



УДК 621.791:669.14.018.2/8-194.2:621.643

# ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С НИОБИЕМ И МОЛИБДЕНОМ

**А.А. РЫБАКОВ, Т.Н. ФИЛИПЧУК, В.А. КОСТИН**

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

В работе изложены результаты исследования микроструктуры и ударной вязкости металла сварных соединений газо- и нефтепроводных труб категории Х65–Х80 из стали с различным содержанием ниобия и молибдена. Исследовали сварные соединения прямошовных труб диаметром 820...1420 мм с толщиной стенки 17,5...36,0 мм, изготовленных по традиционной технологии с применением двухсторонней многодуговой сварки под флюсом. Использовали оптическую и электронную растровую металлографию, а также стандартные испытания на ударный изгиб. Установлено отрицательное влияние повышенного содержания ниобия в стали на структурные характеристики металла зоны термического влияния и шва сварных соединений, которое усиливалось в присутствии молибдена. С учетом склонности ниобия сегрегировать на границах зерен, дополнительное легирование молибденом, снижающим температуру превращения, приводит к образованию в металле сварных соединений неблагоприятных структурных составляющих и фаз, а также к их скоплениям по границам зерен, особенно на участках повторного нагрева. Для обеспечения высокой ударной вязкости и трещиностойкости металла сварных соединений труб из высокопрочной микролегированной стали необходимо ограничивать в ней, кроме углерода, содержание ниобия ( $\leq 0,05\%$ ) и молибдена ( $\leq 0,20\%$ ), а также использовать сварочные материалы, обеспечивающие массовую долю молибдена в шве не более 0,30%. Результаты работы использованы при промышленном производстве труб категории Х65–Х80 на трубосварочных предприятиях Украины и РФ. Библиогр. 8, рис. 6, табл. 2.

*Ключевые слова:* газо- и нефтепроводные трубы, микролегированная сталь, сварное соединение, металл шва, зона термического влияния, микроструктура, ударная вязкость

При сооружении современных магистральных газо- и нефтепроводов используют преимущественно трубы класса прочности К60, К65 (категории Х65, Х80) из микролегированной стали, изготовленной с применением термомеханической обработки, включая контролируемую прокатку и ускоренное охлаждение. Такие стали, как правило, содержат: 0,05...0,10% С; 1,5...2,0% Мп и элементы, повышающие устойчивость аустенита — Ni, Cr, Mo в количестве до 0,3% каждого. Применяется также комплексное микролегирование карбонитридообразующими элементами Ti, V, Nb, суммарное содержание которых обычно находится в пределах 0,12...0,15% [1–4]. Конкретный химический состав трубной стали, обеспечивающий необходимый комплекс свойств, определяется применяемой технологией ее изготовления и техническими характеристиками металлургического и прокатного оборудования. Например, ограниченные возможности оптимизации охлаждения штрипса после прокатки компенсируют более высоким легированием карбидообразующими элементами и элементами, снижающими температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В результате в стали одного и того же класса различных изготовителей содержание углерода и микролегирующих элементов, в первую очередь ниобия и молибдена, может изме-

няться в достаточно широких пределах, достигая, особенно для стали К65, предельно допустимых нормативными документами значений.

Общепризнано, что повышение уровня легирования может привести к ухудшению свариваемости стали, в частности, увеличивается опасность образования в металле сварных соединений участков с пониженной вязкостью и, как следствие, возрастает вероятность хрупкого разрушения, развивающегося по таким участкам.

Некоторые авторы отмечают отрицательное влияние повышенного содержания ниобия на структурное состояние и ударную вязкость металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений трубной стали, особенно в зонах повторного нагрева при многопроходной сварке [5–7]. В наших исследованиях отрицательная роль ниобия существенно возросла с увеличением количества молибдена в стали. Результаты этих исследований изложены в настоящей статье. Приведены также данные о структуре и свойствах металла швов труб из стали с повышенным молибденом и ниобием.

Исследовали сварные соединения прямошовных газо- и нефтепроводных труб диаметром 820...1420 мм с толщиной стенки 17,5...36,0 мм, изготовленных из высокопрочной стали с различным содержанием молибдена и ниобия на ряде отечественных и зарубежных трубосварочных за-



Т а б л и ц а 1. Характерный химический состав основного металла и металла внутреннего и наружного швов исследованных сварных соединений труб

Условный шифр труб (категория, толщина ОМ)	Зона контроля	Массовая доля элементов, %											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Al	B
А (Х80, 22 мм)	ОМ	0,051	0,242	1,69	0,006	0,007	0,22	0,27	0,03	0,014	0,068	0,027	н/о
	Внутр.шов	0,053	0,344	1,68	0,012	0,010	0,15	0,35	0,029	0,016	0,045	0,020	0,001
	Нар.шов	0,054	0,433	1,67	0,013	0,010	0,14	0,35	0,027	0,019	0,039	0,019	0,0013
Б (Х80, 17,5 мм)	ОМ	0,05	0,281	1,64	0,008	0,002	0,20	0,18	0,012	0,015	0,076	0,035	н/о
	Внутр.шов	0,05	0,452	1,64	0,01	0,006	0,24	0,28	0,008	0,014	0,043	0,023	0,001
	Нар.шов	0,05	0,474	1,66	0,01	0,006	0,21	0,29	0,007	0,018	0,047	0,023	0,0015
В (Х80, 27,7 мм)	ОМ	0,07	0,270	1,67	0,07	0,002	0,20	0,15	0,02	0,014	0,045	0,036	н/о
	Внутр.шов	0,06	0,305	1,46	0,016	0,004	0,20	0,25	0,019	0,019	0,022	0,022	0,0025
	Нар.шов	0,055	0,327	1,45	0,015	0,003	0,19	0,25	0,019	0,020	0,022	0,021	0,003
Г (Х65, 36 мм)	ОМ	0,062	0,096	1,74	0,011	0,002	0,13	<0,03	0,02	0,015	0,017	0,031	н/о
	Внутр.шов	0,056	0,181	1,72	0,012	0,006	0,10	0,05	0,02	0,018	0,011	0,017	0,0038
	Нар.шов	0,059	0,177	1,70	0,013	0,006	0,09	0,05	0,02	0,015	0,011	0,015	0,004
Д (Х80, 17,5 мм)	ОМ	0,05	0,250	1,72	0,011	0,003	0,02	0,01	0,01	0,016	0,040	0,027	н/о
	Внутр.шов	0,051	0,425	1,69	0,012	0,006	0,08	0,10	0,006	0,013	0,021	0,018	0,002
	Нар.шов	0,051	0,434	1,68	0,013	0,006	0,09	0,13	0,005	0,017	0,021	0,018	0,0028

водов по традиционной технологии с применением двухсторонней многодуговой сварки под флюсом [8]. Продольные швы труб сваривали изнутри (внутренний шов, четырехдуговая сварка) и снаружи (наружный шов, пятидуговая сварка) трубы. Погонная энергия сварочных процессов находилась в пределах 4...7 кДж/мм.

Содержание основных легирующих элементов и примесей в стали для исследованных труб находилось в следующих пределах, %: 0,05...0,07 С; 0,242...0,281 Si; 1,64...1,72 Mn; 0,13 (в одной плавке — 0,02)...0,22 Ni; 0,01...0,03 V; 0,014...0,016 Ti; 0,027...0,035 Al;  $S \leq 0,007$ ;  $P \leq 0,011$ . Количество Nb в стали изменялось от 0,040 до 0,076 %, а Mo — от 0,01 до 0,27 %. Для сравнения рассмотрены также данные о свойствах и структуре металла сварного соединения трубы из стали категории Х65 с минимальным количеством Nb (0,017 %) и практическим отсутствием Mo (< 0,03 %).

Исследуемым трубам присвоены условные буквенные обозначения (табл. 1). Основной металл труб (ОМ) А и Б представлял собой сталь категории Х80 с повышенным содержанием молибдена (0,27 и 0,18 %) и ниобия (0,068 и 0,076 %). Суммарная массовая доля карбонитридообразующих элементов (ниобия, ванадия и титана) в этом металле составляла соответственно 0,109 и 0,103 %. Сталь категории Х80, из которой изготовлена труба В, относится к той же системе легирования (Mn–Nb–Mo–V–Ni–Ti), однако содержит меньшее количество молибдена и ниобия (0,15 и 0,045 %, соответственно), при этом Nb + V + Ti = 0,079 %. Трубы Г и Д изготовлены из стали категории Х65 и Х80 с минимальным легированием: массовая доля Nb составляла 0,017 и 0,040 %, мо-

либден практически отсутствовал, а Nb + V + Ti равнялся 0,052 и 0,066 %, соответственно.

В процессе исследований оценивали ударную вязкость металла при отрицательных температурах на образцах с острым надрезом, наносимым в разных зонах сварного соединения труб. Структуру металла сварных соединений исследовали с применением оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и фрактографии.

Известно, что в зоне термического влияния сварных соединений высокопрочных труб наиболее проблемным, с точки зрения обеспечения ударной вязкости, является участок крупного зерна (ЗКЗ), что обусловлено значительным ростом зерна аустенита, образованием грубых пакетов пластинчатого феррита и верхнего бейнита, а также наличием МАК-фазы, особенно речечной морфологии. Считают, что минимальной вязкостью, кроме участков крупного зерна ЗТВ, примыкающих к линии сплавления внутреннего и наружного продольных швов, характеризуется зона локального охрупчивания, образующаяся вследствие повторного нагрева участка крупного зерна первого (внутреннего) прохода при сварке второго (наружного) прохода [5]. По этой причине при проведении металлографических исследований ЗТВ сварных соединений труб основное внимание уделяли структурно-фазовым характеристикам металла именно этих участков.

В металле исследованных сварных соединений труб на участке крупного зерна ЗТВ внутреннего и наружного швов формируется однотипная микроструктура, представленная преимущественно достаточно грубыми пакетами структуры бейнитного типа: в большинстве случаев — это феррит с упорядоченной второй фазой речечной морфологии (рис. 1). Наблюдаются также участки с упоря-



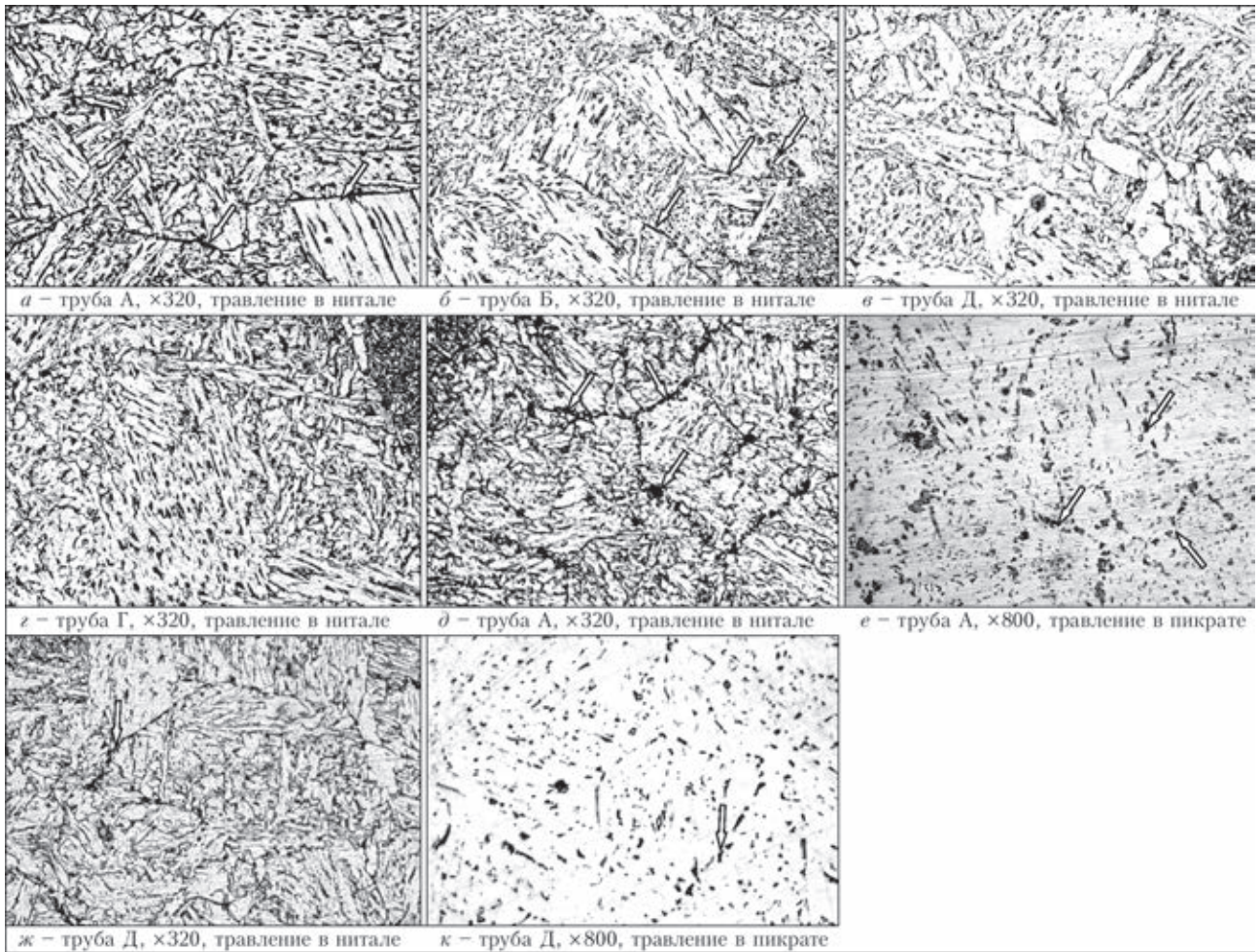


Рис. 1. Микроструктура металла ЗКЗ сварных соединений труб с различным содержанием молибдена и ниобия: а-г — ЗТВ наружного шва; д-к — ЗТВ внутреннего шва, участок повторного нагрева

доченной и неупорядоченной второй фазой гранулярной морфологии. Образование полигонального доэвтектоидного феррита по границам бывшего аустенитного зерна в металле сварного соединения исследованных труб полностью подавлено, за исключением труб Г и Д с минимальным содержанием молибдена и ниобия, где зафиксированы пограничные выделения этой структурной составляющей (рис. 1, в). Величина зерен в металле ЗТВ, непосредственно примыкающем к границе сплавления наружных и внутренних швов, независимо от изменения в исследованных пределах массовой доли молибдена и ниобия, в основном, составляет 54...108 мкм, что соответствует 5-4 номеру (по ГОСТ 5639). Зафиксированы также единичные более крупные зерна 3 номера (размером до 137 мкм), выявляемые, преимущественно, в зоне сплавления наружных швов (в их вершине), причем крупные зерна, как правило, фрагментированы на более мелкие субзерна.

Как видно из рис. 1, с повышением количества ниобия и молибдена в стали (трубы А, Б) увеличивается доля участков хрупкой структуры со сходно ориентированной углеродистой фазой (МАК-фазой) речной морфологии, а также

размеры (длина и ширина) выделений этой фазы. Еще более негативное влияние повышение массовой доли указанных элементов в стали оказывает на состояние границ зерен металла в исследуемой зоне. Так, в металле ЗКЗ наружного шва сварного соединения труб А и Б с высоким содержанием ниобия и молибдена, в отличие от других исследованных сварных соединений труб, по границам бывшего аустенитного зерна интенсивно выделяются углеродистые образования — МАК-фаза, карбиды (на рис. 1, а, б указаны стрелками). В металле ЗКЗ внутренних швов в участках, подвергавшихся повторному нагреву при выполнении наружного шва, указанные зернограницные углеродистые выделения зафиксированы практически на всех исследованных сварных соединениях, за исключением трубы Г с минимальным количеством ниобия. При этом, чем выше содержание ниобия в стали, тем грубее эти выделения (на рис. 1 указаны стрелками).

Ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений оценивали на образцах, вырезанных на участке расположения наружного шва (рис. 2, образец НЗ) и в зоне пересечения наружного и внутреннего швов (рис. 2, образец ПЗ). Известно, что



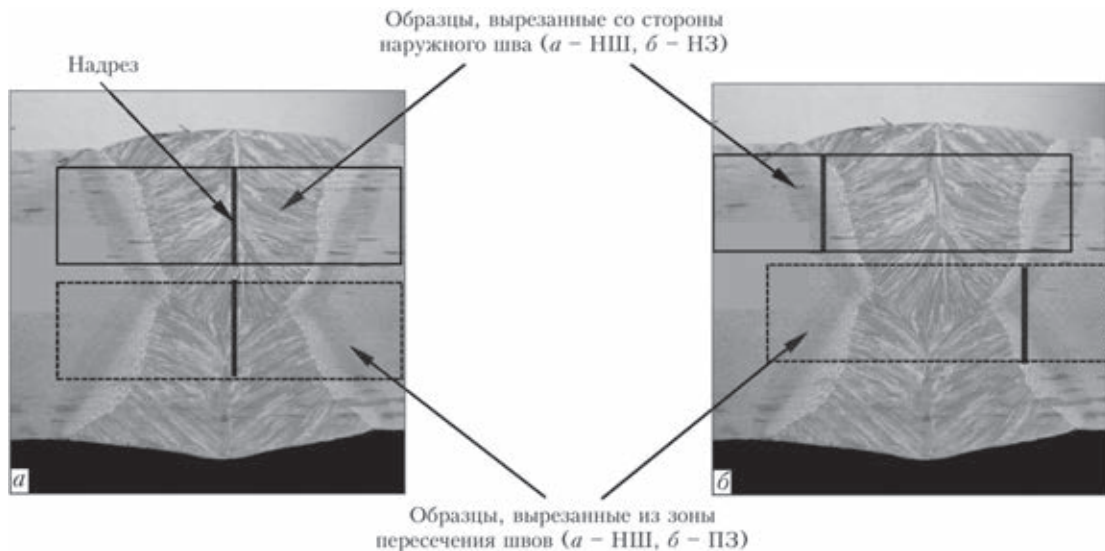


Рис. 2. Схема вырезки образцов и нанесения надреза при испытании на ударный изгиб металла шва (а) и зоны термического влияния (б)

в условиях структурно-гетерогенного сварного соединения определение вязких характеристик металла и, в первую очередь, ЗТВ, посредством испытания ударных образцов стандартных размеров (сечением 10×10 мм) не вполне корректно, поскольку получаемые значения ударной вязкости в значительной мере зависят от расположения образца и места нанесения надреза. Из рис. 2 сле-

дует, что при нанесении надреза по металлу ЗТВ наружного шва согласно ГОСТ 6996–66 сечение надреза включает лишь небольшой участок хрупкой зоны крупного зерна, примыкающей к линии сплавления шва. Большая доля зоны крупного зерна фиксируется в сечении надреза образцов, вырезанных из места пересечения швов. В таких образцах может присутствовать и участок повторного нагрева зоны внутреннего шва с наиболее неблагоприятной структурой.

Результаты некоторых испытаний образцов с надрезом по линии сплавления приведены в табл. 2. Наблюдаемый большой разброс значений *KCV* при таком нанесении надреза обусловлен дополнительным влиянием формы шва на показатели ударной вязкости. Влияние формы шва на показатели вязкости металла ЗТВ является предметом самостоятельных исследований и будет рассмотрено нами в других публикациях. Здесь только отметим, что для швов с условно хорошим коэффициентом формы рекомендуемые ГОСТ правила нанесения надреза в зоне термического влияния существенно ограничивают долю участка крупного зерна (локальной зоны хрупкости) в испытываемом сечении ударного образца.

Вместе с тем, несмотря на наблюдаемый разброс результатов испытаний, данные табл. 2 позволяют сделать однозначный вывод, что повышение в стали массовой доли ниобия более 0,05 % приводит к снижению показателей ударной вязкости металла ЗТВ, особенно при вырезке образцов в зоне пересечения внутреннего и наружного швов. Наиболее значительное снижение ударной вязкости наблюдается при максимальном в исследованных пределах содержания в стали молибдена, ниобия и марганца (труба А), когда в металле ЗКЗ формируется наименее благоприятная микроструктура.

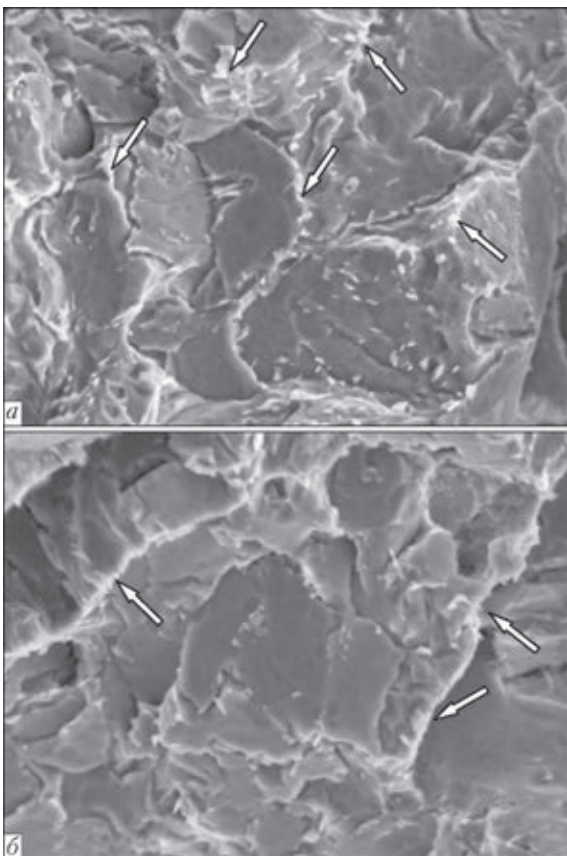


Рис. 3. Фрактограммы квазихрупких участков излома образцов трубы А (а) и Б (б) с надрезом по линии сплавления, разрушенных при температуре -40 °С (×2000, травление в нитале)



Исследования после травления поверхности разрушения ударных образцов сварных соединений с надрезом по линии сплавления подтвердили, что в металле швов труб А и Б с высоким содержанием ниобия и молибдена на участках квазихрупкого разрушения по границам фасеток выявляются сегрегации углеродистых образований (на рис. 3 указаны светлыми стрелками). В металле ЗТВ с ограниченным легированием ниобием (например, трубы Г и Д) такие образования по границам фасеток отсутствуют.

Аналогичное влияние повышенное содержание ниобия и молибдена оказывает на структурно-фазовые характеристики металла шва. При дуговой сварке труб большого диаметра для магистральных трубопроводов ниобий, как известно, переходит в металл шва, главным образом из трубной стали. Доля молибдена в металле шва определяется его содержанием в стали и сварочной проволоке и может, в определенных пределах, регулироваться с помощью изменения его количества в последней. Кроме того для повышения вязких характеристик металл швов труб часто микролегируют титаном и бором. Таким образом, металл шва представляет собой достаточно сложнoleгированную систему.

Установлено, что в связи с увеличением массовой доли ниобия 0,039...0,047 % и молибдена до 0,28...0,35 % из-за более высокого содержания этих элементов в стали при массовой доле марганца 1,64...1,68 % в металле швов труб А и Б формируется достаточно неоднородная структура с образованием составляющих различной прочности и вязкости. Более высокое содержание в металле таких швов элементов, активно снижающих температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (Мо, Мп, Nb), приводит к формированию помимо основной структуры игольчатого феррита (~75 %) также участков верхнего бейнита (рис. 4, б; 5, а). МАК-фаза часто представлена собственно мартенситно-аустенитными комплексами с повышенным содержанием углерода, а не продуктами бейнито-мартенситного превращения (как при меньшем легировании). Такая структурная составляющая хуже травится и при исследовании на растровом микроскопе выглядит как гладкие, бесструктурные светлые образования (на рис. 5, а, б обозначены светлыми стрелками). Кроме того, четко проявляется склонность к формированию сегрегаций МАК-фазы на границах игольчатого и зернограничного полигонального феррита (рис. 4, в; 5, а). Из-за ограниченного легирования титаном и бором, осуществляемого через сварочную проволоку, образование зернограничного полигонального феррита (ПФ) в металле швов труб А и Б подавлено не полностью (рис. 4, а). И хотя доля

прослойк доэвтектоидного полигонального феррита не столь значительна (не более 10 % даже на периферийных участках шва), обогащение их границ образованиями МАК-фазы (рис. 4, в), обладающей существенно большей прочностью, является отрицательным фактором, способствующим зарождению разрушения. Максимальные сегрегации углеродистых фаз и структурных составляющих (МАК-фаза, карбиды) наблюдаются по границам кристаллитов в металле внутреннего шва на участках повторного нагрева (рис. 6, а, б). Выявлена также развитая система полигонизационных границ, часто декорированных выделениями МАК-фазы (рис. 4, б).

Указанные структурные особенности обуславливают более высокую склонность металла таких швов к образованию трещин, что подтверждается наличием в одном из исследованных образцов сварного соединения трубы А отдельных относительно крупных трещин по ферритным прослойкам, оконтуренным МАК-фазой, и сетки микротрещин, локализующихся по вторичным (полигонизационным) границам.

Микроструктура металла шва трубы В, умеренно легированного Nb (0,022 %), Мо (0,25 %) и Мп (около 1,46 %) более однородна и представлена, в основном, дисперсным игольчатым ферритом (~90 %). Вытянутые зерна игольчатого феррита размером 3...4x5...15 мкм разориентированы на большой угол (рис. 4, д). Благодаря оптимальному соотношению в металле шва титана и бора (0,02 и 0,0030 % соответственно) образование зернограничного полигонального феррита практически подавлено (только в корне шва фиксируется 1...3 % такой структурной составляющей). Незначительная структурная неоднородность проявляется по границам кристаллитов в виде зерен игольчатого феррита несколько большего размера (рис. 4, з, д). Дисперсная МАК-фаза, в состав которой входят, в основном, продукты бейнитного превращения, распределена достаточно равномерно (рис. 4,

**Таблица 2. Ударная вязкость металла исследованных сварных соединений труб КСV<sub>40</sub>, Дж/см<sup>2</sup>**

Условный шифр труб (категория, толщина Ом)	Надрез по центру шва		Надрез по линии сплавления	
	образцы НШ	образцы ПШ	образцы НЗ	образцы ПЗ
А (Х80, 22 мм)	$\frac{56...110}{92}$	$\frac{42...93}{56}$	$\frac{56...141}{114}$	$\frac{21...95}{46}$
В (Х80, 27,7 мм)	$\frac{112...195}{165}$	$\frac{88...121}{105}$	$\frac{80...197}{140}$	$\frac{58...142}{81}$
Г (Х65, 36 мм)	$\frac{185...197}{192}$	$\frac{152...177}{160}$	$\frac{290...320}{300}$	$\frac{100...287}{198}$

*Примечания.* 1. В числителе указаны минимальные и максимальные значения ударной вязкости, в знаменателе — средние из 6-12 испытаний. 2. Схемы вырезки образцов и нанесения надреза приведены на рис. 2.



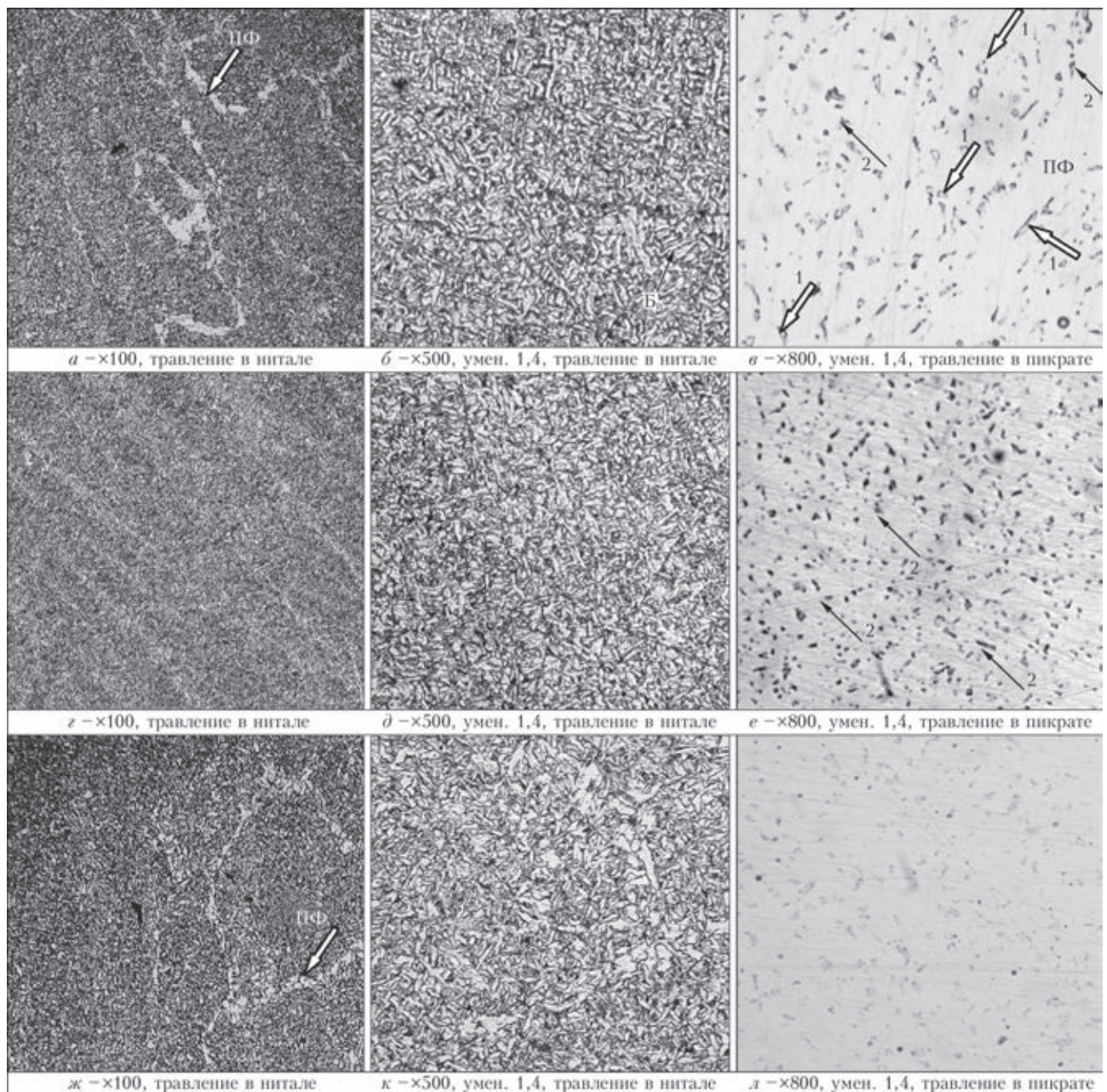


Рис. 4. Микроструктура металла наружных швов с различным содержанием молибдена и ниобия (оптическая металлография): а-в — труба А; з-е — труба В; ж-л — труба Г; 1 — мартенситно-аустенитный комплекс; 2 — МАК-фаза

е). Скопления углеродистых фаз и структурных составляющих по границам кристаллитов, в том числе в зоне повторного нагрева внутреннего шва, практически отсутствуют (рис. 6, в, з). Полигонизационные границы в таком шве развиты слабо (рис. 4, д).

Характерной особенностью микроструктуры металла шва трубы Г меньшей прочности (Х65) с минимальным содержанием в шве молибдена (0,05 %) и ниобия (0,011 %) при массовой доле Mn на уровне 1,70...1,72 %, Ti — 0,015...0,018 %, В — 0,0038...0,0040 % является тот факт, что, несмотря на наличие, кроме игольчатого феррита (около 80 %), достаточно широких прослоек зернограничного полигонального феррита (6...12 %, на периферийных участках — до 15 %) выделения

МАК-фазы на их границах, в том числе на участках повторного нагрева внутреннего шва, отсутствуют (рис. 4, ж, к, л). Зерна игольчатого феррита в большинстве своем близки к равноосным (с коэффициентом формы  $\chi = 1,1...1,5$ ). Присутствующие в небольшом количестве более вытянутые ( $\chi = 7-8$ ) ферритные зерна разориентированы, поэтому участки металла со сходной ориентацией структуры крайне редки (рис. 5, в). Близкий характер микроструктуры присущ и металлу шва трубы Д из стали Х80, в котором массовая доля молибдена находится в пределах 0,010...0,13 %, а ниобий содержится в количестве 0,021 %.

В табл. 2 приведены результаты испытаний образцов сварных соединений труб с надрезом по центру шва, вырезанных из наружного шва, вы-





полненного последним (образцы НШ) и из зоны пересечения наружного и внутреннего швов (образцы ПШ). Схема вырезки образцов и нанесения надрезов приведена на рис. 2, а. Как видно из табл. 2, уровень ударной вязкости металла швов исследованных труб, в общем случае, достаточно высок. Это обусловлено, в первую очередь, применением современных сварочных материалов: агломерированного алюминатного флюса небольшой основности и сварочных проволок с Mo, Ni, Ti, В. Оптимальное сочетание этих элементов обеспечивает преимущественное формирование в металле швов структуры игольчатого феррита с высокими вязкими характеристиками (табл. 2, трубы В, Г). Вместе с тем, чрезмерное легирование шва трубы А молибденом (0,35 %) и Nb (0,039 %), сопровождающееся, как отмечалось, появлением в структуре участков верхнего бейнита и сегрегаций углеродистых фаз по границам кристаллитов, снижает показатели его ударной вязкости (табл. 2, труба А, образцы НШ).

Еще большее снижение показателей вязкости отмечается в случае, когда испытываемое сечение ударного образца трубы А с повышенным Mo и Nb включает участок металла внутреннего шва с неблагоприятной структурой, подвергшийся повторному нагреву при сварке наружного шва (табл. 2, образец ПШ). Для швов с меньшей долей молибдена и ниобия (табл. 2, трубы В и Г) снижение ударной вязкости при испытании таких образцов проявляется в значительно меньшей мере.

Фрактографические исследования поверхности разрушения ударных образцов с надрезом по оси шва показали, что металл шва при повышенном содержании молибдена, ниобия и марганца (труба А) даже при температуре минус 10 °С, в основном, разрушается по квазихрупкому механиз-

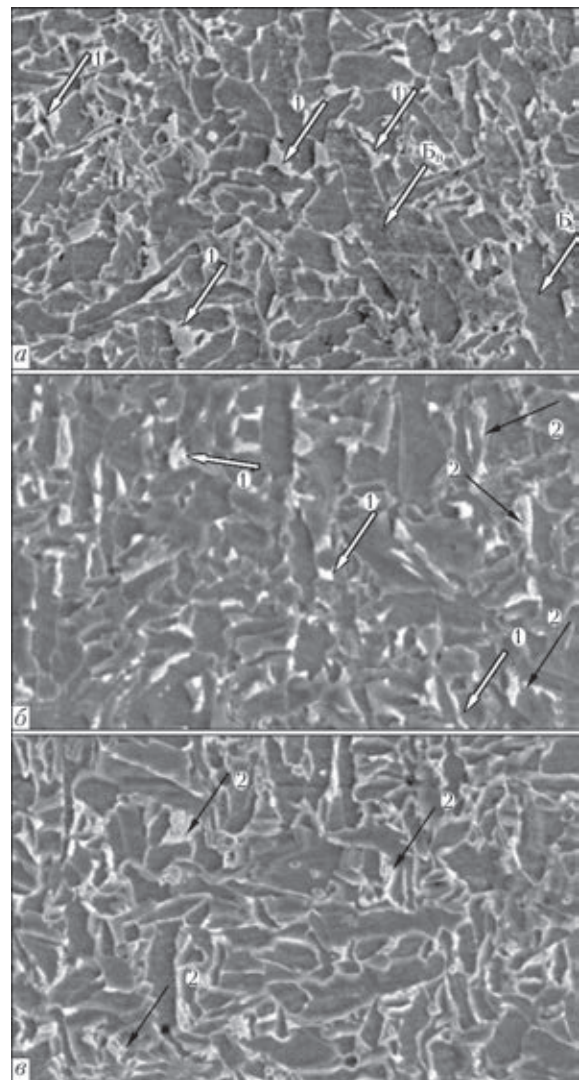


Рис. 5. Морфология и топография МАК-фазы в металле наружных швов с различным содержанием молибдена и ниобия (×3000, растровая микроскопия): а — труба А; б — В; в — Г; 1 — мартенситно-аустенитный комплекс (светлая стрелка); 2 — МАК-фаза (темная стрелка)

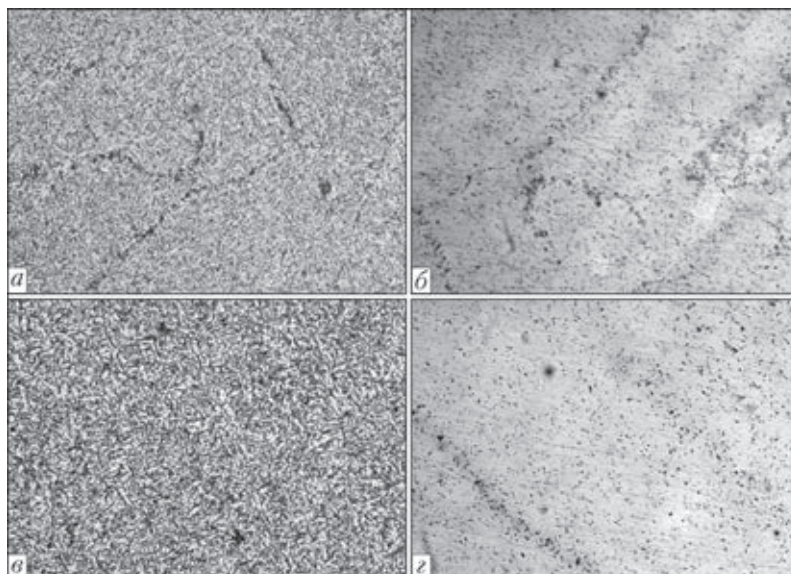


Рис. 6. Характерная микроструктура металла внутреннего шва в зоне повторного нагрева сварного соединения труб из стали с различным содержанием ниобия и молибдена: а, б — труба А; в, з — В



му, при этом на небольших вязких участках поверхности разрушения наблюдаются удлиненные гладкие (квазихрупкие) участки, соответствующие прослойкам доэвтектоидного зернограницного полигонального феррита с границами, обогащенными углеродистыми выделениями, отмеченными ранее при рассмотрении результатов металлографических исследований. В случае ограниченного легирования металла шва (трубы В, Г) доля участков вязкого разрушения при минус 40 °С находится в пределах от 10 до 50 %. При этом вязкие участки располагаются под надрезом ударных образцов, а их протяженность составляет не менее 2 мм, что и предопределяет высокие значения ударной вязкости.

Таким образом, результаты проведенных исследований подтвердили отрицательное влияние на структурные характеристики металла шва и зоны термического влияния сварных соединений труб повышенного (в стали более 0,05 %; в шве более 0,03 %) содержания ниобия, которое усиливается в присутствии молибдена. Учитывая склонность ниобия, подобно сере, к сегрегации, дополнительное легирование молибденом, снижающим температуру превращения, приводит к образованию в металле сварных соединений неблагоприятных структурных составляющих и фаз, а также к их скоплениям по границам зерен. При таком количестве ниобия и молибдена в металле ЗКЗ формируются пакеты бейнитной структуры с более грубой углеродистой фазой речной морфологии, а по границам бывших аустенитных зерен, особенно в зонах повторного нагрева, выделяются скопления МАК-фазы и карбидов.

В металле швов, содержащем массовую долю Мо более 0,3 % и Nb более 0,03 % при марганце на уровне 1,6 % и выше, образуются участки верхнего бейнита, увеличивается протяженность полигонизационных границ и количество выделе-

ний МАК-фазы по границам зерен, а также повышается доля мартенсита в составе этой структурной составляющей. Такие структурные изменения металла шва, как и в металле ЗТВ, в большей мере проявляются в зонах повторного нагрева.

По этой причине для обеспечения высокой ударной вязкости и трещиностойкости металла сварных соединений при сварке труб из высокопрочной микролегированной стали необходимо ограничивать содержание в стали ниобия ( $\leq 0,05$  %) и молибдена ( $\leq 0,20$  %), а также использовать сварочные материалы, обеспечивающие массовую долю молибдена в шве не более 0,30 %.

1. Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб магистральных трубопроводов: состояние и тенденции развития // *Металлург.* – 2006. – № 5. – С. 54–56.
2. Эфрон Л.И., Настич С.Ю. Состояние производства листового и рулонного проката для спиральношовных труб категорий прочности до X100 // ОАО «Черметинформация». Бюллетень «Черная металлургия». – 2006. – № 11. – С. 68–81.
3. *Высокопрочные трубные стали нового поколения с ферритно-бейнитной структурой* / Ю.Д. Морозов, М.Ю. Матросов, С.Ю. Настич, А.Б. Арабей // *Металлург.* – 2008. – № 8. – С. 39–42.
4. *Strategies for third-generation advanced high-strength steel development* / E. De Moor, P.J. Gibbs, J.G. Speer et al. // *Iron and Steel Technology.* – 2010. – № 11. – P. 133–144.
5. Hamada M., Fukada Y., Komizo Y. Microstructure and precipitation behavior in heat affected zone of C–Mn microalloyed steel containing Nb, V and Ti // *ISIJ Int.* – 1995. – 35, № 10. – P. 1196–1201.
6. Graf M., Niederhoff K. Toughness behavior of the heat-affected zone (HAZ) in submerged-arc welded large-diameter pipe (Pipeline technology conference, Oostende (Belgium), 15–18 Oct. 1990. – P. 131–139.
7. The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels / Y. Li, D.N. Crowther, M.J.W. Green et al. // *ISIJ International.* – 2001. – 41, № 1. – P. 46–55.
8. Рыбаков А.А. Современное состояние производства труб большого диаметра для магистральных трубопроводов // Обеспечение эксплуатационной надежности систем трубопроводного транспорта: Сб. докл. научн.-техн. семинара, Киев, 10–11 июня 2009. – Киев: НТК «ИЭС им. Е.О. Патона» НАНУ. – С.48–52.

Поступила в редакцию 14.12.2014

## VII Международная конференция «ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ»

14–18 сентября 2015

Одесса, отель «Курортный»

[www.pwi-scientists.com/rus/ltwmp2015](http://www.pwi-scientists.com/rus/ltwmp2015)

E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)

тел./факс: (38044) 200-82-77