

УДК 621.924.1/6

А.А. Рыбаков, канд. техн. наук

В.А. Костин, канд. техн. наук

Т.Н. Филипчук, ведущий инженер

Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, г. Киев, Украина

И.А. Прибытько, канд. техн. наук

Черниговский государственный технологический университет, г. Чернигов, Украина

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВОВ ГАЗОНЕФТЕПРОВОДНЫХ ТРУБ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Проведенные исследования позволяют рекомендовать для обеспечения требуемого диапазона прочности (классов прочности X60...X80) и ударной вязкости сварных швов ($KCV_{40} > 47$ Дж/см²) сочетание ряда сварочных материалов – проволоки (Mn-Mo, Mn-Mo-Ni, Mn-Mo-Ti-B и Mn-Mo-Ni-Ti-B) систем легирования и флюсов (кислого, нейтрального типа и флюса с небольшой основностью) с учетом условий эксплуатации газонефтепроводных труб современного производства.

Ключові слова: дуговая сварка, сварочные материалы, легирование, микроструктура, трубные стали.

Проведені дослідження дозволяють рекомендувати для забезпечення необхідного діапазону міцності (класів міцності X60 ... X80) й ударної в'язкості зварних швів ($KCV_{40} > 47$ Дж/см²) комбінацію ряду зварювальних матеріалів – дротів (Mn-Mo, Mn-Mo-Ni, Mn-Mo-Ti-B і Mn-Mo-Ni-Ti-B) систем легування і флюсів (кислого, нейтрального типу і флюсу з невеликою основністю) з урахуванням умов експлуатації газонафтопровідних труб сучасного виробництва.

Ключові слова: дугове зварювання, зварювальні матеріали, легування, микроструктура, трубні сталі.

The research can be recommended for the desired range of strength (strength classes X60 ... X80) and impact toughness of welds ($KCV_{40} > 47$ J/cm²) combination of a number of welding materials - wires (Mn-Mo, Mn-Mo-Ni, Mn-Mo-Ti-B and Mn-Mo-Ni-Ti-B) alloying and fluxes systems including gas and oil pipe conditions of modern production.

Key words: arc welding, welding materials, alloying, microstructure, pipe steels.

Постановка проблемы. Современные сварочные материалы способны обеспечить получение высоких значений ударной вязкости металла шва и зоны термического влияния, хотя при этом нужно оптимизировать химический состав шва с учетом используемой стали.

Анализ последних исследований и публикаций. Как показывает опыт, в ходе массового производства труб, даже при условиях применения современных сварочных материалов не исключены случаи снижения ударной вязкости металла швов, наличие которых обусловлено, помимо их химического состава, другими технологическими факторами сварочного и смежных процессов, влияющих на формирование структуры металла шва и, как следствие, его ударную вязкость [1; 2].

К таким факторам относятся повторный нагрев металла предыдущего слоя шва в ходе выполнения следующего, изменение условий охлаждения металла шва, пластическая деформация металла при экспандировании труб, низкотемпературный технологический нагрев трубы при нанесении изоляционного покрытия и др. Эти факторы при определенных условиях могут привести к заметному снижению величин ударной вязкости и образованию холодных трещин.

Структурная неоднородность и, соответственно, ухудшение пластических и вязких свойств металла швов труб может проявляться на участках, где производится устранение дефектов с помощью дуговой сварки и в местах локального изменения химического состава.

Основными параметрами структурно-фазового состояния, влияющих на механические характеристики и ударную вязкость металла низколегированных швов, являются [3]:

- доля структурных составляющих (игольчатого феррита, миззеренного полигонального или пластинчатого доэвтектоидной феррита, верхнего бейнита) и величина этих образований (их размер зерен);
- морфология и распределение микрофаз, представляющих собою мартенситно-аустенитно-карбидные комплексы (МАК-фазы);
- количество, размер и морфология неметаллических включений в металле шва;

- вязкость ферритной матрицы и ее склонность к дисперсионному твердению.

Цель статьи. Цель данной работы состоит в изучении особенностей формирования микроструктуры металла швов газонефтепроводных труб при дуговой сварке микролегированных сталей различных классов прочности К56...К65, выполненных различными сварочными материалами.

Изложение основного материала. Каждому сочетанию сварочных материалов и свариваемых изделий присущи определенные структурные характеристики, обеспечивающие требуемый уровень свойств. Ниже представлено структурно-фазовое состояние основных типовых систем легирования металла швов газонефтепроводных труб, сваренных с использованием уже известных или разработанных нами сочетаний свариваемых материалов.

В ходе работы были исследованы три сочетания трубных сталей – сварочных проволок и флюсов различной степени основности. Сварку выполняли сварочными проволоками Св-08Г1НМА (система легирования Mn-Ni-Mo-) и Св-08Г1МТА (системы легирования Mn-Mo-Ti-B-) и флюсами АН-60, АН-67Б и ОК 10.74.

Химический состав исследованных трубных сталей 10Г2ФБ и Х80 представлен в таблице.

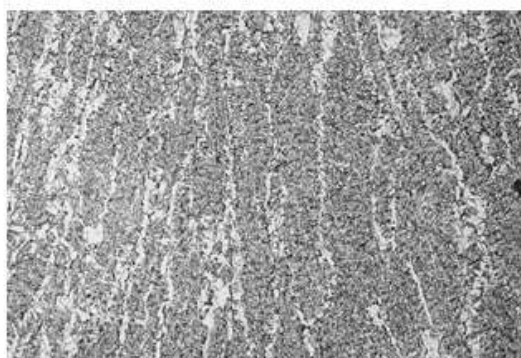
Таблица

Химический состав исследованных трубных сталей

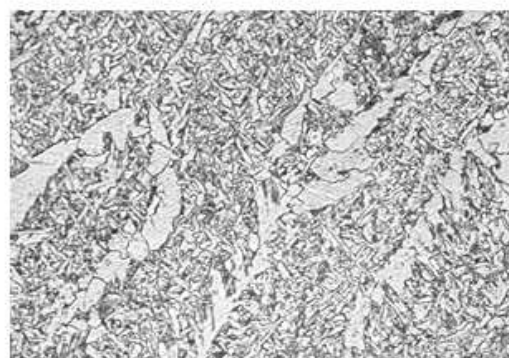
Тип стали	Содержание легирующих элементов в шве, % вес.							
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Mo</i>	<i>V</i>	<i>Nb</i>	<i>Ni</i>	<i>Ti</i>	<i>B</i>
10Г2ФБ	0,09-0,12	1,55-1,75	–	0,09-0,12	0,02-0,05	–	0,010-0,035	–
Х80	0,06-0,08	1,69-1,714	0,22-0,27	0,02-0,03	0,02-0,03	0,18-0,21	0,018-0,022	0,0020-0,0030

Исследования показали, что из рассмотренных вариантов сочетания свариваемых сталей и сварочных материалов, швы, выполненные под плавным флюсом АН-60 на стали 10Г2ФБ с содержанием углерода ~ 0,10 ... 0,12 %, микролегированной обычно ванадием и ниобием, имеют наименее благоприятный комплекс структурно-фазовых характеристик.

Структура металла внутреннего и внешнего швов, выполненных под этим флюсом сварочной проволокой Св-08Г1НМА (Mn-Mo-Ni-система легирования + кислый флюс), состоит из довольно крупнозернистого игольчатого феррита с коэффициентом формы χ порядка 2...5 в количестве 30...40 % и межзеренного и внутризеренного полигонального феррита различной формы в виде оторочек по границам первичного аустенитного зерна шириной от 5...30 мкм, цепочек отдельных удлиненных зерен и единичных образований массивного феррита, размер которых достигает примерно 60...120 мкм (рис. 1, а, б).



а – x100



б – x100

Рис. 1. Характерная микроструктура металла исследованных швов (травление в нитале): а, б – сталь 10Г2ФБ, проволока Mn-Ni-Mo-системы легирования, флюс АН-60; в, г – сталь 10Г2ФБ, проволока Mn-Ni-Mo-системы легирования, флюс АН-67Б; д, е – сталь Х80, пров. Mn-Ni-Mo + Mn-Mo-Ti-B системы легирования, флюс ОК 10.74

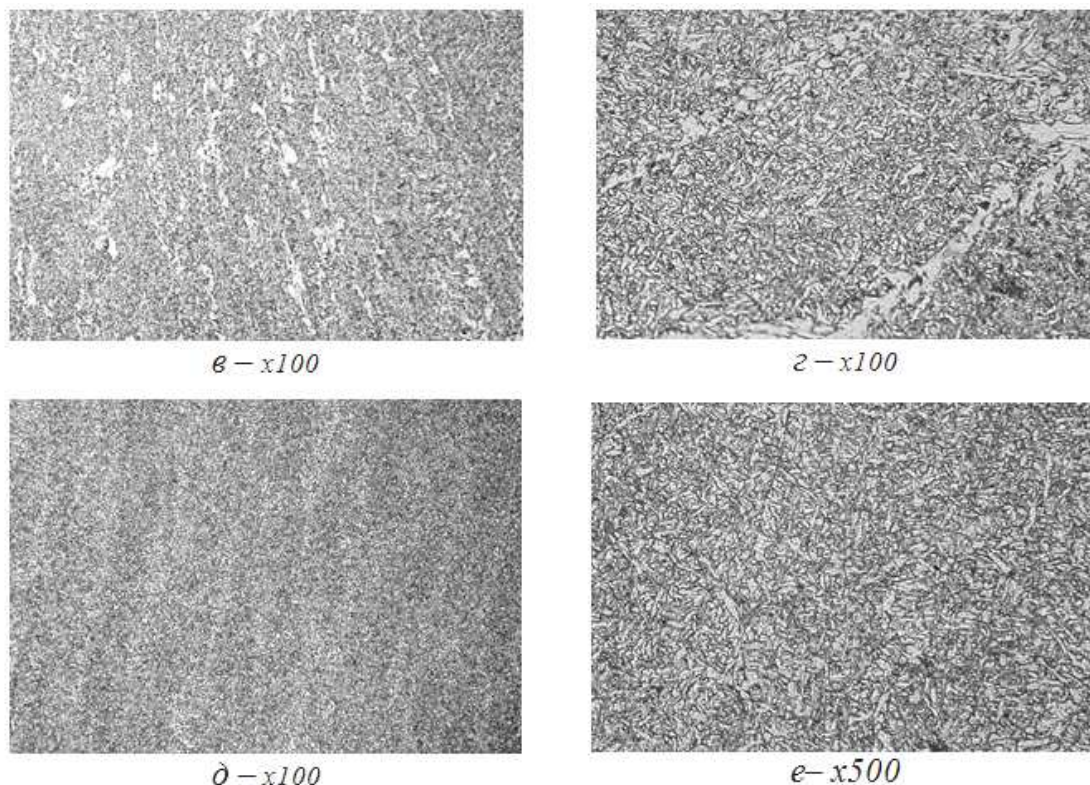


Рис. 1. Закінчення (див також с. 126)

Общее содержание в таких швах зернограничного полигонального феррита оценивается в 14...20 %. Наблюдаются также отдельные участки бокового пластинчатого феррита и внутризеренного полигонального феррита различной формы с выделениями МАК-фазы, в том числе феррита с упорядоченной МАК-фазой удлиненной формы. МАК-фаза различной формы и размеров достаточно равномерно распределена.

Однако прослеживается некоторое увеличение плотности выделений МАК-фазы, в т. ч. удлиненной формы, в виде цепочек по первичным границам и границам межзеренного полигонального феррита (рис. 2, а).

Для металла таких швов свойственно также относительно большое загрязнение неметаллическими включениями (объемная доля включений составляет 0,76...0,90 %). При этом максимальный вклад в объемную долю принадлежит включением размером 0,75...2,75 мкм, а размер отдельных включений достигает 10 мкм. Содержание кислорода в металле шва составляет (0,11...0,12 %), азота – (0,008...0,012 %).

Структура металла швов стали 10Г2ФБ, выполненных сварочной проволокой марки Св-08Г1НМА под алюминатным плавным флюсом АН-67Б (Mn-Mo-Ni-система легирования + флюс нейтрального типа) на стали аналогичного микролегирования, более однородная и мелкозернистая по сравнению со швами, сваренными под флюсом АН-60 (рис. 1, в, з). В основном, структура металла таких швов представляет собой дисперсную смесь игольчатого феррита (50-55 %) с коэффициентом формы χ преимущественно 3...5 и внутризеренного полигонального феррита различной морфологии с МАК-фазой. Межзеренный полигональный феррит, содержание которого составляет 7-10 %, выделяется по вторичным границам в виде прослоек шириной 6...13 мкм или цепочек удлиненных зерен. Дисперсные образования МАК-фазы распределены равномерно (рис. 2, б). Объемная доля неметаллических включений в металле шва составляет (0,35...0,41 %). При этом основная масса включений имеет размер ~ 0,5...2,0 мкм. Массовая доля кислорода в металле шва находится на уровне 0,036...0,042 %, азота – 0,010... 0,011 %.

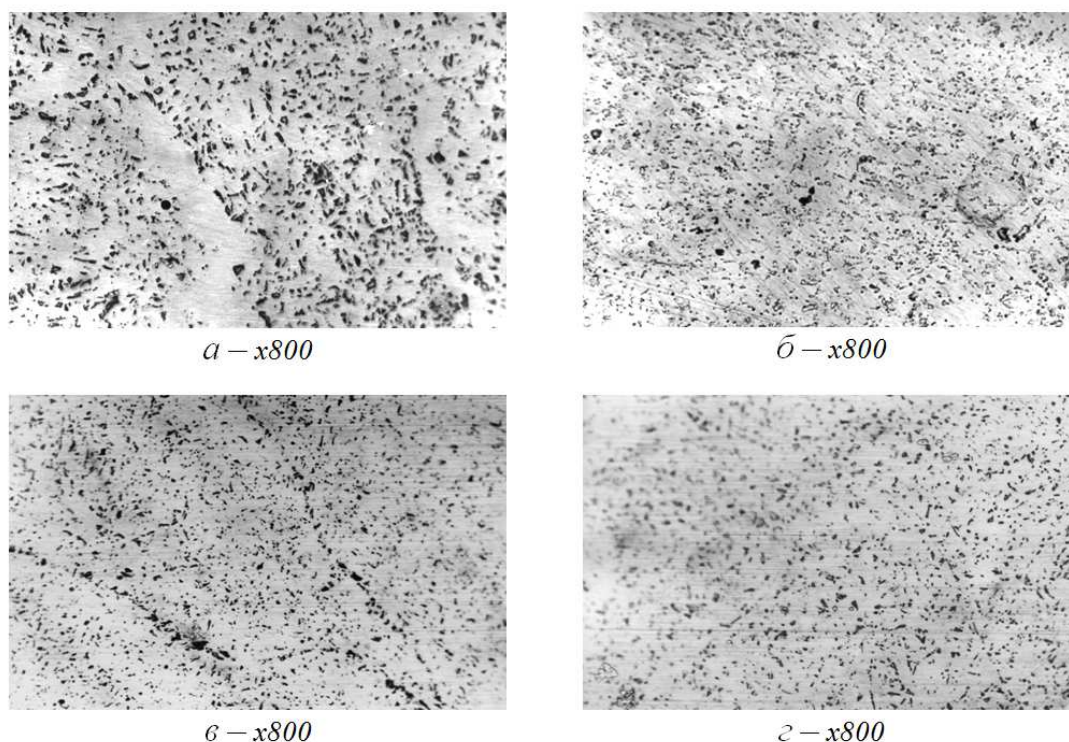


Рис. 2. Типичная микроструктура металла исследованных швов: а – сталь 10Г2ФБ, проволока Mn-Ni-Mo-, флюс AN-60; б – сталь 10Г2ФБ, проволока Mn-Ni-Mo-, флюс AN-67Б; в – сталь X80, проволока Mn-Ni-Mo+Mn-Ti-V, флюс ОК 10.74; г – сталь X80, проволока Mn-Ni-Mo+ Mn-Mo-Ti-V, флюс ОК 10.74; а – г – травление в пикрате натрия

В целом структура металла швов, выполненных под плавленным алюминатным флюсом AN-67Б, отличается от швов, выполненных под высококремнистым флюсом AN-60, более мелким зерном, большей долей игольчатого феррита, почти вдвое меньшим количеством межзеренного полигонального феррита и неметаллических включений размером >1 мкм.

Структурно-фазовые характеристики металла швов на стали класса прочности X80 аналогичного микролегирования, выполненных с применением комбинаций сварочных проволок Св-08Г1НМА + Св-08Г1МТА (Mn-Ni-Mo+ Mn-Mo-Ti-V систем легирования) и агломерированного флюса ОК10.74 (агломерированный флюс небольшой основности), еще более благоприятны с точки зрения сопротивления хрупкому разрушению (рис. 3).

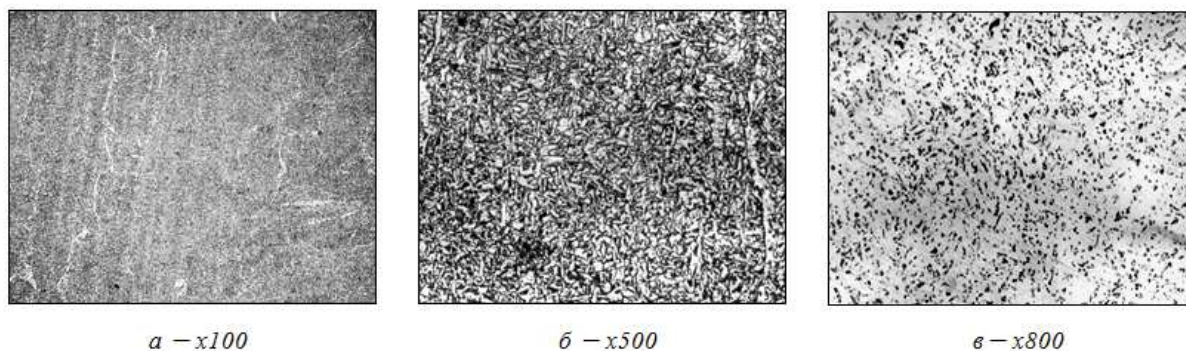


Рис. 3. Типичная микроструктура металла исследованных швов стали X80, выполненных проволокой Mn-Mo-Ni-системы легирования под агломерированным флюсом ОК 10.74: а – травление в нитале; б – травление в нитале; в – травление в пикрате

В частности доля достаточно дисперсного игольчатого феррита (2...5 мкм) увеличивается до 60...75 %. При этом коэффициент формы зерен χ находится в пределах 3...5

(рис. 3, б). Междзерный полигональный феррит, содержание которого не превышает 5 %, выделяется в виде тонких слоев шириной до 10 мкм (рис. 3, а).

Единичные выделения массивного и внутризеренного полигонального феррита имеют размеры меньше, чем в швах, выполненных под нейтральным плавляющим флюсом (АН-67Б). Дисперсные образования МАК-фазы в металле этого шва распределены довольно равномерно (рис. 3, в). Объемная доля неметаллических включений в металле шва составляет (0,2...0,3 %), а размер основной массы включений находится в пределах 0,5...1,5 мкм. Массовая доля кислорода в металле шва составляет 0,024...0,036 %, азота – 0,005...0,007 %.

Таким образом, основные отличия микроструктуры металла швов, выполненных проволокой Mn-Mo-Ni-системы легирования под агломерированным алюминатным флюсом небольшой основности (флюс ОК10.74), от структуры швов, выполненных аналогичной проволокой под плавляющим алюминатным флюсом (флюс АН-67Б), заключаются в увеличении доли игольчатого феррита и уменьшении количества и размеров структурных составляющих, негативно влияющих на показатели вязкости таких, как внутризеренный, зернограничный и массивный полигональный феррит. Хотя в структуре металла швов такой системы легирования еще сохраняется до 5 % зернограничного доэвтектоидного феррита.

Наиболее благоприятный, с точки зрения ударной вязкости, комплекс структурно-фазовых характеристик, присущих металлу шва, выполненному на стали X80 с пониженным содержанием углерода, вредных примесей (серы, азота) и карбидообразующих элементов, был получен с использованием проволок, содержащих Ti и В (т. е. Mn-Mo-Ti-V или Mn-Mo-Ni-Ti-V-системы легирования), в сочетании с агломерированным алюминатным флюсом небольшой основности (флюс ОК10.74).

В этом случае, как правило, формируется мелкозернистая структура, достаточно однородная по сечению шва. Основной структурной составляющей металла шва является игольчатый феррит 70...80 % с коэффициентом формы $\chi = 2...6$ (рис. 1, е). Доля междзеренного полигонального феррита минимальная < 3 %. Наблюдаются только единичные нитевидные прослойки и мелкие зерна полигонального феррита (рис. 1, д).

Вместе с тем установлено, что в металле швов такого типа с избыточным легированием, в первую очередь Mo, Ti, V, Nb, наблюдаются достаточно развитые полигонизационные границы (рис. 4), иногда обогащенные МАК-фазой, а также могут формироваться участки структуры верхнего бейнита, которому присуща пониженная пластичность и вязкость.

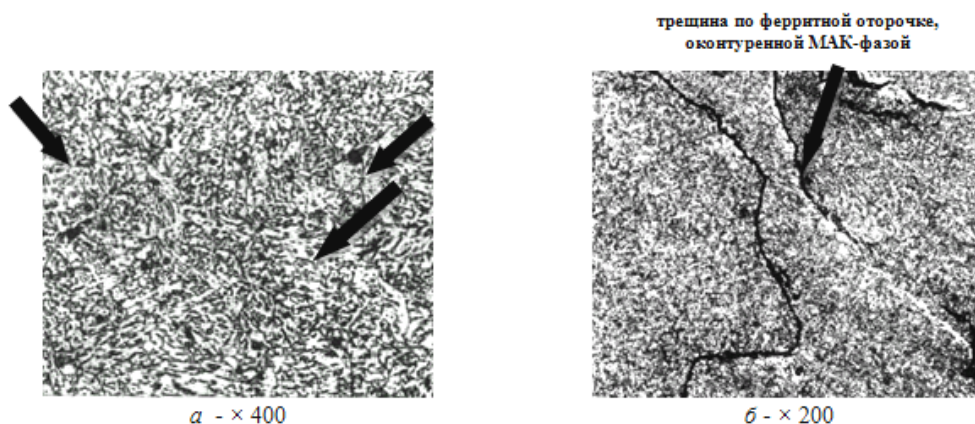


Рис. 4. Микроструктура металла швов с избыточным легированием молибденом (до 0,42 %) и ниобием (до 0,04 %). Светлыми стрелками показаны скопления МАК-фазы на полигонизационных границах и границах кристаллитов, темными – трещины: а, б, г – травление в нитале; в, д – травление в пикрате

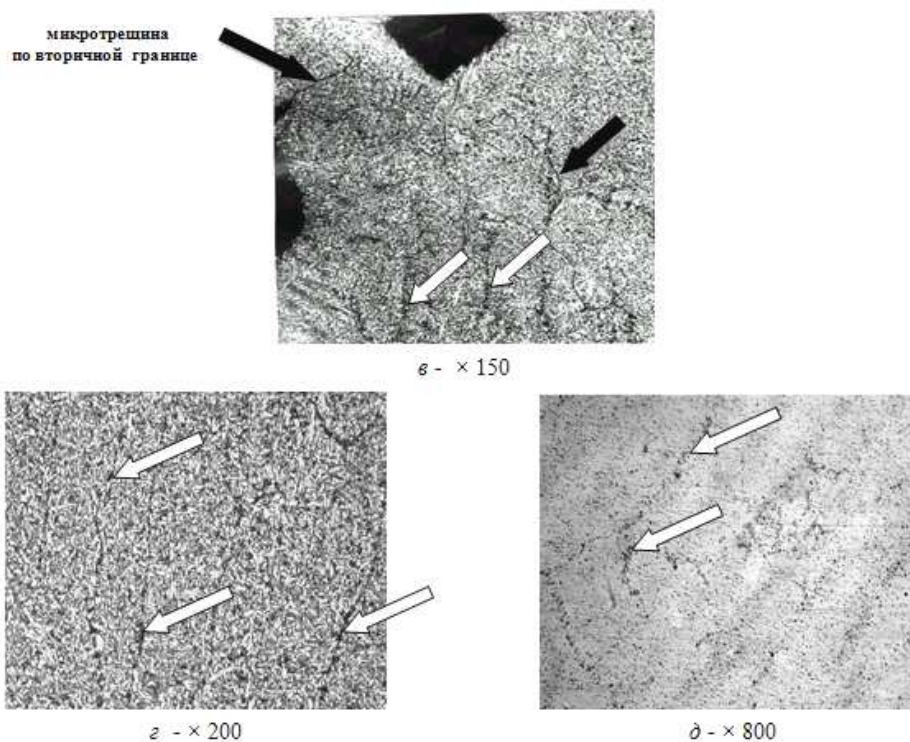


Рис. 4. Закінчення (див. також с. 129)

Так, например, при четырехдуговой сварке микролегированной трубной стали толщиной 25-30 мм с 0,23...0,26 % Мо с применением проволоки Св-08Г1НМА (0,6 % Мо) и агломерированного флюса ОР 107 массовая доля молибдена в металле шва была на уровне 0,35...0,42 %.

Кроме того, в связи с повышенным содержанием ниобия в свариваемой стали его количество в шве достигало 0,04 %. В металле такого шва при преимущественной структуре игольчатого феррита и небольших участков полигонального феррита (не более 8 %) были выявлены единичные участки верхнего бейнита (рис. 4, а).

Обращает на себя внимание то, что слои доэвтектоидного феррита в металле этого шва хотя и незначительные, но обогащены выделениями МАК-фазы, которые расположенные по телу ферритных образований и часто оконтуривают их. При этом твердость металла шва составляла 250...260HV47Н, что с точки зрения опасности образования холодных трещин является критическим. Высокая склонность металла шва с такими структурными особенностями к образованию трещин подтвердилась наличием в исследуемом шве макротрещин по прослойкам полигонального феррита, оконтуренных МАК-фазой (рис. 4, б), и сетки микротрещин, которые локализуются на полигонизационных границах (рис. 4, в).

Выводы. Таким образом, при проведении данных исследований был выявлен ряд проявлений структурной неоднородности металла двухсторонних швов труб, которые могут привести к снижению их вязких характеристик.

В первую очередь, к ним следует отнести участки внутреннего шва, которые подвергаются повторному нагреву в результате выполнения внешнего шва и в которых формируются локальные зоны хрупкости.

Обнаружены также дополнительные факторы, которые могут способствовать снижению показателей вязкости металла сварных соединений. Речь идет о структурной неоднородности металла шва, которая проявляется в увеличении доли межзеренного полигонального феррита в участках, непосредственно примыкающих к линии сплавления, в т. ч. в корне шва.

Установлено, что если в центральной части, указанных выше швов, сваренных, например, под флюсом АН-60 доля межзеренного полигонального феррита составляет около

15 %, то на периферии она может достигать 20...23 %. При этом в металле внутреннего шва вблизи линии проплавления наружного шва полигональный доэвтектоидный феррит образует сетку по границам бывшего аустенитного зерна, который приводит к снижению ударных свойств сварных швов трубных сталей, выполненных дуговыми методами сварки.

Список использованных источников

1. *Матросов Ю. И.* Сталь для магистральных трубопроводов / Ю. И. Матросов, Д. А. Литвиненко, С. А. Голованенко. – М. : Металлургия, 1989. – 228 с.
2. *Гаген Ю. Г.* Сварка магистральных трубопроводов / Ю. Г. Гаген, Н. А. Воробьев. – М. : Недра, 1976. – 151 с.
3. *Файнберг Л. И.* Микролегирующие швов титаном и бором при многодуговой сварке газонефтепроводных труб большого диаметра / Л. И. Файнберг, А. А. Рыбаков и др. // Автоматическая сварка. – 2007. – № 5. – С. 2-25.