



## СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ ЛОКАЛЬНЫМ ПОВРЕЖДЕНИЯМ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ АЭС\*

**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),  
**И. Д. КЛЕЩЕВНИКОВ**, **Ю. М. КОПЫЛОВ**, **А. Г. МЕДВЕДЕВ**, инженеры (Хмельницкая АЭС)

Показано, что основными факторами, вызывающими коррозионное растрескивание и разрушение композитных сварных соединений трубопроводов, являются химическая и структурная неоднородность металла сварных соединений, образование мартенситных и обезуглероженных прослоек, напряженное состояние и водородное охрупчивание металла. Предложен способ повышения сопротивляемости сварных соединений локальным коррозионным повреждениям.

*Ключевые слова:* трубопроводы, композитные сварные соединения, структура, диффузионный водород, хрупкие прослойки, аустенитная и углеродистая стали

Опыт эксплуатации энергоблоков атомных станций показывает, что существует ряд узлов оборудования, к которым относят различные трубопроводы и их сварные соединения, наиболее подверженных повреждениям. В частности, в трубопроводах второго контура часто коррозией повреждаются сварные соединения труб из разнородных сталей — низколегированных и аустенитных. При ремонте обычно удаляют дефектные сварные соединения и вваривают сварные вставки, изготовленные из двух отрезков труб аналогичных марок сталей в заводских условиях. Однако и они имеют ограниченный срок службы, и при эксплуатации энергоблока возникает необходимость их замены.

Согласно существующей технологии сварка труб из разнородных сталей производится аустенитным швом, причем при сварке труб с толщиной стенки более 10 мм — с предварительной наплавкой кромки низколегированной трубы аустенитным металлом. Коррозионные повреждения в разнородных соединениях развиваются как межкристаллитная коррозия и локализуются в узкой зоне на границе между аустенитным швом и ферритной сталью (рис. 1).

Характерной особенностью сварных соединений разнородных сталей является развитая химическая, структурная и механическая неоднородность [1]. В композитных сварных соединениях имеется поле собственных напряжений, которые не могут сниматься проведением термической обработки. При

сварке необходимо учитывать также разную свариваемость каждой стали.

При оценке работоспособности сварных соединений важно учитывать структуру и свойства зоны сплавления разнородных материалов. В соединениях, выполненных сваркой плавлением, вблизи границы сплавления обнаруживаются кристаллизационные прослойки промежуточного состава между основным металлом и швом.

Со стороны ферритной трубы основной металл имеет ферритно-мартенситную структуру. Соотношение фаз (доля мартенсита в структуре) может изменяться в зависимости от термического цикла сварки. Фазовые составы отдельных зон сварных соединений можно оценить по диаграмме Шеффлера, из которой следует, что во всех случаях в шве будут образовываться прослойки с мартенситной структурой. Это связано с тем, что вблизи границы сплавления даже при небольшой



Рис. 1. Микроструктура коррозионного повреждения металла ЗТВ сварного соединения стали 20 и 08X18H10T (X25)

\* Статья подготовлена по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2004–2006 гг.).

доле наплавленного металла расплавленная углеродистая сталь легируется за счет аустенитного металла. При увеличении доли наплавленного металла твердость этой зоны резко возрастает по мере возрастания количества мартенсита и далее снижается в основном из-за уменьшения концентрации углерода. Таким образом, в сварных композитных соединениях низколегированных сталей практически всегда образуются мартенситные прослойки независимо от типа аустенитного присадочного металла.

При сварке и термической обработке в зоне сплавления могут образовываться диффузионные прослойки, главным образом обусловленные перераспределением углерода. Вместе с тем в процессе эксплуатации температура трубопроводов второго контура невысокая и диффузионные прослойки практически не развиваются.

В композитных сварных соединениях наблюдаются диффузионные прослойки, образующиеся при сварке в момент сосуществования жидкой сварочной ванны с основным металлом, а также в области существования твердых фаз во время охлаждения после сварки. Причиной перераспределения углерода является, в частности, наличие карбидобразующих элементов в аустените. Эти прослойки находятся вблизи границы сплавления, причем со стороны аустенитного шва — зона с повышенным содержанием углерода, а со стороны ферритной стали образуется обезуглерожженный слой металла с крупными столбчатыми зернами феррита (рис. 2). Отметим, что из-за малого содержания углерода эта прослойка имеет низкий предел текучести, а в процессе роста зерен на границах концентрация примесей повышается.

Остаточные напряжения в композитных сварных соединениях значительно зависят от тепловых и механических характеристик сварива-

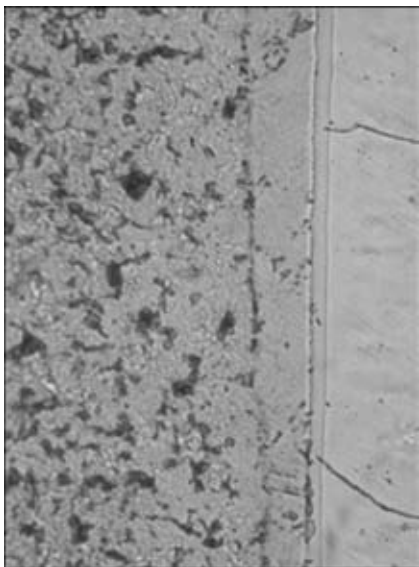


Рис. 2. Микроструктура зоны сплавления стали 20 и 08X18N10T (X1000)

емых материалов, в частности, коэффициентов линейного расширения и теплопроводности, а также модуля упругости и предела текучести. Наибольшая разница в коэффициентах линейного расширения (25...35 %) наблюдается между сталями перлитного и аустенитного классов. Она особенно заметна, если в композитном соединении используется аустенитная сталь 08X18N10T.

Остаточные напряжения в композитных сварных соединениях существенно изменяются после проведения термической обработки (отпуска), которая приводит к увеличению этих напряжений.

Важным фактором, оказывающим влияние на работоспособность композитных сварных соединений, является водород, который при определенных условиях может вызывать «статическую» усталость металла. Водород, ослабляя силы связи кристаллической решетки в местах нарушения ее когерентности, способствует образованию очагов микроразрушений на границах с высокой плотностью энергии. В процессе сварки водород в металл шва поступает преимущественно из атмосферы дуги при ее взаимодействии с расплавленным металлом [2].

Энергия границ может значительно увеличиваться при мартенситном превращении аустенита. В процессе роста мартенситных кристаллов возникают структурные напряжения, микродеформации и скопления дислокаций, которые наиболее ярко выражены у границ аустенитных зерен, куда выходят наиболее крупные кристаллы мартенсита. Под действием растущих кристаллов мартенсита на границе образуется случайное поле напряжений. Чем крупнее исходные аустенитные зерна, тем больше размеры кристаллов мартенсита и выше локальные напряжения и микродеформации, возникающие около их вершин. На отдельных, наиболее ослабленных участках границ со значительным уровнем свободной энергии при совместном действии структурных и сварочных напряжений могут образовываться зародыши микротрещин. Ведущую роль в этом процессе играют структурные напряжения. В зависимости от напряженного состояния развитие зародышей трещин может приводить к замедленному (периодический скачкообразный рост трещины, чередующийся в паузах с процессами микроползучести и сегрегации водорода на границах у вершины трещины) или хрупкому разрушению. Наиболее интенсивно эти процессы развиваются около границы сплавления разнородных сталей.

Возникающие микроразрушения по границам зерен в случае агрессивной окружающей среды могут развиваться в межзеренное коррозионное растрескивание металла под напряжением и привести к разрушению композитного сварного соединения. Скорость этого процесса возрастает при увеличении количества и толщины мартенситных



прослоек, размеров аустенитных зерен, а также загрязнении металла шва примесями, повышающими свободную энергию границ зерен.

Для повышения работоспособности композитного сварного соединения необходимо использовать технологию сварки, обеспечивающую уменьшение химической и структурной неоднородности, образование хрупких и обезуглероженных прослоек. Достаточно эффективным способом решения этой задачи является введение в сварное соединение между аустенитным и ферритным металлом промежуточного слоя с низким содержанием углерода, например, из армко-железа (технически чистого железа). При этом не только исключается возможность образования легированного мартенсита с достаточно высоким содержанием углерода, но и существенно уменьшается диффузионное перераспределение самого углерода.

Наплавку промежуточного слоя можно производить на кромку ферритной или аустенитной трубы, при этом металл шва должен быть соответственно аустенитным или низколегированным. Заварку шва можно осуществить также металлом с низким содержанием углерода без предварительной наплавки промежуточного слоя, однако, при этом могут возникнуть трудности с обеспечением хорошего формирования шва.

Экспериментальные исследования проводили на сварных соединениях стали 20 с аустенитной сталью 08X18H10T. При наплавке низкоуглеродистого металла на сталь 20 образуются:

- участок неполной перекристаллизации, в котором металл нагревается до температур начала фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения; здесь структура характеризуется разнотернистостью — крупные ферритные зерна чередуются с более мелкими зер-

нами феррита и перлита, которые сформировались при частичном превращении при нагреве перлитных участков;

- участок полной перекристаллизации или нормализации, в котором после фазовой перекристаллизации металл приобретает мелкозернистую структуру (верхняя температурная граница этого участка около 1100 °С);

- на участке перегрева около наплавленного слоя в стали 20 образуется грубая структура из крупных участков феррита и перлита, называемая видманштеттовой структурой;

- наплавка вблизи стали 20 имеет мелкозернистую структуру, а из-за перемешивания со сталью 20 в наплавке присутствуют отдельные перлитные участки (рис. 3, а);

- металл наплавки имеет чисто ферритную структуру с относительно крупным зерном (рис. 3, б).

В зависимости от условий конвективного перемешивания металла в сварочной ванне переход от наплавленного металла к шву типа Св-10X16H25АМ6 может быть резким или иметь слой с мелкодисперсной структурой (рис. 3, в). Указанный слой представляет собой металл, сформировавшийся в результате неполного расплавления фрагментов наплавленного слоя и неполного перемешивания его с аустенитным металлом шва. Очевидно, в этом случае на формирование таких прослоек оказывает влияние более высокая температура плавления низкоуглеродистого металла наплавки (около 1530 °С по сравнению с 1380 °С у аустенитного металла) и узкий интервал кристаллизации. Не обнаружено также миграции углерода и формирования обезуглероженной прослойки в стали 20.

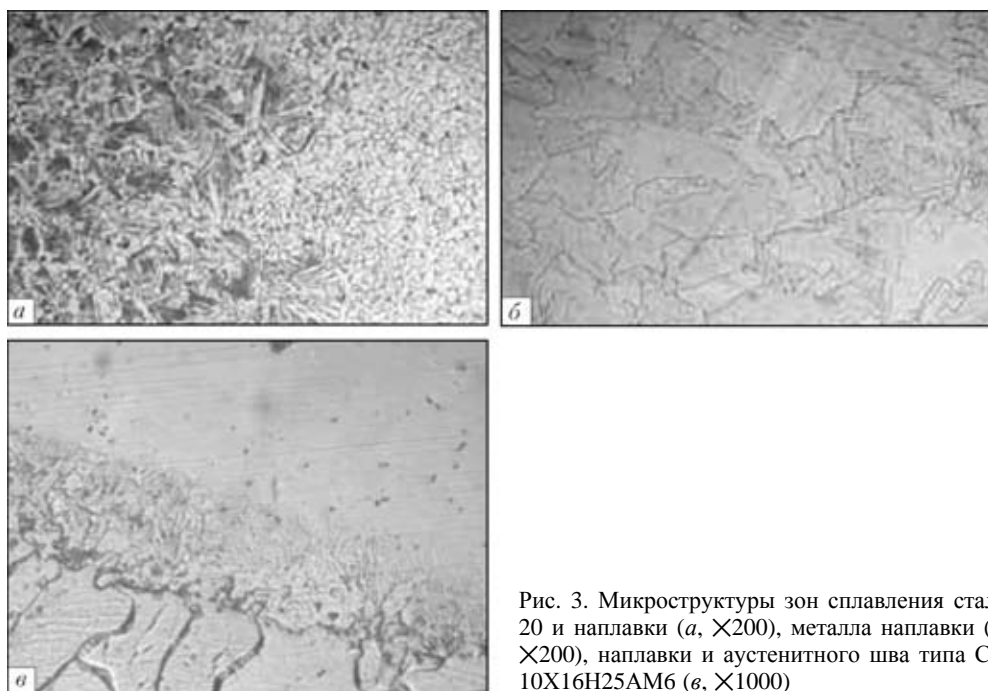


Рис. 3. Микроструктуры зон сплавления стали 20 и наплавки (а,  $\times 200$ ), металла наплавки (б,  $\times 200$ ), наплавки и аустенитного шва типа Св-10X16H25АМ6 (в,  $\times 1000$ )

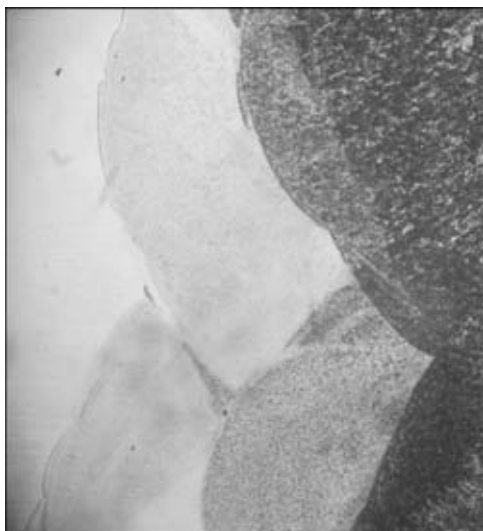


Рис. 4. Слои наплавки технического чистого железа на аустенитную сталь,  $\times 25$

Результаты измерений твердости показывают, что в аустенитном металле шва и наплавки из-за различного долевого участия расплавленного нелегированного и наплавляемого высоколегированного металлов образуются микроучастки с твердостью, близкой к твердости мартенситной структуры, а также наблюдаются микроучастки с твердостью, характерной для аустенита.

Вариант композитного сварного соединения с наплавкой на низких уровнях погонной энергии низкоуглеродистого металла на кромку аустенитной стали и заваркой шва низколегированным присадочным металлом приведен на рис. 4. По мере наложения валиков травимость наплавленного металла повышается в результате снижения концентрации легирующих элементов, поступающих из аустенитной стали.

Следует отметить, что в данном сочетании сталь–наплавка не образовывались зоны с высокой твердостью, характерные для закалочных структур. Наблюдаемые колебания микротвердости переходного слоя между аустенитной сталью и наплавленным металлом связаны с неравномерным перемешиванием сплавляемых материалов и находятся в пределах  $HV_{0,2} = 150...340$ . На границе сплавления аустенитной стали с наплавкой не выявлено существенной неоднородности или дефектов (рис. 5). Аналогичная ситуация наблюдается и на границе сплавления низколегированного шва с наплавкой и сталью 20.

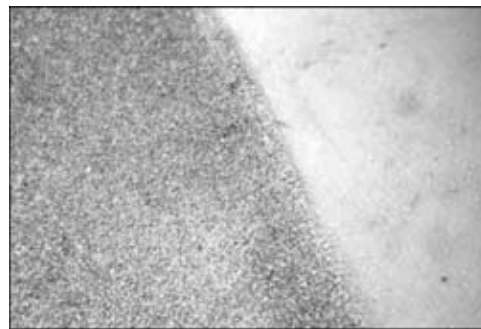


Рис. 5. Микроструктура зоны сплавления наплавки и аустенитной стали,  $\times 200$

Результаты механических испытаний по ГОСТ 6996–66 сварных соединений разнородных сталей 20 и 08X18H10T показали, что предел прочности на растяжение образцов типа XIII ГОСТ 6996–66 находится в пределах 530...560 МПа, ударная вязкость  $KCU$  в пределах 106...143 Дж/см<sup>2</sup>, угол загиба образцов типа XXVI ГОСТ 6996–66 — от 160 до 180°. Разрушение образцов при растяжении во всех случаях происходило по стали 20 на расстоянии около 15 мм от границы сплавления. Эти показатели удовлетворяют требованиям, предъявляемым к композитным сварным соединениям трубопроводов АЭС.

Оценка коррозионной стойкости предложенных композитных сварных соединений в эксплуатационных условиях требует больших затрат времени. Ускоренные испытания образцов в среде хлоридов не выявили явного межзеренного разрушения в области сварного соединения. Коррозия в металле шва развивается интенсивнее, чем в аустенитной стали, но не быстрее, чем в ферритном основном металле.

Таким образом, введение в сварные соединения между аустенитной и углеродистой сталью промежуточного слоя из низкоуглеродистого металла (технического железа) позволяет исключить образование в шве хрупкого легированного мартенсита и обезуглероженных прослоек в металле ЗТВ. Сварное соединение с указанным промежуточным слоем имеет более высокую коррозионную стойкость по сравнению с соединением, выполненным согласно штатной технологии.

1. Земзин В.Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
2. Касаткин О.Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.

It is shown that the key factors causing corrosion cracking and fracture of composite welded joints in pipelines are the formation of martensite and decarburised interlayers, as well as the stressed state and hydrogen-induced embrittlement of metal. The method is suggested for increasing resistance of the welded joints to local corrosion damages.

Поступила в редакцию 25.12.2006