

УДК 621.791/.792
Г 83

ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО СВАРОЧНОГО НАГРЕВА НА МИКРОСТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА ШВА ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Г. М. Григоренко, акад. НАНУ, д-р техн. наук;
В. А. Костин, канд. техн. наук;
А. А. Рыбаков, канд. техн. наук

Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев

Аннотация. Исследованы причины снижения ударной вязкости сварных соединений труб категорий прочностности X70 и X80 при многопроходной сварке в участках повторного нагрева. Установлено, что снижение свойств сварных соединений связано с формированием локальных хрупких зон в участках повторного нагрева металла внутреннего шва, нагретого до температур 1000...1100 °С. Проанализирована роль карбидов, карбонитридов (V(C,N), Nb(C,N), MoC) и образующихся охрупчивающих фаз (бейнита, МАК-фазы) в механизме снижения ударной вязкости и образовании холодных трещин.

Ключевые слова: стали для газо- и нефтепроводных труб, фазовые превращения, распад аустенита, феррит, бейнит, мартенсит, МАК-фаза.

Анотація. Досліджено причини зниження ударної в'язкості зварних з'єднань труб категорій міцності X70 і X80 при багатопрохідному зварюванні в ділянках повторного нагріву. Встановлено, що зниження властивостей зварних з'єднань пов'язано з формуванням локальних крихких зон у ділянках повторного нагріву металу внутрішнього шва, нагрітого до температур 1000...1100 °С. Проаналізовано роль карбідів, карбонітридів (V(C,N), Nb(C,N), MoC) та фаз, які окрихчують метал (бейніту, МАК-фази), в механізмі зниження ударної в'язкості та формуванні холодних тріщин.

Ключові слова: сталі для газо- та нафтопровідних труб, фазові перетворення, розпад аустеніту, ферит, бейніт, мартенсит, МАК-фаза.

Abstract. The reduction causes of the impact strength of the pipe welded joints of X70 and X80 stability at multiple-pass welding in the areas of reheating have been studied. Established that the properties reduction of the welded joints is connected with the formation of the local brittle zones in the areas of metal reheating of the internal weld heated to 1000...1100 °C temperature. The role of carbides, carbonitrides (V(C,N), Nb (C,N), MoC) and formed embrittling phases (bainite, MAC-phase) in the reduction mechanism of the impact strength and cold cracking is analyzed.

Keywords: steel for gas and oil line pipes, phase transformation, decomposition of austenite, ferrite, bainite, martensite, MAC-phase.

ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

В процессе двусторонней двухпроходной сварки, применяемой в технологическом потоке производства труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов, в ходе выполнения второго (наружного) слоя отдельные участки (локальные зоны) ранее сваренного первого (внутреннего) слоя нагреваются до разных температур. При этом соответственно изменяются свойства металла в локальных зонах шва и сварного соединения в целом, что может привести к снижению вязкости при стандартных испытаниях [4, 8, 9].

Так, ударные испытания сварных швов трубных сталей с пределом текучести выше 700 МПа, выполненных многопроходной сваркой, обычно показывают достаточно хороший уровень вязкости разрушения ($KCV_{-40} > 60$ Дж/см²), в то время как вязкость в участке крупного зерна металла зоны термического влияния (ЗТВ) оказывается достаточно низкой ($KCV_{-40} < 10...20$ Дж/см²). Многие исследователи

такое падение вязкости связывают с образованием локальных хрупких зон (LBZ) в металле ЗТВ при многопроходной сварке. Падение ударных свойств сварных соединений труб повышенной толщины (до 40 мм) обусловлено образованием в этих зонах мартенситно-аустенитных МА- или МАК-фаз, которые образуют сплошную сетку по границам бывших аустенитных зерен.

При оценке ударной вязкости металла швов влияние таких локальных зон прежде всего проявляется на трубах с относительно *небольшой* толщиной стенки (например, 18...20 мм), когда сечение стандартного ударного образца (10×10 мм) неизбежно включает в себя, кроме металла второго (последнего) внешнего слоя, также металл первого внутреннего слоя. Однако и для труб с *большой* толщиной стенки современные технические требования включают дополнительные испытания ударных образцов, вырезанных из места пересечения двух швов, где также присутствуют участки, подвергавшиеся повторному нагреву.

АНАЛИЗ ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Наиболее слабым участком сварных соединений высокопрочных сталей является зона термического влияния [5]. К этому приводит как рост зерна, так и образование закалочных структур, а также растворение и выделение при охлаждении карбонитридов с новой морфологией структуры [2].

В литературе недостаточно рассмотрены особенности структурных изменений в высокопрочных сталях в зависимости от системы их легирования. Поэтому данная работа является *актуальной*.

ЦЕЛЬ СТАТЬИ – изучение особенностей структурных изменений трубных сталей большого диаметра категорий прочности К56...К65 при повторном нагреве и установление причин снижения ударной вязкости в зонах повторного нагрева.

ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА

Исследования проводили на швах сварных соединений труб большого диаметра (1020...1420 мм) с толщиной стенки от 15,7 до 40,0 мм с ферритно-перлитной (малоферритной) или ферритно-бейнитной структурой сталей различного типа микролегирования (типа 10Г2ФТ, 07Г2МФБ) категорий прочности К56...К65. Швы сваривали с применением сварочных проволок Mn-Mo-, Mn-Ni-Mo-, Mn-Ni-Mo-Cr-, Mn-Mo-Ti-B-систем легирования и плавящихся или агломерированных флюсов (типа АН-60, АН-67, ОК 10.74 и др.) отечественного или зарубежного производства. Следует отметить, что в настоящее время плавящиеся флюсы, особенно кислые, для сварки труб ответственного назначения, когда требуется высокая ударная вязкость металла шва при низкой температуре (-20 °С и ниже), как правило, не применяются [6].

Типичный химический состав металла исследованных швов представлен в табл. 1.

Таблица 1. Типичный химический состав металла исследованных швов

Номер шва (толщина стали)	Содержание легирующих элементов в шве, % вес.						
	C	Mn	Mo	V	Nb	Cr	Ti
1 (15,7 мм)	0,080	1,68	0,30	0,020	0,022	0,09	0,011
2 (18,7 мм)	0,068	1,80	0,19	сл.	сл.	0,01	0,035
3 (30,0 мм)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	сл.
4 (40,0 мм)	0,082	1,75	0,24	0,075	сл.	0,05	0,020

Все исследованные сварные соединения в зависимости от применяемых сварочных материалов и свариваемой стали условно были разделены на две группы.

Первая группа – это сварные соединения ферритно-перлитной (малоферритной) стали, микролегированной ванадием, ниобием и титаном (толщиной от 15,7 до 30,0 мм и с содержанием углерода на уровне 0,08...0,15 %, серы – до 0,005 %, азота – до 0,010 %), сваренные с использованием, как правило, проволоки Mn-Ni-Mo-системы легирования и алюминатного или высококремнистого плавящего флюса. Ударная вязкость KCV₋₂₀ металла шва таких соединений находится в основном в пределах от 30 до 100 Дж/см².

Вторая группа – это сварные соединения ферритно-бейнитной стали, микролегированной ниобием, титаном, иногда дополнительно молибденом, никелем (толщиной от 25,0 до 40,0 мм и с меньшей массовой долей углерода – 0,04...0,08 %, серы – до 0,002 % и азота – 0,005...0,007 %), выполненные под агломерированным алюминатным флюсом небольшой основности с использованием сварочных проволок Mn-Mo-Ti-B- и Mn-Ni-Mo-систем легирования. Ударная вязкость металла швов этой группы сварных соединений оказывается существенно выше (KCV₋₂₀ находится в пределах 120...200 Дж/см²).

В ходе испытаний на ударный изгиб сварных соединений труб образцы вырезали со стороны шва,

выполненного последним, а также в зоне пересечения швов. Во время испытаний довольно часто фиксировали снижение ударной вязкости металла в случае, когда в сечении испытываемого образца присутствует определенная доля внутреннего шва, претерпевшего повторный нагрев. На рис. 1, а, б показано характерное изменение уровня ударной вязкости металла швов различного микролегирования в зависимости от доли металла первого шва в сечении испытываемого образца.

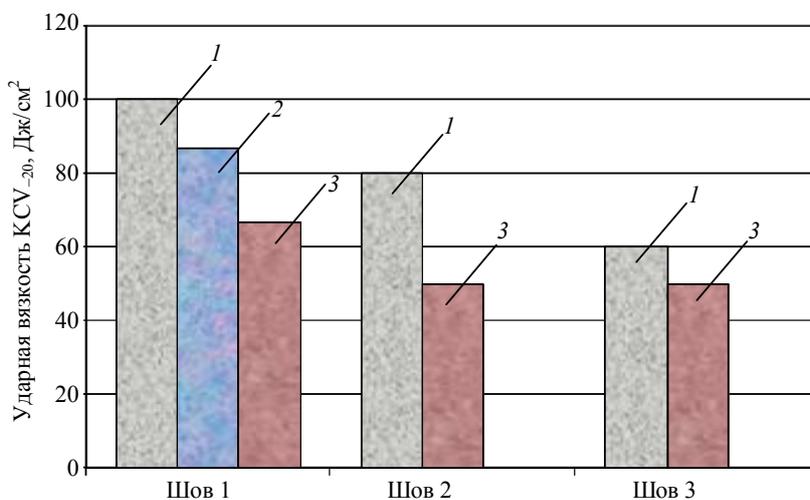
Как видно из приведенных данных, с увеличением доли металла первого шва в сечении образца значение ударной вязкости однозначно уменьшается, особенно для швов с относительно повышенным содержанием карбидообразующих элементов (см. рис. 1, шов 1 и 2 по сравнению со швом 3).

С понижением температуры испытания разница в ударной вязкости увеличивается (см. рис. 1, б). При этом падение средних значений ударной вязкости достигает ~30 Дж/см².

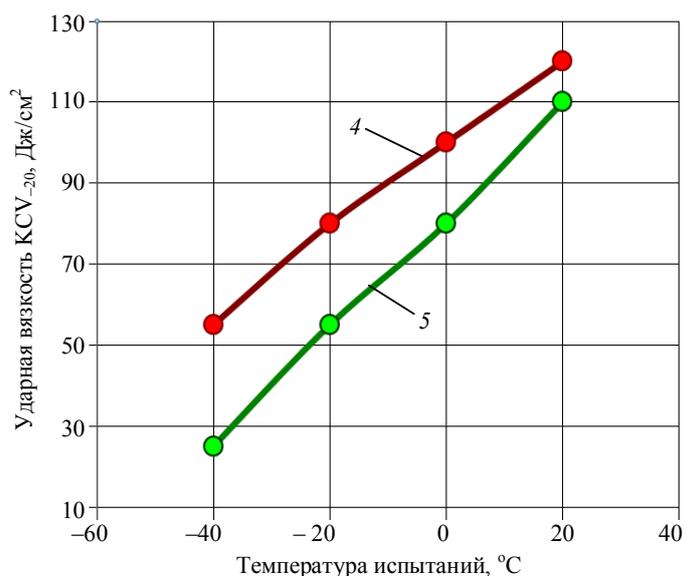
Были выполнены специальные испытания на ударный изгиб металла швов характерного химического состава (с различным содержанием карбидообразующих элементов). Образец по толщине сварного соединения размещали таким образом, чтобы дно надреза находилось на разном расстоянии от

линии проплавления второго шва, следовательно на участках металла первого (внутреннего) шва, которые подвергались нагреву до различных температур.

На рис. 2 показан характер изменения ударной вязкости швов в зависимости от места расположения дна надреза в образце.



a



б

Рис. 1. Ударная вязкость металла швов с различной долей внутреннего шва в сечении исследованных швов: *a* – в зависимости от системы легирования; *б* – в зависимости от температуры испытания (шов 4): 1 – 0 % внутреннего шва; 2 – 15 % внутреннего шва; 3 – 25 % внутреннего шва; 4 – внешний шов; 5 – зона пересечения швов (50 % внутреннего шва)

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 (суммарная массовая доля карбидообразующих элементов (V + Nb + Cr + Ti + Mo) изменялась от 0,38 до 0,56 %). В этой зоне ударная вязкость металла на 15...20 Дж/см² ниже, чем вязкость второго шва, который не подвергался

повторному нагреву, а твердость HV1 выше на 250...350 Н/мм². В металле шва, легированного только молибденом и титаном (см. рис. 2, сварное соединение 2, Ti + Mo = 0,225 %), такое снижение ударной вязкости зафиксировано не было.

Из полученных результатов видно, что непосредственно вблизи границы сплавления ударная вязкость в первом шве в основном даже выше уровня, характерного для металла шва, который не подвергался

повторному нагреву. При дальнейшем удалении дна надреза от границы проплавления в металле первого шва выявляются зоны пониженной вязкости.

Одна из таких зон в ряде случаев наблюдается на расстоянии 1,5...3,0 мм от границы сплавления. Поскольку температура повторного нагрева металла в этой зоне составляет 950...1100 °С, ее условно можно назвать высокотемпературной зоной охрупчивания (рис. 3).

Другой участок снижения ударной вязкости металла первого шва, в котором охрупчивание развивается вследствие дисперсионного твердения, расположен на расстоянии 4...6 мм от границы проплавления. Температура повторного нагрева металла в этой низкотемпературной зоне охрупчивания составляет 450...650 °С. Естественно, что степень твердения (охрупчивания) металла в этом случае зависит от содержания углерода и карбидообра-

зующих элементов. Поскольку снижение вязкости металла шва в результате процессов дисперсионного твердения хорошо известно и природа этого процесса достаточно изучена [1, 3], в дальнейшем более детальное исследование проводили только высокотемпературной зоны охрупчивания металла первого шва.

Дополнительные исследования по выяснению природы образования этой зоны показали, что ускоренное охлаждение в процессе сварки только усиливает ее охрупчивание. Так, в случае изменения скорости охлаждения металла первого шва (с суммарным содержанием ванадия, ниобия, хрома, титана и молибдена на уровне 0,40 %) на воздухе, водой и воздушнокапельной смесью происходило максимальное твердение металла ВТЗО при охлаждении воздушнокапельной смесью, т. е. при самой высокой скорости охлаждения (рис. 4).

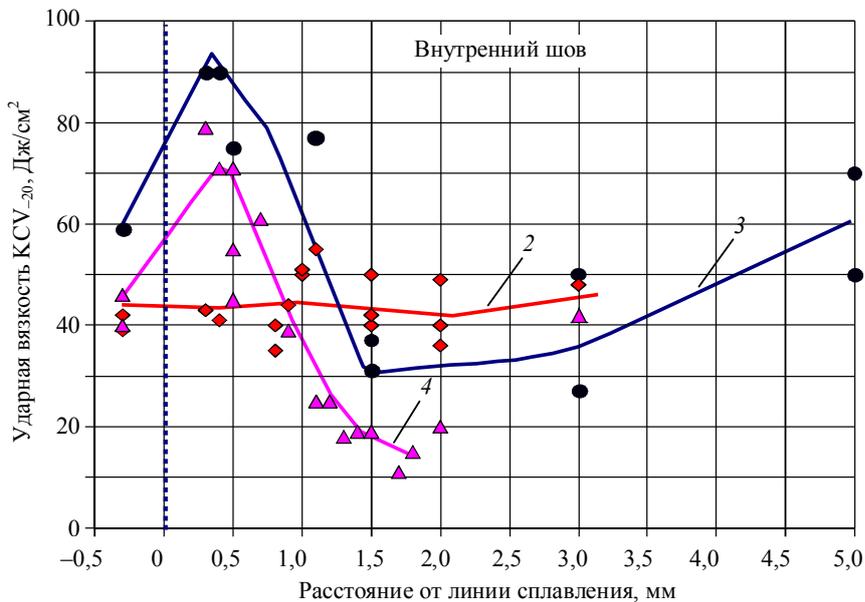


Рис. 2. Влияние положения надреза на ударную вязкость металла исследованных швов: 2, 3, 4 – шов 2, 3 и 4 соответственно

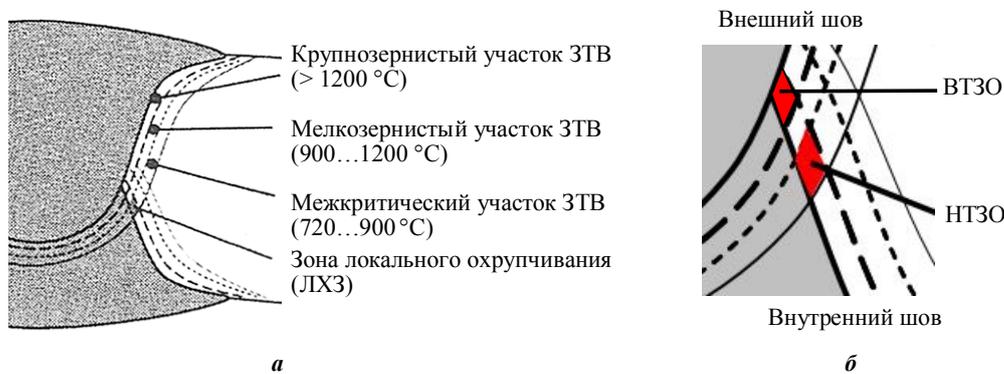


Рис. 3. Схема расположения участков при сварке труб: а – различных участков ЗТВ при двухсторонней сварке; б – высокотемпературной (ВТЗО) и низкотемпературной (НТЗО) зоны охрупчивания

Следует отметить, что в условиях испытания на стойкость против образования холодных трещин по методике ЛТП [7], которая предусматривает ускоренное охлаждение, в металле первого шва с близким химическим составом (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,39 %) также наблюдалось интенсивное твердение и даже растрескивание именно в участке ВТЗО (рис. 5, кривые 1 и 2). В то же время в аналогичных условиях испытания в металле первого шва, легированного только молибденом и титаном (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,23 %), твердение не было зафиксировано (см. рис. 5, кривая 3) и холодные трещины не образовывались.

сживание именно в участке ВТЗО (рис. 5, кривые 1 и 2). В то же время в аналогичных условиях испытания в металле первого шва, легированного только молибденом и титаном (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,23 %), твердение не было зафиксировано (см. рис. 5, кривая 3) и холодные трещины не образовывались.

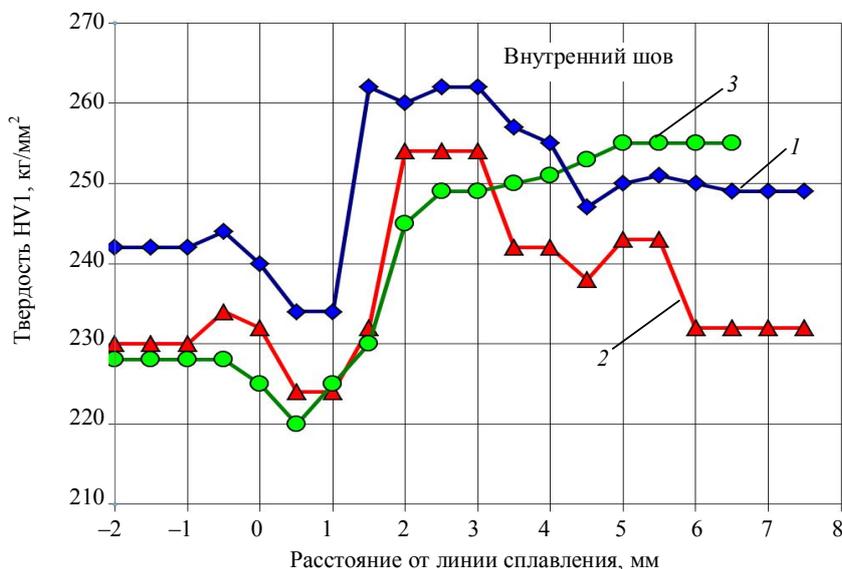


Рис. 4. Влияние ускоренного охлаждения на распределение твердости HV1 поперек линии сплавления в металле шва: 1 – охлаждение на воздухе; 2 – водяное охлаждение; 3 – воздушнокапельное охлаждение

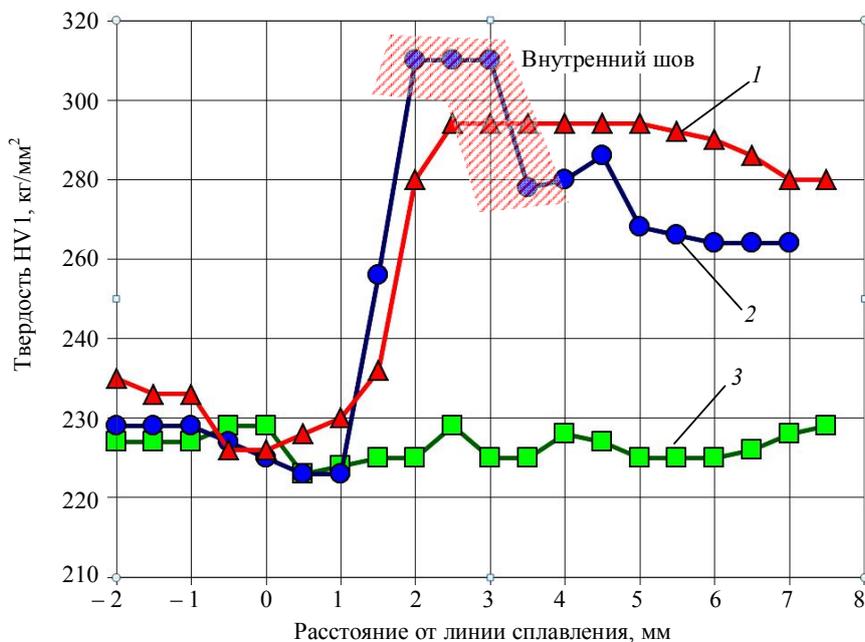


Рис. 5. Распределение твердости в металле исследованных швов: 1 – шов Mo–V–Nb после сварки; 2 – шов Mo–V–Nb после испытаний на стойкость к образованию холодных трещин; 3 – шов Mo–Ti–V после испытаний на стойкость к образованию холодных трещин;  – зона образования холодных трещин

Установлено, що суттєво зменшити негативне впливання повторного нагріву на ударну вязкість металу внутрішнього шва дозволяє застосування сталі з меншим вмістом вуглецю та шкідливих домішок (серу, азоту, фосфору), а також застосуванням дроту Ti–V-системи легування (або в поєднанні з Mo–Ni-дротом) та агломерованого алюмінатно-основного флюсу невеликої основності.

Для детальнішого розуміння процесів, що відбуваються в локальних зонах охрупчення, використовували більш глибокі методи дослідження – просвічуючу електронну мікроскопію в поєднанні з мікродифракційними дослідженнями фазових виділень.

Тонкі фольги для дослідження на просвіт готували електролітичним і наступним методом іонного утонення. Фольги вивчали на електронному мікроскопі JEM 200СХ при прискорюючому напрузі 200 кВ.

В ході досліджень оцінювали морфологію ігольчатого ферриту та інших продуктів перетворення аустеніта, дислокаційну структуру, морфологію та розподіл фазових виділень.

Дослідження показали, що в разі відносно низького вмісту азоту (до 0,006 %) і мікро-

легуючих елементів ($Ti + V + Nb = 0,04 \%$, де $Ti = 0,03 \%$) в металі внутрішнього шва формується мікроструктура ігольчатого ферриту з достатньо розвинутою субструктурою – розміри окремих субструктурних елементів становлять $0,6 \dots 1,5 \times 2,5 \dots 4,0$ мкм, а коефіцієнт форми χ – порядку 2...4. Густина дислокацій ρ знаходиться на рівні 10^{10} см^{-2} . Характерним для структури є упорядковане розподілення дислокацій в рівноважних конфігураціях (рис. 6,а). Границі субструктурних елементів, які мають вигляд дислокаційних сіток і стінок, свідчать про наявність релаксационних процесів в металі шва. Наблюдаються також окремі ділянки полігонального ферриту. Крім ігольчатого та полігонального ферриту виявлені також мікроділянки продуктів проміжного перетворення, які складаються з тонкопластинчатих карбидних виділень, очевидно в складі МАК-фази (см. рис. 6,б). В ферритних зернах спостерігаються фазові виділення розміром $d_{ф.в} \sim 0,006 \dots 0,012$ мкм. Відстань між окремими частинками фазових виділень $l_{ф.в}$ становить $0,06 \dots 0,16$ мкм. Мікродифракційний аналіз фазових виділень дозволив ідентифікувати їх як карбиди титану (TiC), ванадію (VC) та заліза (Fe_3C).



а



б



в



г

Рис. 6. Мікроструктура ($\times 15000$) металу досліджуваних швів (просвічуюча електронна мікроскопія), що містять мікролегуючі елементи: а, б – ($Ti + V + Nb = 0,04 \%$), $Ti = 0,03 \%$ та N до $0,006 \%$; в – ($Ti + V + Nb = 0,05 \%$), $Ti = 0,00 \%$ та N до $0,010 \%$; г – ($Ti + V + Nb > 0,06 \%$), $Ti = 0,04 \%$ та N до $0,010 \dots 0,012 \%$

Повышение содержания микролегирующих элементов в металле шва ($Ti + V + Nb = 0,05\%$, где Ti практически отсутствует) приводит к формированию преимущественно игольчатого феррита, зерна которого удлинены и местами одинаково ориентированы. Размеры субструктурных элементов составляют порядка $0,3...2,0 \times 3,5...7,0$ мкм при коэффициенте формы $\chi = 3...5$, а некоторых удлинённых субзерен – до 10. Наблюдается значительная доля полигонального феррита, а также увеличивается количество участков промежуточного превращения с бейнитной структурой (размером порядка $0,6 \times 3,0$ мкм) и мартенситного превращения с образованием двойникового мартенсита в составе МАК-фазы (см. рис. 6, в). Плотность дислокаций составляет $\sim 10^{10}$ см⁻². Размер фазовых выделений, представляющих собой карбиды ванадия (VC), ниобия (NbC), железа (Fe₃C), находится на уровне $0,02...0,03$ мкм. Расстояние между частицами – $0,1...0,2$ мкм.

Одновременное повышение содержания азота (до $0,010...0,012\%$) и микролегирующих элементов ($Ti + V + Nb > 0,06\%$) приводит к более существенным изменениям в дислокационной структуре и распределении фазовых выделений. В этом случае формируется сильно фрагментированная структура игольчатого феррита с размерами зерен $0,35...1,5 \times 1,0...5,0$ мкм. Коэффициент формы χ в среднем составляет $3...5$, а отдельных субзерен – до 11. Для структуры (см. рис. 6, з) характерна более высокая плотность дислокаций ρ , чем в предыдущих системах легирования ($> 10^{11}$ см⁻²).

Распределение дислокаций в основном имеет хаотический характер. В структуре зафиксированы также полигональный феррит и микрообъемы со структурой бейнита и мартенсита. Отличительной особенностью структуры шва этой системы легирования является достаточно высокая плотность фазовых выделений и их дисперсность. Расстояние между отдельными частицами составляет до $0,005$ мкм, что практически сопоставимо с размерами самих выделений. Выделения представляют собой в основном нитриды (карбонитриды) титана (Ti(CN)), алюминия (AlN) и ниобия (NbC). Такое структурное состояние приводит к появлению более «напряженной» структуры металла швов, что связано с развитием дислокационного, субструктурного, а также дисперсионного механизмов упрочнения.

Исследование металла в низкотемпературной зоне охрупчивания первого шва позволило выявить присутствие в нем повышенного количества дисперсных (размером $0,003...0,005$ мкм) частиц типа (VNb)(CN), расположенных на расстоянии $0,007$ мкм друг от друга, что свидетельствует о протекании процессов дисперсионного твердения в зоне отпуска.

Применительно к высокотемпературной зоне охрупчивания заметно увеличивается количество

МАК-фазы, в составе которой обнаружены микроучастки пакетного (реечного) мартенсита. Обнаруженные карбиды молибдена (MoC) и карбонитриды ванадия (V(CN)) и ниобия (Nb(CN)) относительно крупные по размеру, поэтому в качестве упрочняющих частиц малоэффективны.

Исходя из полученных результатов, был предложен следующий механизм природы образования ВТЗО. Высокотемпературная зона охрупчивания образуется при температуре повторного нагрева порядка $1000...1100$ °С, когда в металле шва растворяются карбонитриды ванадия (V(CN)) и ниобия (Nb(CN)), а также карбиды молибдена (MoC). В этих условиях еще не гомогенизированный аустенит в локальных зонах, особенно при условии повышенного уровня легирования, в процессе последующего охлаждения распадается при пониженных температурах, образуя продукты промежуточного (бейнит) и мартенситного превращения – МАК-фазу, которая содержит более напряженный пакетный мартенсит, что усиливает склонность этой зоны к охрупчиванию. При определенных условиях это может привести и к образованию холодных трещин. Очевидно, что низкотемпературный ($230...250$ °С) отпуск, как было показано выше, приводит к изменению структуры мартенсита, снижению микронапряжений и смягчению металла в ВТЗО, не вызывая эффекта дисперсионного твердения, что, как известно, проявляется при более высоких температурах повторного нагрева сварных швов.

ВЫВОДЫ

1. Снижение ударной вязкости при испытании образцов двухпроходных сварных соединений труб связано с формированием локальных зон охрупчивания, которые образуются в металле внутреннего шва вследствие его повторного нагрева.

2. Эффективным средством повышения характеристик вязкости металла в локальных зонах хрупкости сварных соединений труб является использование проволоки Ti–V-системы легирования в сочетании с агломерированным алюминатно-основным флюсом, что позволяет (при условии ограниченного содержания углерода, азота и кислорода) нейтрализовать негативное влияние повторного нагрева и предотвратить образование холодных трещин.

3. В металле внутреннего шва присутствуют две локальные зоны охрупчивания: в высокотемпературной и низкотемпературной области нагрева. Образование низкотемпературной зоны охрупчивания обусловлено процессом дисперсионного твердения металла в случае повторного нагрева до температур примерно $450...650$ °С, а степень ее проявления увеличивается с возрастанием содержания углерода и карбидообразующих элементов. Снижение вязкости в высокотемпературной зоне охрупчивания, которая образуется при повторном нагреве металла

внутреннего шва до температур 1000...1100 °С, связано с растворением в этой зоне карбонитридов ванадия V(CN), ниобия Nb(CN) и молибдена MoC и формированием в результате последующего распада неомогенизированного аустенита неблагоприятных структур, в частности МАК-фазы, содержащей значительную долю напряженного пакетного мартенсита.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Болховитинов, Н. Ф.** Металловедение и термическая обработка [Текст] / Н. Ф. Болховитинов. – М. : Машгиз, 1961. – 462 с.
- [2] **Горбачев, И. И.** Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики [Текст] / И. И. Горбачев, В. В. Попов // Физика металлов и металловедение. – 2009. – № 5. – С. 513–524.
- [3] **Грабин, В. Ф.** Металловедение сварки плавлением [Текст] / В. Ф. Грабин. – К. : Наукова думка, 1982. – 414 с.
- [4] **Матросов, Ю. И.** Сталь для магистральных трубопроводов [Текст] / Ю. И. Матросов, Д. А. Литвиненко, С. А. Голованенко. – М. : Металлургия, 1989. – 228 с.
- [5] Микроструктура металла ЗТВ соединений высокопрочной конструкционной стали WELDOX 1300 [Текст] / В. А. Костин, Г. М. Григоренко, Т. Г. Соломийчук [и др.] // Автоматическая сварка. – 2013. – № 35. – С. 7–14.
- [6] Результаты сравнительных испытаний плавящих и керамических флюсов, применяемых при сварке стали 12ХН2МДФ [Текст] / И. К. Походня, Д. М. Кушнерев, С. Д. Устинов, Л. В. Грищенко, М. В. Ямской // Автоматическая сварка. – 1987. – № 11. – С. 61–68.
- [7] **VdLinden, H.** Compilation of Cold Cracking Tests [Text] / H. VdLinden, W. Schonherr // Doc. IIW-IX-779-72.
- [8] **Woollin, P.** Brittle Fracture Initiation in Local Brittle Zones [Text] / P. Woollin, J. F. Knott // Fracture of Engineering Materials and Structures. – 1991. – P. 645–652.
- [9] **Zhou, Z. L.** Influence of local brittle zone on the fracture toughness of high-strength low-alloyed multipass weld metals [Text] / Z. L. Zhou, S. H. Liu // Acta Metallurg. Sinica. – 1998. – № 11(2). – P. 87–92.

© Г. М. Григоренко, В. А. Костін, А. О. Рибаків

Надійшла до редколегії 03.04.13

Статтю рекомендує до друку член редколегії ЗНП НУК
д-р техн. наук, проф. В. Ф. Квасницький