



ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ*

О. Г. КАСАТКИН, д-р техн. наук, А. К. ЦАРЮК, В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, кандидаты техн. наук,
А. Р. ГАВРИК, С. И. МОРАВЕЦКИЙ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Проанализированы основные факторы, способствующие коррозионному растрескиванию сварных соединений трубопроводов из разнородных сталей. Предложены сварочные материалы и технология сварки, позволяющие повысить сопротивляемость сварных соединений локальным коррозионным повреждениям.

Ключевые слова: дуговая сварка, трубопроводы, аустенитная и углеродистая стали, разнородные сварные соединения, структура сварных соединений, хрупкие прослойки

В трубопроводах второго контура энергоблоков АЭС коррозионному разрушению в большей степени всего подвержены сварные соединения труб из разнородных сталей (аустенитной и низколегированной) [1]. При ремонте трубопровода обычно не применяют монтажную сварку. На место удаленного дефектного участка вваривают изготовленную на специализированном производстве сварную вставку, которая также имеет ограниченный ресурс работы.

Проведенные ранее исследования показали, что коррозионное растрескивание и разрушение указанных соединений вызывается неоднородностью металла сварных соединений, наличием хрупких и ослабленных прослоек, напряженным состоянием и водородным охрупчиванием металла.

Основными факторами, оказывающими влияние на ресурс сварных соединений разнородных сталей, являются их химическая и структурная неоднородность в местах соединения аустенитных и перлитных сталей из-за смешивания этих металлов в сварочной ванне и диффузии различных элементов, особенно углерода.

В указанных участках сварного соединения возможно образование легированного мартенсита с достаточно высоким содержанием углерода. Он характеризуется высокой твердостью, а также низкой пластичностью.

Остаточные напряжения в однородных и разнородных сварных соединениях после проведения термической обработки существенно отличаются. При охлаждении в процессе отпуска разнородных сварных соединений новые остаточные

напряжения возникают вследствие различного теплового расширения сталей.

Напряжения растяжения возникают в аустенитной части сварного соединения. При сварке стыков труб из разнородных сталей напряжения на внутренней поверхности аустенитной трубы являются растягивающими, а в трубе из перлитной стали — сжимающими. При оценке напряженного состояния соединения необходимо учитывать структурные напряжения. В мартенситных прослойках они могут быть во много раз выше остаточных.

Важным фактором, оказывающим влияние на работоспособность разнородных сварных соединений, является водород. Сочетание трех факторов (диффузионно-подвижного водорода, мартенситных структур и напряженного состояния) может привести к замедленному разрушению сварного соединения [2]. При этом образуются локальные дефекты и микротрещины по границам бывших аустенитных зерен. Развитие процесса замедленного разрушения может привести к быстрому межкристаллическому коррозионному растрескиванию сварного соединения.

Повышения ресурса разнородных сварных соединений можно достичь в результате разработки различных технологических мероприятий, обеспечивающих минимальное проплавление основного металла и предотвращение образования хрупких и обезуглероженных прослоек.

Анализ существующих отечественных и зарубежных высоколегированных сварочных материалов показал, что они не позволяют полностью избежать образования химической и структурной неоднородности в разнородных сварных соединениях, а также формирования мартенситных и обезуглероженных прослоек.

Для предотвращения образования мартенситных прослоек необходимо исключить возможность смешивания при сварке перлитного и аустенитного металлов. С этой целью можно облицовывать кромку перлитной стали технически чис-

* Статья подготовлена по результатам целевой выполнения комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2007–2009 гг.).

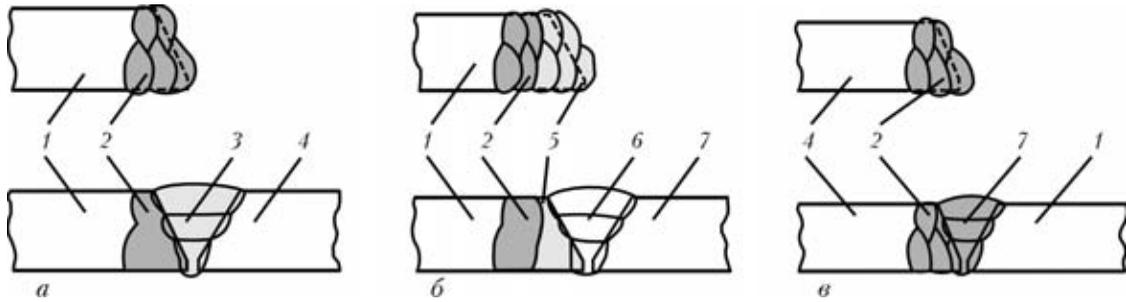


Рис. 1. Схемы первого (а), второго (б) и третьего (в) технологических вариантов сварных соединений разнородных сталей: 1 — основной металл (сталь 20); 2 — наплавка армко-железа; 3 — шов, сваренный с применением присадочного металла Св-10Х16Н25АМ6; 4 — основной металл (сталь 08Х18Н10Т); 5 — наплавка присадочного металла Св-10Х16Н25АМ6; 6 — шов, сваренный с применением присадочного металла Св-04Х19Н11М3; 7 — шов, сваренный с применением армко-железа в качестве присадочного металла

тым железом (армко-железом) с низким содержанием углерода. При наплавке доля основного металла должна быть небольшой. В этом случае удастся избежать образования легированного металла с содержанием углерода более 0,05 %. В железе с малым содержанием углерода не образуется твердый мартенсит с высокой плотностью дислокаций.

Универсальным способом уменьшения диффузионного перемещения углерода является введение никеля в металл шва или облицовка кромок этим металлом. Необходимая концентрация никеля в шве должна увеличиваться по мере повышения рабочей температуры сварного соединения.

В работе оценены следующие технологические варианты сварки разнородных сталей с использованием прослойки из технически чистого железа:

предварительная аргодуговая наплавка двух слоев из армко-железа на кромку стали 20 (рис. 1, а). После механической обработки кромки выпол-

няли сварку с аустенитной сталью с использованием проволоки Св-10Х16Н25АМ6;

аргодуговая наплавка на кромку стали 20 слоя армко-железа, затем двух слоев с присадкой проволоки Св-10Х16Н25АМ6. После механической обработки кромки производили сварку соединения с присадкой проволоки Св-04Х19Н11М3 (рис. 1, б);

аргодуговая наплавка на кромку стали 08Х18Н10Т слоя армко-железа. После механической обработки наплавленной кромки выполняли аргодуговую сварку соединения с присадкой технического железа (рис. 1, в).

Полученные по разным технологическим вариантам сварные соединения сталей 20 и 08Х18Н10Т разрезали на поперечные темплеты для проведения механических и металлографических исследований.

Полученные в результате исследований показатели прочности, угла загиба и ударной вязкости

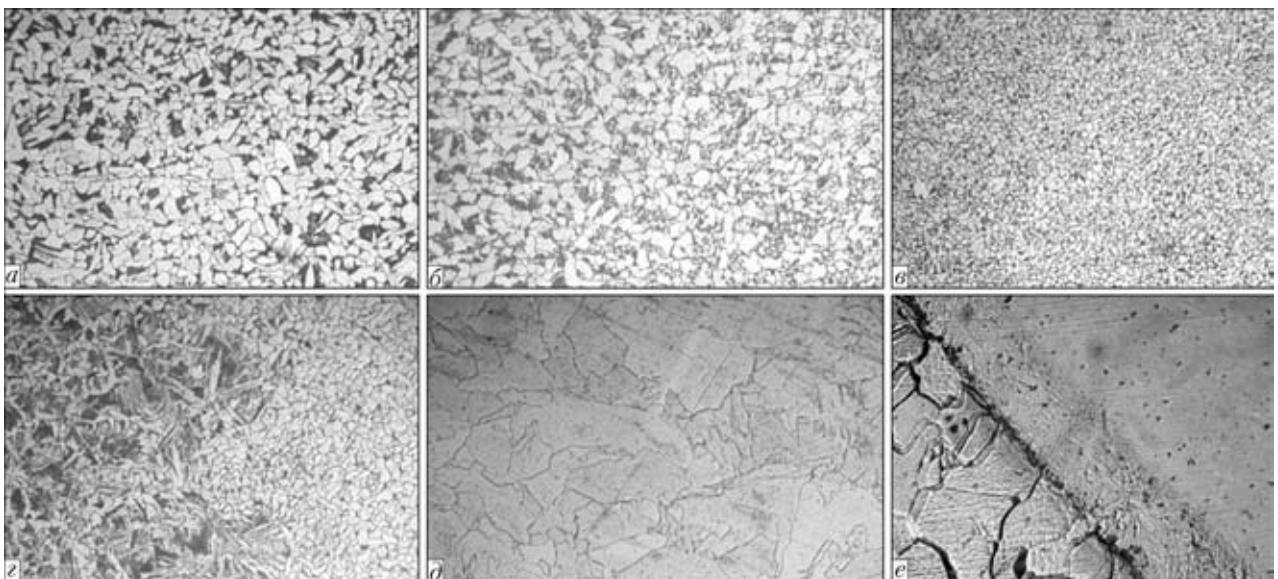


Рис. 2. Микроструктуры (а-д, $\times 200$; е, $\times 1000$) различных зон в металле сварных соединений разнородных сталей: а — сталь 20; б — сталь 20, участок неполной перекристаллизации; в — сталь 20, участок нормализации; г — зона сплавления стали 20 с армко-железом; д — наплавка армко-железа; е — зона сплавления наплавки с аустенитным швом

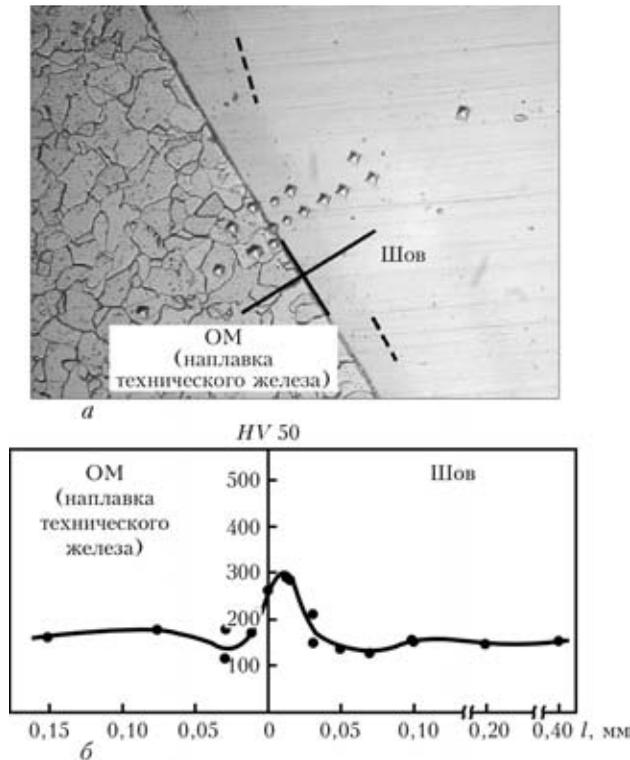


Рис. 3. Микроструктура (а, $\times 250$) и изменение микротвердости (б) на участке сплавления наплавленного на сталь 20 слоя технического железа и металла шва, выполненного проволокой Св-10Х16Н25АМ6

удовлетворяли требованиям, предъявляемым к сварным соединениям сталей 20 и 08Х18Н10Т.

На рис. 2 приведены микроструктуры металла характерных зон сварного соединения разнородных сталей:

участок полной перекристаллизации или нормализации (рис. 2, в), в котором после фазовой перекристаллизации металл приобрел мелкозернистую структуру;

участок перегрева, на котором рядом с наплавкой слоя армко-железа (рис. 2, г) в стали 20 образовалась грубая структура из крупных участков феррита и перлита (видманштеттова структура). Наплавка армко-железа вблизи стали 20 имеет мелкозернистую структуру, а из-за перемешивания с основным металлом в ней присутствовали отдельные перлитные участки;

металл наплавки технического железа (рис. 2, д) имеет чисто ферритную структуру с относительно крупным зерном;

участок сплавления слоя армко-железа с аустенитным металлом шва (рис. 2, е), на котором видны крупные зерна феррита и слой неперемешавшегося с металлом шва расплава армко-железа.

В зависимости от условий перемешивания металла в сварочной ванне переход от армко-железа может быть резким или иметь слой с мелкодисперсной структурой. Это металл, который сформировался в результате неполного расплавления

фрагментов зерен технического железа и отсутствия перемешивания такого расплавленного металла с аустенитным металлом шва (или наплавки).

По-видимому, в этом случае на формирование таких прослоек оказывает влияние более высокая температура плавления технического железа (около 1530 °С по сравнению примерно с 1380 °С у аустенитного металла) и узкий интервал температур кристаллизации, способствующий его быстрому затвердеванию при колебаниях температуры в процессе сварки, а также затруднению перемешивания с аустенитным расплавом.

Металл соединения на участке перехода от слоя технического железа к слою наплавленного металла типа Св-10Х16Н25АМ6 имеет аналогичную микроструктуру (рис. 3).

Из результатов измерений видно, что в аустенитном металле шва или наплавки на участке переменного состава у основы (технического железа) из-за различного долевого участия расплавленного нелегированного и наплавляемого высоколегированного металлов образуются микроучастки с повышенной твердостью, значительно более низкой, чем у мартенсита. Из-за неоднородного перемешивания расплавов железа и аустенитного металла, кроме участков с повышенной твердостью, формируются микроучастки с твердостью аустенита.

Полученные результаты показали следующее: при наплавке переходного нелегированного безуглеродистого слоя железа и последующей сварки аустенитным швом обнаружены миграция углерода и образование карбидных прослоек, характерных для зоны сплавления стали 20 с аустенитным металлом шва;

миграция углерода и формирование обезуглероженной прослойки в стали 20 не происходит на участке ее сплавления с подслоем из технического железа;

на участках сплавления технического железо-аустенитный металл наплавленного шва из-за долевого легирования расплава железа легирующими элементами и углеродом из аустенитной проволоки формируются микроучастки с переменной твердостью.

Исследования технологического варианта с наплавкой на кромку стали 08Х18Н10Т слоя армко-железа и последующей аргодуговой сваркой соединения с присадкой армко-железа показали, что на участке сплавления первого слоя наплавки армко-железа на аустенитную сталь не образовывались зоны с высокой твердостью металла, характерные для закалочных структур. На этом участке сварного соединения не обнаружено перераспределения углерода и образования карбидных прослоек.

Результаты исследований плоских образцов показали, что граница сплавления аустенитной и низ-



коуглеродистой сталей является более однородной, если производить наплавку низкоуглеродистой стали на аустенитную и заполнять шов ферритным металлом. Однако заполнение шва низкоуглеродистым нелегированным металлом приводит к снижению прочности сварного соединения.

В дальнейшем для заполнения шва в качестве присадочного материала использовали армко-железо, легированное небольшим количеством упрочняющих элементов. В целом показатели механических свойств разнородных сварных соединений, выполненных по предлагаемой технологии, полностью соответствуют требованиям, регламентируемым ПНАЭ Г-7-010-89 для оборудования АЭС.

Выводы

1. В ходе предварительных коррозионных испытаний сварных соединений разнородных сталей 20 и 08X18H10T установлено, что их сварные соединения в нейтральной среде хлористого натрия (рН 6,5...7,0) представляют собой сложный много-

электродный элемент с разностью потенциалов между основными металлами в сварном соединении до 0,5 В, что обуславливает интенсивное разрушение металла в зоне сплавления.

2. В процессе испытаний сварных соединений при нагружении до $0,90\sigma_T$ в кипящем растворе смеси азотнокислого кальция и нитрита аммония в образцах, сваренных как по штатной технологии, так и при наплавке технического железа на кромки стали 08X18H10T, имеет место коррозионное растрескивание. В аналогичных условиях испытаний образцов с наплавкой кромок углеродистой стали армко-железом коррозионное растрескивание не зафиксировано.

3. Разработанную технологию сварки трубопроводов второго контура из разнородных сталей предполагается аттестовать на Хмельницкой АЭС.

1. Земзин В.Н. Сварные соединения разнородных сталей // Сварка и свариваемые материалы. — М.: Металлургия, 1991. — Т. 1. — С. 422–442.
2. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.

The main factors promoting corrosion cracking of welded joints of pipelines from dissimilar steels are analyzed. Welding consumables and technologies allowing improvement of welded joint resistance to local corrosion damages are proposed.

Поступила в редакцию 10.09.2009

УДК 621.791.763.1

ВЛИЯНИЕ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА ШВА НА ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, д-р техн. наук, В. М. КИСЛИЦЫН, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментов по качественной оценке влияния термомеханической обработки на прочность сварного точечного соединения. Показана целесообразность использования ударного приложения усилия сжатия при температуре вблизи точки рекристаллизации свариваемого металла.

Ключевые слова: точечная контактная сварка, сварное соединение, термомеханическая обработка, ударное приложение усилия сжатия, измельчение кристаллической структуры, механическая прочность

Как известно, наиболее распространенной причиной снижения прочности сварного соединения является возникновение в зоне сварного шва напряжений растяжения, вызываемых усадкой металла в процессе охлаждения.

Для снижения уровня остаточных механических напряжений используют термическую, термомеханическую [1, 2] и ударно-механическую виды обработки зоны сварного шва, которую про-

водят после завершения операции сварки. Например, выполнение упрочнения способом «высокочастотной механической проковки» [3, 4], «проковкой пневмомолотом» [5] или «дробеструйной обработкой» [6] позволяет увеличить в несколько раз циклическую долговечность сварной конструкции за счет перераспределения в зоне шва остаточных механических напряжений. Указанные способы упрочнения характеризуются многократным ударным приложением усилия сжатия, осуществляемым со скоростью около сотни метров в секунду.

Термин «проковка» характеризует процесс сварки со значительно меньшей скоростью приложения усилия сжатия (не более десятка метров

© А. С. Письменный, В. М. Кислицын, 2010