



СТРУКТУРА И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ РЕМОНТНОЙ СВАРКИ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, С. Б. КАСАТКИН, В. А. ДОВЖЕНКО, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Сопоставлены структура и ударная вязкость металла шва и ЗТВ стали 09Г2С в условиях первичной (изготовительной) и ремонтной дуговой сварки. Даны рекомендации по выбору сварочных материалов с учетом условий эксплуатации отремонтированных изделий.

Ключевые слова: низколегированная конструкционная сталь, ручная дуговая сварка, ремонтная сварка, микроструктура металла шва, микроструктура зоны термического влияния, ударная вязкость, хладостойкость, сварочные материалы

В настоящее время как в Украине, так и за рубежом эксплуатируется большое количество инженерных сооружений и машин, которые уже исчерпали назначенный срок службы или близки к этому. Большинство из них имеют усталостные и хрупкие повреждения. С учетом технического состояния дальнейшая эксплуатация таких изделий становится не безопасной. Возникает необходимость в восстановлении целостности конструкций. В большинстве случаев такие проблемы решаются путем ремонта с применением дуговой сварки или упрочняющих обработок поврежденных элементов [1].

При восстановлении металлоконструкций, как правило, используют стандартные технологии сварки, разработанные для изготовления новых изделий. Однако они не учитывают ряд особенностей, характерных для ремонтных соединений: высокий уровень остаточных напряжений и ограниченные возможности выбора способов удаления дефектов, а также применение разделки кромок и собственно сварки, которые могут оказывать существенное влияние на свойства сварных соединений [2–5]. В связи с этим возникает необходимость в проведении исследований, направленных на совершенствование ремонтных технологий.

В литературе есть достаточно много информации о влиянии ремонтной сварки на циклическую прочность восстановленных соединений [6, 7]. Предлагается ряд мероприятий для повышения их выносливости [8–14]. Значительно меньше имеется данных о том, как и в какой степени ремонтная сварка оказывает влияние на структуру металла и хладостойкость восстановленных узлов. Так, в работе [15] отмечается, что в результате ремонта увеличивается зона с измельченным зер-

ном, что, однако, не влияет на механические свойства сварных соединений. Исходя из данных работы [16] следует, что после многократных ремонтов ударная вязкость металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений снижается на 15...20 %.

Цель настоящей работы заключалась в том, чтобы установить влияние ремонтной сварки на структуру и хладостойкость сварных соединений конструкционных сталей.

В качестве объекта исследований выбрана сталь марки 09Г2С толщиной 30 мм следующего химического состава, мас. %: 0,096 С; 0,57 Si; 0,71 Mn. В исходном состоянии сталь имеет следующие механические свойства: $\sigma_T = 367$ МПа; $\sigma_B = 553$ МПа; $\delta_5 = 28$ %; $KCV_{40} = 64$ Дж/см². Структура стали в состоянии поставки ферритно-перлитная (ФП) (рис. 1).

Объектом исследований были образцы тавровых соединений (тип Т2 по ГОСТ 147–71) шириной 120 мм и длиной 480 мм, полученные механизированным способом сварки с использованием проволоки марки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в углекислом газе. Этот способ сварки выбран как наиболее распространенный при изготовлении конструкций общего назначения.

После сварки образцы подвергали циклическому нагружению, доводили до полного разру-



Рис. 1. Микроструктура (×200) стали 09Г2С в состоянии поставки

шения, а затем восстанавливали с соблюдением всех технологических операций, используемых при выполнении ремонтной сварки (разделка и зачистка кромок, сборка и сварка соединений). Разделку кромок (общий угол раскрытия ремонтного стыка составлял около 60°) осуществляли газокислородной резкой, после чего их зачищали наждачным камнем до металлического блеска. Сборку соединений выполняли с использованием электродов УОНИ-13/45 и выводных планок. Ремонтную сварку (соединения сваривали встык) осуществляли по двум технологиям: традиционным способом с использованием электродов УОНИ-13/55 (вариант № 1) и с применением комбинированных швов (вариант № 2). Основную часть шва выполняли электродами УОНИ-13/55 (ферритно-бейнитные — ФБ швы), а завершающие слои шва — аустенитно-мартенситными материалами системы легирования Х10Н10 (аустенитно-мартенситные — АМ швы). Преимущество варианта № 2 в том, что АМ швы обеспечивают формирование в сварных соединениях сжимающих напряжений и тем самым повышают их сопротивляемость усталостным разрушениям [9, 17]. Это имеет важное значение, поскольку большинство конструкций в процессе эксплуатации испытывают циклические нагрузки. К сожалению, в литературе отсутствуют данные о том, обеспечивается ли при этом хладостойкость полученных соединений. Этот вопрос еще подлежит изучению. Химический состав металла, наплавленного указанными материалами, приведен в таблице.

Для проведения металлографических исследований из ремонтных соединений изготавливали шлифы, а для оценки хладостойкости металла швов и ЗТВ — стандартные образцы сечением 10×10 мм (тип IX по ГОСТ 9454–78) с острым надрезом. Результаты исследований сравнивали с полученными при анализе структуры и свойств металла стыковых соединений стали 09Г2С при первичной сварке, выполненных, как каждым из

Химический состав (мас. %) наплавленного металла, полученного при использовании ферритно-перлитных и аустенитно-мартенситных материалов

Сварочный материал	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
ФП	0,09	0,90	0,43	—	—	—	0,022	0,026
АМ	0,04	0,78	0,32	10,0	10,1	0,58	0,009	0,012

приведенных выше материалов, так и с использованием их комбинации.

Микроструктуру металла сварных соединений выявляли химическим травлением микрошлифов в 4%-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте, а также электролитическим травлением в растворе хромовой кислоты. Структуру металла сварных соединений изучали с помощью светового микроскопа «Неофот-21»; твердость измеряли на твердомере системы «Роквелл» при нагрузке 600 Па с последующим переводом в систему по Виккерсу. Идентификацию структурных составляющих выполняли по результатам измерений микротвердости на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Па.

Результаты металлографического анализа свидетельствуют о том, что структуру как металла шва, так и ЗТВ сварных соединений, полученных первичной сваркой с использованием ФП материалов, можно идентифицировать как ФБ (рис. 2). Морфологически бейнит представляет собой глобулы, или, как их называют авторы работы [18], дисперсные островки второй фазы, распределенные в матрице легированного феррита (глобулярный бейнит [19]). Глобулы бейнита распределены хаотически, однако на отдельных участках они выстраиваются в ряды. По границам бывших аустенитных зерен на участке перегрева ЗТВ и по границам кристаллитов в металле шва (рис. 2) выделился структурно свободный полиэдрический феррит. Микротвердость структуры участка перегрева составляет $HV\ 21007...2460$ МПа, а металла шва — $HV\ 1930...2210$ МПа.

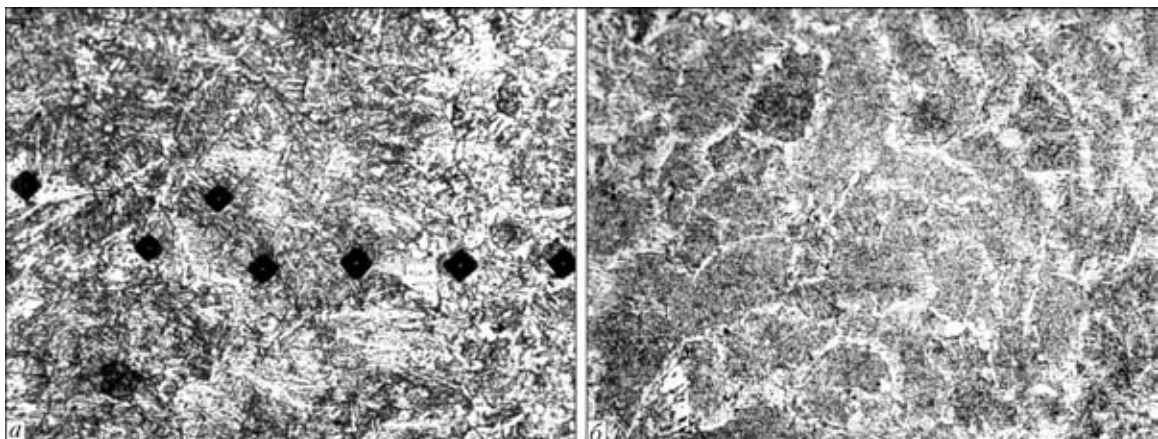


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при первичной сварке с использованием ФП материалов: а — участок перегрева ЗТВ со следами микротвердости, $\times 320$; б — металл шва, $\times 200$

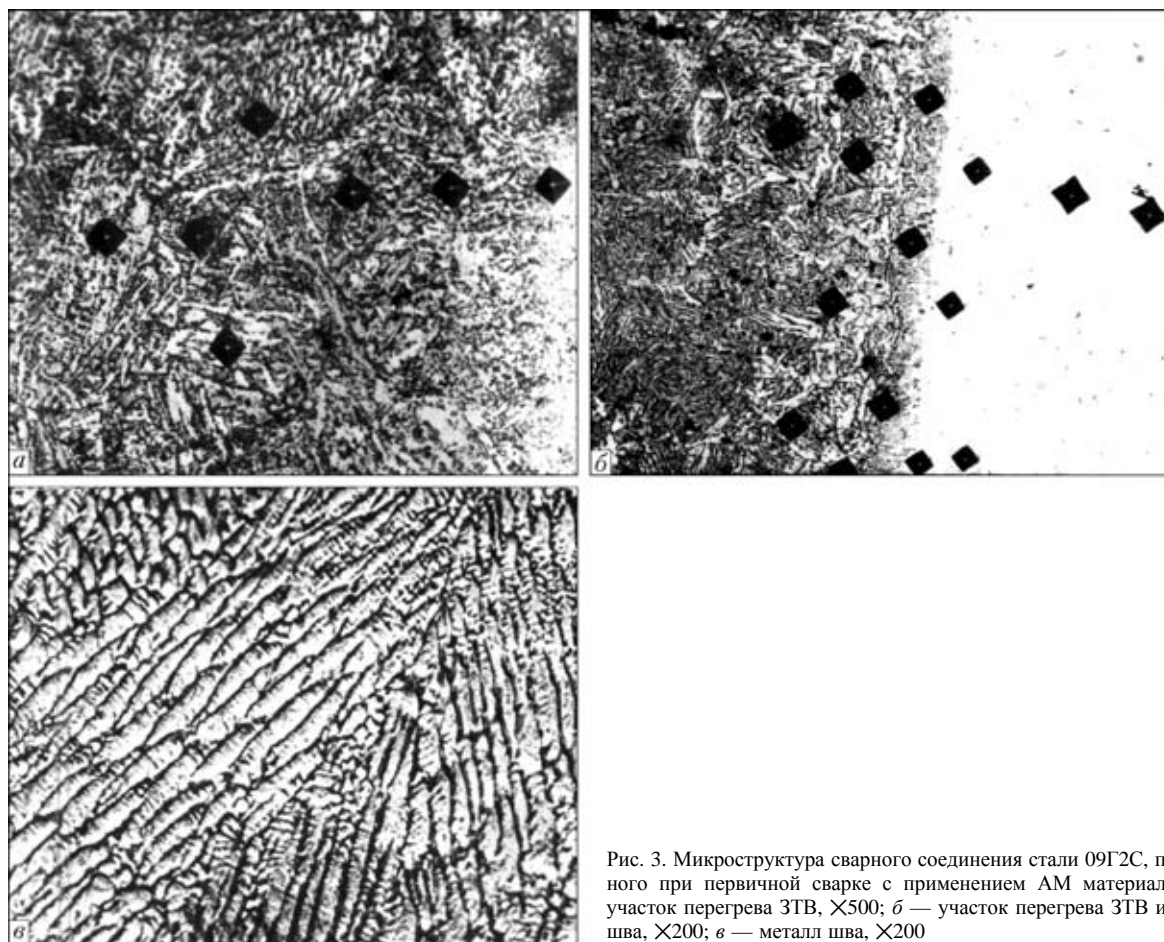


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при первичной сварке с применением АМ материала: а — участок перегрева ЗТВ, $\times 500$; б — участок перегрева ЗТВ и металл шва, $\times 200$; в — металл шва, $\times 200$

Более высокие значения микротвердости структуры металла в участке перегрева ЗТВ обусловлены как более высокой дисперсностью глобулей бейнита, так и более узкой прослойкой полиэдрического феррита вокруг бывших аустенитных зерен. Твердость металла ЗТВ составляет в среднем $HV\ 2200\ \text{МПа}$, а металла шва — около $HV\ 1550\ \text{МПа}$.

Более сложный состав структуры зафиксирован в сварных соединениях, полученных при первичной сварке с использованием АМ материалов (рис. 3). Структура металла шва таких соединений представляет собой островки мартенсита, хаотически распределенные в аустените. Микротвердость мартенситной составляющей в аустенитной матрице составляет $1750\ \dots\ 2600\ \text{МПа}$ и зависит от плотности распределения и размеров мартенситных островков в аустените. Структура металла шва тонкодисперсная и характеризуется ячеистым строением (рис. 3, в).

На участке перегрева ЗТВ вблизи линии сплавления имеется переходная зона шириной $0,06\ \dots\ 0,09\ \text{мм}$, структура которой состоит из глобулярного бейнита и структурно свободного полиэдрического феррита, а также локально из участков видманштеттового феррита (рис. 3, б). Микротвердость металла с такой структурой составляет $HV\ 2100\ \dots\ 2200\ \text{МПа}$. Структура на участке

перегрева за переходной зоной состоит из доэвтектоидного и игольчатого феррита, глобулярного бейнита ($HV\ 2600\ \dots\ 2800\ \text{МПа}$) и самоотпущенного мартенсита ($HV\ 3000\ \text{МПа}$) (рис. 3, а, б).

Такое различие в значениях микротвердости вызвано процессами диффузии углерода на границе участка перегрева ЗТВ–металл шва [20], в результате чего имело место обезуглероживание металла участка перегрева с формированием переходной зоны и науглероживание металла шва. Это обусловило повышение температуры превращения аустенита и образование более мягких продуктов распада в переходной зоне со стороны ЗТВ, а также понижение температуры превращения аустенита в участке металла шва, примыкающего к линии сплавления. О диффузии углерода в металл шва свидетельствует тот факт, что на указанном участке металла шва значения микротвердости достигают $HV\ 3560\ \dots\ 3730\ \text{МПа}$ (в средней его части $HV\ 2680\ \dots\ 3320\ \text{МПа}$), а также наблюдается увеличение количества мартенситной составляющей, что подтверждает изменение размеров отпечатков, полученных при измерении микротвердости (рис. 3, б).

Твердость структуры металла шва составляет в среднем $HV\ 1900\ \text{МПа}$, а на участке перегрева — $HV\ 2230\ \text{МПа}$.

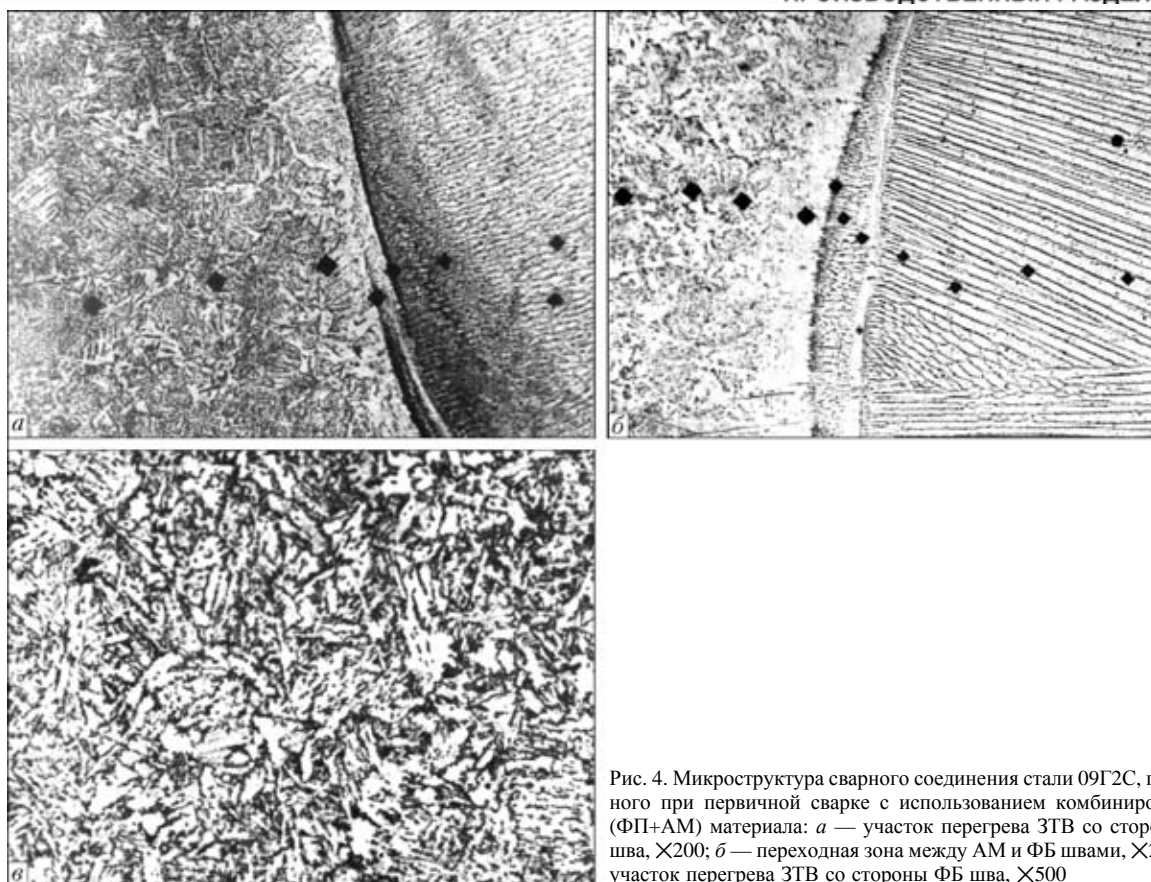


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при первичной сварке с использованием комбинированного (ФП+АМ) материала: *а* — участок перегрева ЗТВ со стороны АМ шва, $\times 200$; *б* — переходная зона между АМ и ФБ швами, $\times 200$; *в* — участок перегрева ЗТВ со стороны ФБ шва, $\times 500$

Металлографические исследования сварного соединения, полученного с использованием комбинированных материалов (ФП+АМ) при первичной сварке, показали, что микроструктура металла швов и участка перегрева ЗТВ, соответствующая как ФБ, так и АМ наплавленному металлу (рис. 4), идентична той, которая имела место в соединениях с однородными швами, рассмотренными ранее (рис. 2, *а*, 3, *б* и 4, *а*, *в*).

Особенностью структуры сварного соединения с комбинированным (ФБ+АМ) швом является наличие переходной зоны шириной 0,03...0,13 мм не только между АМ швом и ЗТВ, но и между нижним (ФБ) и верхним (АМ) швами (рис. 4, *б*). В этой зоне произошло обезуглероживание металла со стороны ФБ шва и науглероживание со стороны АМ шва по причинам, указанным ранее. Как следствие этого, микротвердость металла со стороны ФБ участка шва уменьшилась до HV 1800...1850 МПа (среднее значение микротвердости составляет HV 1650...1970 МПа), а со стороны АМ участка шва она увеличилась до HV 3450...3560 МПа (среднее значение микротвердости здесь — HV 2680...3320 МПа (рис. 4, *б*)).

Твердость структуры участка АМ шва составляет HV 2810...3210 МПа, а прилегающего к нему участка перегрева ЗТВ — HV 1900...2060 МПа. Металл ФБ шва имеет твердость HV 1520...1570 МПа, а соответствующего ему участка перегрева ЗТВ — HV 1850...2000 МПа.

Результаты металлографического анализа сварных соединений, полученных с использованием комбинации материалов (ФМ+АМ) в режиме ремонтной сварки, показали, что по сравнению с аналогичными вариантами первичной сварки структурные изменения произошли только на участке перегрева ЗТВ. Изменения структуры металла шва не наблюдалось.

Микроструктура металла участка перегрева, примыкающего к АМ шву, состоит из глобулярного бейнита (HV 2660...2810 МПа), доэвтектоидного феррита в виде очень тонких прослоек по границам зерен, локально игольчатого феррита и самоотпущенного мартенсита с микротвердостью HV 3000...3200 МПа (рис. 5, *а*). На участке перегрева ЗТВ, примыкающем к ФБ металлу шва, структура металла состоит из глобулярного бейнита HV 2140...2360 МПа и структурно свободного полиэдрического феррита, выделившегося по границам зерен (рис. 5, *в*). Твердость металла ЗТВ составляет HV 1950...2150 МПа.

При сопоставлении рис. 4 и 5 видно, что структурные изменения состоят в том, что глобулярный бейнит на участке перегрева ЗТВ (рис. 5, *а*, *в*) по всей высоте сварного соединения имеет большую дисперсность вторых фаз, распределенных в бейнитном феррите, а граничные прослойки доэвтектоидного феррита меньшую ширину, чем аналогичные структурные составляющие на участ-

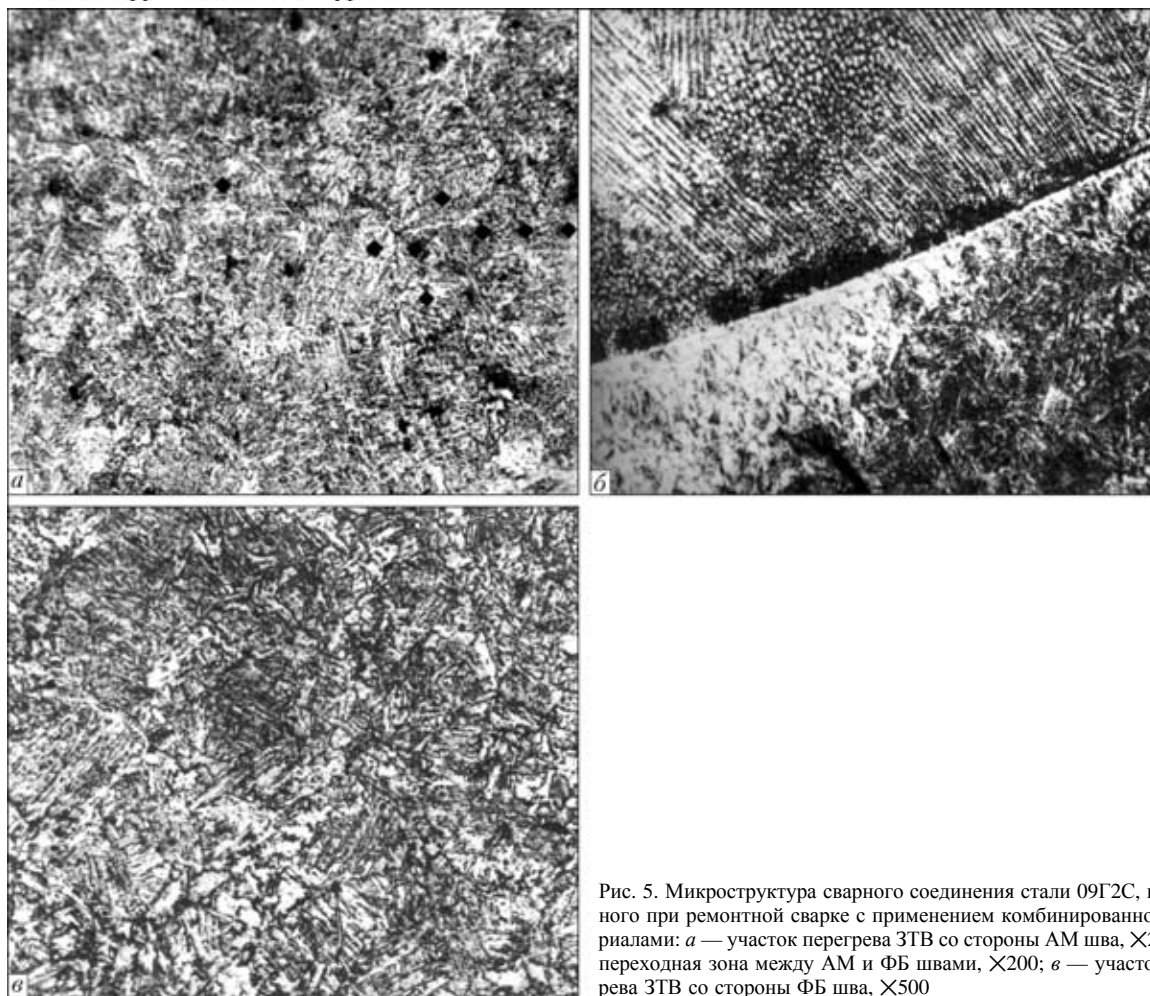


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при ремонтной сварке с применением комбинированного материалами: *а* — участок перегрева ЗТВ со стороны АМ шва, $\times 200$; *б* — переходная зона между АМ и ФБ швами, $\times 200$; *в* — участок перегрева ЗТВ со стороны ФБ шва, $\times 500$

тке перегрева ЗТВ при первичной сварке комбинированными материалами.

Разница между структурами металла в сварных соединениях, полученных при первичной и ремонтной сварке, вероятно, обусловлена неодинаковыми условиями формирования структуры в металле ЗТВ.

Структура участка перегрева ЗТВ исходных соединений сформировалась под воздействием термического цикла сварки на ФП структуру стали 09Г2С в состоянии поставки; в результате образовался глобулярный бейнит. В процессе ремонтной сварки металл ЗТВ еще дважды подвергался нагреву и охлаждению: первый раз — при разделке кромок разрушенных образцов, которая выполняется газокислородной резкой, а второй — непосредственно при сварке. При этом участок перегрева ЗТВ со структурой глобулярного бейнита дополнительно претерпевал фазовый переход $F_{\alpha} \rightleftharpoons F_{\gamma}$. В связи с этим параметры всех этапов аустенизации на участке перегрева ЗТВ ремонтных соединений, согласно данным [21], должны отличаться от наблюдаемых при первичной сварке соединений стали 09Г2С. В частности, при сопоставимых циклах сварки степень гомогенизации аустенита в таких соединениях была более

высокой, о чем свидетельствует уменьшение разброса значений микротвердости структурных составляющих. Объясняется это двумя факторами: во-первых, трехразовым нагревом (аустенизацией) и, во-вторых, сокращением времени процесса аустенизации, поскольку известно [21], что с увеличением дисперсности исходной структуры время окончания всех этапов аустенизации сокращается. Тот факт, что структура глобулярного бейнита, которая образовалась в металле ЗТВ после первичной сварки, более дисперсная, чем ФП структура стали в исходном состоянии, очевиден (см. рис. 1, 2, *а*). Следовательно, при ремонтной сварке полнота протекания процесса аустенизации была больше и соответственно выше уровень гомогенности аустенита. В результате этого на участке перегрева ЗТВ соединений, полученных при ремонтной сварке, должна быть и более низкая дифференциация аустенита по углероду, вследствие чего структура такого металла более однородная и дисперсная, а значит, и более равновесная, чем исходных сварных соединений.

Результаты металлографического анализа структуры металла ЗТВ и ФБ, АМ, а также комбинированного металла швов сварных соединений стали 09Г2С при первичной сварке и выпол-

ненных в режиме ремонтной сварки, показали, что морфология структурных составляющих и соответственно кинетика превращения аустенита как в металле швов, так и на участке перегрева, принципиально не отличаются. В связи с тем, что структурные превращения при дуговой сварке, в том числе и ремонтной, всегда протекают в условиях температурных и деформационных градиентов [22], в сварных соединениях в той или иной мере имеет место концентрационная, а значит и структурная неоднородность, которая принималась нами во внимание при анализе результатов исследований.

Обнаруженная более высокая дисперсность продуктов превращения на участке перегрева ЗТВ, по-видимому, обусловлена различием в параметрах аустенизации при первичной и ремонтной сварке, в результате чего уменьшилась степень дифференциации аустенита по углероду и сократился температурный интервал превращения аустенита за счет понижения максимальных температур. Это предопределило более высокую дисперсность продуктов превращения и способствовало уменьшению разброса значений микротвердости структурных составляющих. На основании полученных результатов можно предположить, что, поскольку при ремонтной сварке значительных изменений в структуре металла шва и ЗТВ не происходит, хладостойкость таких соединений, по-видимому, должна быть сопоставима с аналогичными показателями исходного сварного соединения.

Для оценки влияния ремонтной сварки на хладостойкость металла шва и ЗТВ из выше упомянутых сварных соединений изготавливали стандартные образцы с острым надрезом. Исследовали ударную вязкость металла шва и ЗТВ (на линии сплавления и на расстоянии 2,5 мм от линии сплавления).

Исходя из результатов исследований установлено, что в исходных сварных соединениях наиболее низкую ударную вязкость при температуре испытаний $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($KCV_{-40} = 18...31\text{ Дж/см}^2$) имеют швы, выполненные АМ материалами. Несколько выше хладостойкость ФБ и комбинированных (ФБ+АМ) швов — соответственно 24...40 и 26...43 Дж/см².

Исследования хладостойкости металла ЗТВ показали, что в исходных сварных соединениях наиболее высокие и стабильные показатели ударной вязкости при выполнении надреза по линии сплавления и соединений с АМ швами ($KCV_{-40} = 51...53\text{ Дж/см}^2$), а наиболее низкие и нестабильные показатели хладостойкости ($KCV_{-40} = 18...43\text{ Дж/см}^2$) у соединений с ФБ и комбинированными (ФБ+АМ) швами ($KCV_{-40} = 27...37\text{ Дж/см}^2$). По-видимому, это связано с особенностями формирования структуры металла ЗТВ таких соединений.

Показатели ударной вязкости металла ЗТВ исходных сварных соединений с надрезом, расположенным на расстоянии 2,5 мм от линии сплавления, независимо от типа металла шва были близкими и изменялись от 25 до 34 Дж/см². Следует отметить, что не только структура металла на этом участке ЗТВ у всех исследуемых соединений сходна по составу (глобулярный бейнит и полиэдрический феррит), но совпадают также размеры зерна аустенита.

Проведенные исследования показали, что металл швов и ЗТВ первичных сварных соединений, выполненных ФБ, АМ и комбинированными швами, имеет первую критическую температуру хрупкости от -20 до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Сравнительный анализ ударной вязкости металла шва и ЗТВ при первичной и ремонтной сварке свидетельствует о том, что незначительные изменения в структуре металла, которые произошли вследствие повторяющихся циклов нагрев–охлаждение, не привели к существенному повышению или снижению хладостойкости указанных участков соединения. Наблюдалось лишь уменьшение разброса значений между минимальными и максимальными показателями ударной вязкости. Так, значения KCV_{-40} металла ремонтных соединений с ФБ швами изменялись от 28 до 36 Дж/см² (в исходном образце — от 24 до 40 Дж/см²), а в соединениях с комбинированными швами — от 30 до 40 Дж/см² (в исходном образце — от 26 до 43 Дж/см²). Аналогичная закономерность имела место и в металле ЗТВ с надрезом, выполненным по линии сплавления. Ударная вязкость металла на данном участке ремонтного соединения с ФБ швом составляла 28...40 Дж/см², а с комбинированным — 30...40 Дж/см².

Таким образом, проведенные исследования свидетельствуют о том, что структура и ударная вязкость первичных и однократно отремонтированных соединений стали 09Г2С близки по своим показателям, если они получены сваркой на идентичных режимах.

Ремонтную сварку соединений, испытывающих в процессе эксплуатации циклические и ударные нагрузки, следует осуществлять в основном комбинированным материалом. Корневой и заполняющие слои шва должны выполнять с использованием материалов, которые позволяют обеспечить его высокую хладостойкость. Для повышения циклической прочности сварных соединений на его поверхности должны формироваться напряжения сжатия. Это достигается при наплавке завершающего слоя шва АМ материалом. Значения хладостойкости таких соединений не уступают аналогичным показателям сварных соединений, выполненных материалами, которые традиционно используются для сварки стали 09Г2С7.

1. Branco C. M., Infanted V., Maddox S. J. A study on the rehabilitation of welded joints. — S. l., [1999]. — 29 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-769).
2. Maccocaire C. Repair welding: how to set up a shop // Welding J. — 1991. — № 8. — P. 54–56.
3. A study on cracks on the oxigas cut surfaces of weld grooves of 14MnMoVN steel plates during cold forming / Donglin Ye, Yongfu He, Range Zhang et al. // Transaction China Weld. Inst. — 1982. — № 4. — P. 159–164.
4. Ларионов В. П. Электродуговая сварка конструкций в Северном исполнении. — Новосибирск: Наука, 1986. — 168 с.
5. Волков А. С. Причины появления дефектов вблизи исправленных участков сварных швов // Свароч. пр-во. — 1974. — № 8. — С. 33–34.
6. Brink S. H. van den. Reparatielassen // Lastechiek. — 1989. — № 2. — P. 40–41, 43, 45, 47.
7. Recommendation on the repair of fatigue-loaded welded structures. — S. l., [1996]. — 16 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1632).
8. Сергиенко Ю. В., Носовский Б. И., Чигарев В. В. Совершенствование технологии ремонта железнодорожных рельсов с применением дуговой сварки // Автомат. сварка. — 1998. — № 3. — С. 46–48.
9. Ohta A., Suzuki N., Maeda Y. Extension of fatigue life by additional welds using low transformation temperature welding material — S. l., [2001]. — 8 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1881).
10. Miki C. Repairing and reinforcing of fatigue damaged steel bridges // Intern. conf. on performance of dynamically loaded welded structures: 50-th Annual assembly conf., San-Francisco, July 14–15, 1997. — New York: Welding research coumunsil inc., 1997. — P. 286–298.
11. Dixter R. J., Kelly B. A. Research on welding repair and improvement methods // Ibid. — P. 273–285.
12. Miki C., Anami K., Kaji H. Repair of fatigue cracks bridge structures. — S. l., [1997]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII WG -5-12).
13. Konishi T., Miki C. Fatigue assessment of repaired structural components. — S. l., [1998]. — 24 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1732).
14. Chapeau W. Choix d'un mode reparation des fissures de fatigue dons constructions soudess // Rev. Soudure. — 1988. — № 3/4. — P. 31–35.
15. Lai M. O., Fong H. S. Fatigue performance of repaired pipelines steel weld // J. Mater. Sci. Let. — 1988. — № 12. — P. 1353–1354.
16. Blagojevic A. Utjecai popravljaja gresaka na kvalitet zavarenog spoja celika povisene cvrtoce // Zavarivanije. — 1975. — № 4. — S. 111–122.
17. Ohta A., Maeda Y., Suzuki N. Fatigue life extension by repairing fatigue cracks initiated around box welds with low transformation temperature welding wire. — S. l., [2001]. — 13 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1835–2000).
18. Bush M. E., Kelly P. M. Strengthening mechanism in bainitic steels // Acta Met. — 1971. — 19, № 12. — P. 1363–1371.
19. Металлография железа: В 3 т. / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1972. — Т. 1. — 240 с.
20. Шориоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 219 с.
21. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1978. — 392 с.
22. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.

Structure and impact toughness of weld metal and HAZ of 09G2S steel under the conditions of primary (manufacturing) and repair arc welding are compared. Recommendations are given on selection of welding consumables, taking into account the operating conditions of the repaired items.

Поступила в редакцию 09.11.2005,
в окончательном варианте 16.06.2006

ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОБНАРУЖЕНИЯ УЧАСТКОВ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА В КОНСТРУКЦИЯХ

Метод разработан ИЭС им. Е. О. Патона совместно с НПФ «Специальные научные разработки» (г. Харьков, тел./факс: (0572) 64 36 13, 64 99 85) с целью расширения технических возможностей при экспертной оценке состояния металлических конструкций, работающих под давлением.

В основу метода положена способность металла изменять магнитные параметры в зависимости от показателей физико-механического состояния (химического состава, механических свойств, термообработки, структуры, напряженно-деформированного состояния и др.). Метод построен на измерении коэрцитивной силы как магнитного параметра, наиболее чувствительного к изменениям, происходящим в металле.

Для обнаружения пластически деформированного металла в конструкции, работающей под давлением, необходимо выполнить два измерения коэрцитивной силы: под нагрузкой и после ее снятия. Предпочтительно проводить измерения при пробном давлении в соответствии с Правилами ДНАОП 0.00-1.07-94. Установленное при этом превышение значения коэрцитивной силы над ее значением под нагрузкой указывает на то, что металл исследуемого участка подвергся пластическому деформированию.

Метод проверен на баллонах и трубах из сталей 10, 30ХГСА и 17Г1С. Измерения выполняли прибором КРМ-ЦК-2М.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 12
Тел.: (38044) 529 06 90, 261 50 58
E-mail: yupeter@ukr.net