ti (заштрихованная область — зона образования холодных трещин)

снижения вязкости металла шва вследствие процессов дисперсионного твердения достаточно изучена, в дальнейшем более детально исследовали высокотемпературную зону охрупчивания металла первого шва.

Дополнительные испытания показали, что ускоренное охлаждение в процессе сварки усиливает охрупчивание высокотемпературной зоны. Так, при охлаждении металла первого шва с суммарным содержанием ванадия, ниобия, хрома, титана и молибдена на уровне 0,40 % на воздухе, водой и водно-воздушной смесью максимальное твердение металла ВТЗО зафиксировано в случае охлаждения водно-воздушной смесью, т.е. при более высокой скорости охлаждения (рис. 4). Следует также отметить, что в случае испытания на стойкость против образования холодных трещин по методике ЛТП2-6 [6], предусматривающей ускоренное охлаждение, в металле первого шва с близким к указанному химическому составу (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,39 %) также наблюдали интенсивное твердение и даже образование трещин именно в ВТЗО (рис. 5, кривые 1 и 2). В то же время при аналогичных условиях испытания в металле первого шва, легированного только молибденом и титаном, и по химическому составу близком к шву сварного соединения 5 (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,23 %) твердение не зафиксировано, а трещины отсутствовали (рис. 5, кривая 3).

При исследовании возможных изменений структуры металла внутреннего (первого) шва в результате повторного нагрева при выполнении наружного (второго) шва методом оптической металлографии существенных отличий параметров структурного состояния металла локальных зон внутреннего шва, подвергнутых нагреву до раз-

ных температур и в которых выявлено заметное повышение твердости металла в высокотемпературной области и в зоне дисперсионного твердения, не установлено. Структурные характеристики, определяющие уровень ударной вязкости металла шва [7, 8] (доля различных структурных составляющих — игольчатого феррита, межзеренного полигонального или пластинчатого доэвтектоидного феррита, верхнего бейнита и размеры этих образований, морфология и распределение микрофазы, представляющей собой мартенситно-аустенитно-карбидные комплексы (МАК-фазы), количество, размер и морфология неметаллических включений) типичны для применяемых сварочных и свариваемых материалов. Исключение составили только швы с максимальным содержанием молибдена и ниобия, где на указанных участках по границам кристаллитов зафиксированы значительные образования углеродистых фаз и структурных составляющих (МАК-фаза, перлит, карбиды). Поэтому эти локальные зоны охрупчивания дополнительно изучали методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием фольг в сочетании с микродифракцией.

Исследовали преимущественно швы, выполненные с применением флюса АН-60 и проволоки Св-08ГНМ на сталях с углеродом на уровне 0,1 % и различным содержанием микролегирующих элементов и азота. Оценивали в основном такие характеристики структурно-фазового состояния металла швов, как особенности игольчатого феррита и дислокационную структуру, наличие других продуктов превращения аустенита, морфологию и распределение фазовых выделений.



Рис. 6. Микроструктура ( $\times 15000$ ) микрофазы в высокотемпературной зоне охрупчивания металла внутреннего шва при различном его легировании: *a* —  $Ti + V + Nb = 0,04\%$  ( $Ti = 0,03\%$ ); *b* —  $Ti + V + Nb > 0,06\%$  ( $Ti$  практически отсутствует)

Проведенные исследования показали, что при относительно низком содержании азота (до  $0,006\%$ ) и карбидообразующих элементов ( $Ti + V + Nb = 0,04\%$ , где  $Ti = 0,03\%$ ) в металле внутреннего шва как в ВТЗО, так и в зоне отпуска формируется микроструктура игольчатого феррита с достаточно развитой субструктурой (размеры субструктурных элементов составляют примерно  $0,6 \dots 1,5 \times 2,0 \dots 7,0$  мкм, а коэффициент формы  $\chi$  порядка  $2 \dots 4$ ). Плотность дислокаций  $\rho$  находится на уровне  $10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Характерным для структуры является упорядоченное распределение дислокаций объемных равновесных конфигураций. Границы субструктурных элементов, имеющие вид дислокационных сеток и стенок (границы наклона и кручения) свидетельствуют о протекании релаксационных процессов в металле шва. Кроме игольчатого и небольшого количества полигонального доэвтектоидного феррита ( $10 \dots 15\%$ ) выявлены также микроучастки продуктов промежуточного превращения (рис. 6, *a*), которые имеют нечетко выраженные тонкопластинчатые диспергированные карбидные выделения (очевидно в составе МАК-фазы). В зоне отпуска в ферритных зернах наблюдаются фазовые выделения размером  $d_{ф.в} \sim 0,006 \dots 0,012$  мкм. Расстояние между отдельными частицами фазовых выделений  $l_{ф.в}$  составляет примерно  $0,06 \dots 0,16$  мкм. Микродифракционный анализ состава фазовых выделений позволил идентифицировать их как карбиды титана, железа и ванадия.

Повышение содержания карбидообразующих в металле внутреннего шва ( $Ti + V + Nb = 0,05\%$ , где титан практически отсутствует) приводит к формированию игольчатого феррита, зерна которого более вытянуты (коэффициент формы  $\chi$  составляет  $3 \dots 5$ , у отдельных субзерен — до 10), местами сходно ориентированы. Размеры субструктурных элементов порядка  $0,8 \dots 1,2 \times 3,5 \dots 5,0$  мкм. В участке ВТЗО увеличивается количество микрообъемов бейнита и появляется двойниковый мартенсит (в составе МАК-фазы). Плотность дислокаций находится на уровне  $10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Размер фазовых выделений в зоне отпуска, представляющих собой в основном карбиды ванадия, ниобия, железа находится на уровне  $0,02 \dots 0,03$  мкм. Расстояние между частицами  $0,1 \dots 0,2$  мкм.

Одновременное повышение содержания азота (до  $0,010 \dots 0,012\%$ ) и микролегирующих ( $Ti + V + Nb > 0,06\%$ ) приводит к более существенным изменениям в дислокационной структуре и распределении фазовых выделений. В этом случае формируется также дисперсная фрагментированная структура игольчатого феррита с коэффициентом формы  $\chi$  — в среднем порядка  $3 \dots 5$ , отдельные субзерна до 11. Для структуры характерна высокая плотность дислокаций  $\rho$  — до  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  и выше. Распределение дислокаций в основном хаотическое. В структуре наблюдается больше микрообъемов со структурой мартенсита (рис. 6, *b*). Отличительная особенность структуры такого шва в зоне отпуска — весьма высокая плотность фазовых выделений и их дисперсность. Размеры фазовых выделений составляют порядка  $0,003 \dots 0,007$  мкм. Расстояние между отдельными частицами не превышает  $0,007$  мкм, что практически соизмеримо с размерами самих выделений. Выделения представляют собой в основном нитриды (карбонитриды) титана, алюминия, ниобия, ванадия. Такое структурное состояние приводит к появлению более напряженной структуры металла швов, что связано с развитием дислокационного, субструктурного механизмов упрочнения, а также упрочнения по механизму Орована (мелкодисперсными частицами).

Таким образом, исследования подтвердили, что в низкотемпературной зоне твердения первого шва образуется большое количество дисперсных (размером  $0,003 \dots 0,005$  мкм) частиц типа  $VNb(CN)$ , располагающихся на расстоянии около  $0,007$  мкм друг от друга, что свидетельствует о протекании процесса дисперсионного твердения в зоне отпуска.

Применительно к ВТЗО зафиксировано увеличение количества МАК-фазы, в составе которой преобладают микроучастки пакетного (реечного) мартенсита. Наблюдаемые в этой зоне карбиды молибдена и карбонитриды ванадия и ниобия от-



носителем крупные, поэтому как упрочняющие частицы неэффективны.

Исходя из полученных данных, представляется возможным предложить следующую версию о природе ВТЗО: она образуется при температуре повторного нагрева порядка 950...1100 °С, когда в металле шва растворяются карбонитриды ванадия и ниобия, а также карбиды молибдена. В этих условиях еще негомогенизированный аустенит в локальных зонах, особенно при повышенном уровне легирования, в процессе последующего охлаждения при пониженных температурах распадается, образуя микрофазу, содержащую, кроме продуктов бейнитного превращения, более напряженный пакетный мартенсит, что усиливает склонность данной зоны к охрупчиванию. При определенных условиях это может привести к образованию в швах холодных трещин.

### Выводы

1. Снижение ударной вязкости при испытании образцов двусторонних двухпроходных сварных соединений труб, испытываемое сечение которых включает металл пересечения внутреннего и наружного швов, обусловлено рядом факторов, определяющим из которых является наличие локальных зон охрупчивания, формирующихся в металле внутреннего шва вследствие его нагрева при выполнении наружного шва. В металле внутреннего шва присутствуют две такие зоны: в высокотемпературной и низкотемпературной области нагрева.

2. Образование низкотемпературной зоны охрупчивания обусловлено процессом дисперсионного твердения металла при повторном нагреве до температур примерно 450...650 °С, а его про-

явление пропорционально увеличению содержания углерода и карбидообразующих элементов.

3. Исследования, в том числе с применением просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с микродифракцией, позволили предположить, что снижение вязкости в высокотемпературной зоне охрупчивания, образующейся при повторном нагреве внутреннего шва до температур 950...1100 °С, обусловлено формированием вследствие распада негомогенизированного аустенита неблагоприятных структурных составляющих, в частности, МАК-фазы, содержащей заметную долю более напряженного пакетного мартенсита.

1. *Offshore Standard Norske Veritas DNV-OS-F101. Submarine pipeline systems. Det.-Oct. 2010. — 238 p.*
2. *Ito G., Nakanishi M. Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding. — S.I., [1975]. — 20 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-A-113-75).*
3. *Farrar R. A., Wong S. Y., Watson M. W. How stress relief affects SA weld metal containing niobium // Weld. Metal. Fabr. — 1980. — № 1/2. — P. 21-23.*
4. *Yoshino Y., Stout R. D. Effect of microalloys on the notch toughness of line pipe seam welds // Welding J. — 1979. — № 58, № 3. — P. 59-69.*
5. *Сварка толстостенных труб большого диаметра из стали с контролируемой прокаткой / И. И. Франтов, С. А. Голованенко, Б. А. Моисеев и др. // Свароч. пр-во. — 1981. — № 6. — С. 11-13.*
6. *Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.*
7. *Garland J. G., Kirkwood P. R. Towards improved submerged arc weld metal // Metal Constr. — 1975. — № 5. — P. 275-283.*
8. *Морфологические особенности структуры низколегированного металла шва и их влияние на свойства сварных соединений / А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин, А. О. Корсун, Т. Г. Соломийчук // Автомат. сварка. — 1990. — № 10. — С. 32-37.*

Поступила в редакцию 27.02.2013

## «ЗОРЯ»—«МАШПРОЕКТ» ПОСТАВИЛ АГРЕГАТ ДЛЯ РОССИЙСКОГО ФЛОТА

ГП «Зоря»—«Машпроект» завершило приемо-сдаточные испытания и отгрузило заказчику из России дизель — газотурбинный агрегат морской силовой установки, которая предназначена для эксплуатации на кораблях класса «фрегат». Первый агрегат установки был поставлен заказчику в декабре 2012 г.

Предприятие располагает уникальными испытательными стендами, позволяющими производить полный цикл испытаний не отдельных составляющих, а агрегатов в целом. На ГП «Зоря»—«Машпроект» проходят испытания не только газотурбинных двигателей и редукторов, произведенных предприятием, но и других составляющих агрегатов.