



ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, О. Л. МИХОДУЙ**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние содержания диффузионного водорода и погонной энергии сварки на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ. Установлена взаимосвязь между уровнем остаточных напряжений и сопротивляемостью образованию продольных и поперечных холодных трещин соединений данной стали, выполненных проволоками, обеспечивающими получение металла швов с бейнитно-мартенситной, ферритно-бейнитной и аустенитной структурами.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные низколегированные стали, сварное соединение, холодные трещины, остаточные сварочные напряжения, диффузионный водород, погонная энергия сварки, металл шва, зона термического влияния

При изготовлении сварных конструкций широкое применение находят высокопрочные стали с пределом текучести 600... 1000 МПа и более. Использование таких сталей позволяет существенно уменьшать массу конструкций, повышать их служебные характеристики, а также расширять технические возможности при создании механизмов машин и инженерных сооружений. Одна из наиболее сложных проблем при сварке указанных сталей связана с предотвращением замедленного разрушения в сварных соединениях.

Возникновение холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей определяется такими факторами, как содержание диффузионного водорода $[H]_{диф}$, наличие структур, снижающих их сопротивляемость хрупким разрушениям, и остаточные напряжения [1–4].

Цель данной работы заключалась в расширении представлений о влиянии на процесс замедленного разрушения сварных соединений остаточных сварочных напряжений.

На первом этапе исследований с использованием метода Имплант и составной пробы с растяжением по оси шва [5] изучали сопротивляемость образованию холодных трещин металла зоны термического влияния (ЗТВ) и шва при выполнении однослойной наплавки. Оба метода позволяют получать количественную оценку трещиностойкости указанных участков сварного соединения, а также дают возможность косвенно устанавливать взаимосвязь между процессом замедленного разрушения и уровнем растягивающих напряжений, которые его инициируют. Эти исследования позволили проанализировать влияние на процесс образования холодных трещин диффузионного водорода и погонной энергии сварки.

Все используемые в процессе исследований образцы изготавливали из стали 14ХГН2МДАФБ

($\sigma_{0,2} = 750$ МПа, $\sigma_b = 860$ МПа, $\delta = 20$ %, $\psi = 65$ %) следующего химического состава, %: С 0,15; Si 0,23; Mn 1,3; Cr 0,97; Ni 2,2; Mo 0,33; Cu 0,41; Al 0,07; N₂ 0,015; V 0,14; S 0,01; P 0,02. Сварку образцов выполняли проволоками сплошного сечения диаметром 1,2 мм в смеси газов 78 % Ar + 22 % CO₂ на следующем режиме: $I_{св} = 170... 180$ А; $U_d = 26... 27$ В; $v_{св} = 12$ м/ч. Исключение составляет образец, по которому оценивали влияние погонной энергии сварки $q_{св}$.

Влияние $[H]_{диф}$ на сопротивляемость замедленному разрушению металла шва и ЗТВ определяли при сварке проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ. Содержание водорода в шве регулировали путем варьирования влажности используемого углекислого газа. При этом концентрацию $[H]_{диф}$ изменяли от 3... 4 до 6,5... 7,0 мл/100 г. Содержание диффузионного водорода в наплавленном металле оценивали хроматографическим методом [6]. Зависимости, характеризующие взаимосвязь между сопротивляемостью исследуемых участков сварного соединения образованию холодных трещин и их насыщенностью водородом, представлены на рис. 1. Как следует из рисунка, при увеличении содержания диффузионно-подвижного водорода сопротивляемость замедленному разрушению металла как ЗТВ, так и швов резко снижается.

На рис. 2 приведены результаты исследований влияния $q_{св}$ на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ. Как и в предыдущем

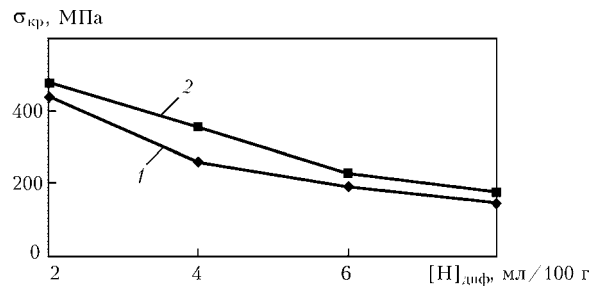


Рис. 1. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению металла шва (1) и ЗТВ (2) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ

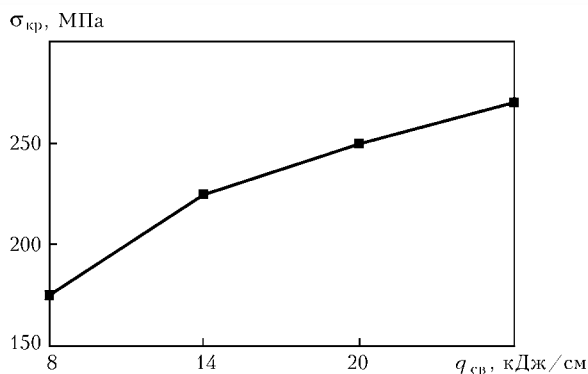


Рис. 2. Влияние погонной энергии сварки на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений стали 14ХГН2МДАФБ, сваренных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ

случае, сварку образцов выполняли проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ. Концентрация $[H]_{диф}$ в наплавленном металле в процессе исследований оставалась неизменной — 6,5...6,8 мл/100 г.

Установлено, что с повышением $q_{св}$ от 8,6 до 20,3 кДж/см показатели критических напряжений $\sigma_{кр}$, при которых в металле ЗТВ не возникают трещины, возрастают от 175 до 270 МПа. По-видимому, это связано с тем, что при увеличении $q_{св}$ скорость охлаждения ЗТВ в интервале 600...500 °С уменьшается от 40 до 15 °С/с. При этом структура металла ЗТВ изменяется от мартенситной (М) до бейнитно-мартенситной (БМ). Кроме того, повышение погонной энергии сварки приводит к увеличению времени охлаждения металла в температурном интервале 800...100 °С, что способствует росту сопротивляемости металла ЗТВ образованию холодных трещин.

В то же время $q_{св}$ может иметь не только положительную, но и отрицательную роль в сопротивляемости металла сварных соединений образованию холодных трещин. Ранее [7] установлено, что в соединениях аналогичных высокопрочных сталей с БМ швами повышение погонной энергии сварки приводит к возрастанию остаточных продольных напряжений в металле шва и ЗТВ. Это следует учитывать при выборе режимов сварки.

Влияние типа металла шва на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ и швов оценивали по результатам испытаний образцов, сваренных проволоками Св-10ХН2ГСМФТЮ (БМ шов), Св-08Г2С (ФБ шов) и Св-08Х18Н9Г7Т (аустенитно-ферритный (АФ) шов). Химический и фазовый составы металла шва сварных соединений, выполненных этими проволоками, а также показатели их прочности приведены в табл. 1. Содержание диффузионного водорода в металле, наплавленном такими проволоками, равнялось соответственно

Таблица 1. Химический и фазовый составы металла швов сварных соединений, выполненных исследуемыми проволоками

Марка проволоки	Массовая доля элементов в металле шва, %									Фазовый состав, %	$\sigma_{0,2}$, МПа
	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P		
Св-10ХН2ГСМФТЮ	0,08	0,29	0,95	0,65	2,1	0,49	0,023	0,023	0,020	70Б + 30М	780
Св-08Г2С	0,10	0,61	1,49	—	—	—	—	0,029	0,021	50Ф + 50Б	480
Св-08Х18Н9Г7Т	0,09	0,87	5,27	18,7	9,0	—	0,720	0,008	0,026	94А + 6 Ф	350

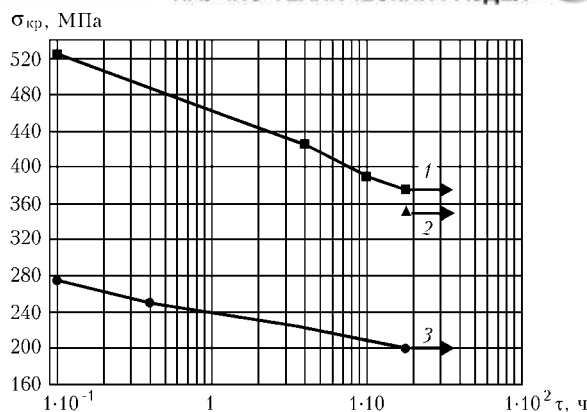


Рис. 3. Сопротивляемость замедленному разрушению металла швов, выполненных проволоками Св-08Г2С (1), Св-08Х18Н9Г7Т (2), Св-10ХН2ГСМФТЮ (3)

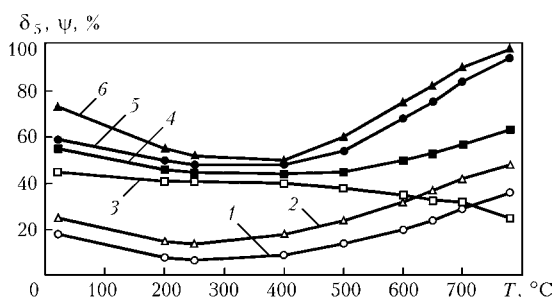


Рис. 4. Зависимость относительного удлинения δ_5 (1-3) и относительного сужения ψ (4-6) БМ (1, 5), ФП (2, 6) и АФ (3, 4) швов от температуры при $w_{6/5} \approx 5...6$ °С/с

3,5...4,0, 7,5...8,0 и 2,5...3,0 мл/100 г, что характерно для указанных материалов.

Установлено (рис. 3), что АФ металл швов имеет высокую стойкость против замедленного разрушения ($\sigma_{кр}/\sigma_{0,2} = 1$). Высокой стойкостью против образования трещин характеризуются швы ФБ типа ($\sigma_{кр}/\sigma_{0,2} = 0,8$). Более низкие показатели ($\sigma_{кр}/\sigma_{0,2} = 0,5$) зафиксированы при испытании образцов с БМ швами. По-видимому, это связано с особенностями структурных превращений в исследуемых швах, а также с тем, что БМ швы по сравнению с АФ и ФБ имеют более высокие показатели прочности и менее пластичны (рис. 3).

Структурные превращения в БМ швах происходят в температурном интервале, при котором металл имеет высокую прочность и пониженную пластичность (рис. 4). При этом создаются благоприятные условия для возникновения локальных пластических деформаций в швах и образования в них микротрещин.

В металле ферритно-перлитных (ФП) швов структурные превращения происходят при температурах выше 600 °С. Поскольку при данных

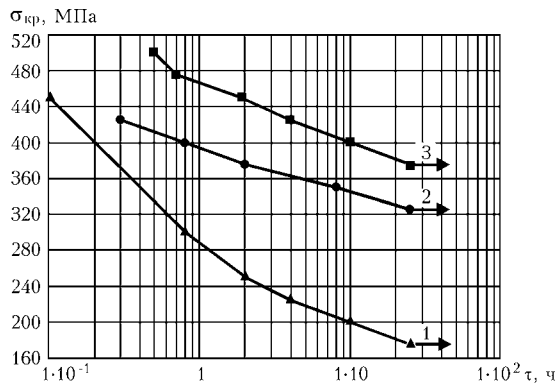


Рис. 5. Сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволоками Sv-08Г2С (1), Sv-08Х18Н9Г7Т (2), Sv-10ХН2ГСМФТЮ (3)

температурах в ФП швах прочность невысокая, а относительное удлинение превышает 30 % (рис. 4), то вероятность образования трещин в таких швах незначительна.

Несколько иные закономерности обнаружены при исследовании металла ЗТВ (рис. 5). Наиболее высокими показателями $\sigma_{кр}$ отличается металл ЗТВ сварных соединений, выполненных проволоками Sv-10ХН2ГСМФТЮ (375 МПа) и Sv-08Х18Н9Г7Т (350 МПа). Более низкие значения (175 МПа) получены при сварке проволокой Sv-08Г2С. Последнее, очевидно, связано с повышенным содержанием диффузионного водорода в металле, наплавленном проволокой Sv-08Г2С, а также с более высоким (по сравнению с БМ и АФ швами) коэффициентом диффузии водорода в таком металле, что способствует его активному скапливанию вблизи границы сплавления на участках, где образуются холодные трещины.

Далее оценивали сопротивляемость образованию продольных и поперечных трещин реальных стыковых соединений с многопроходными швами. Для этого были использованы технологические пробы «жесткая обварка» различной модификации (рис. 6) переменной ширины ($B = 100, 200$ и 300 мм) [8]. Образцы изготовляли из стали 14ХГН2МДАФБ толщиной 15 мм. Их сварку производили без предварительного подогрева проволоками сплошного сечения марок Sv-08Г2С, Sv-10ХН2ГСМТЮ, Sv-08Х18Н9Г7Т диаметром

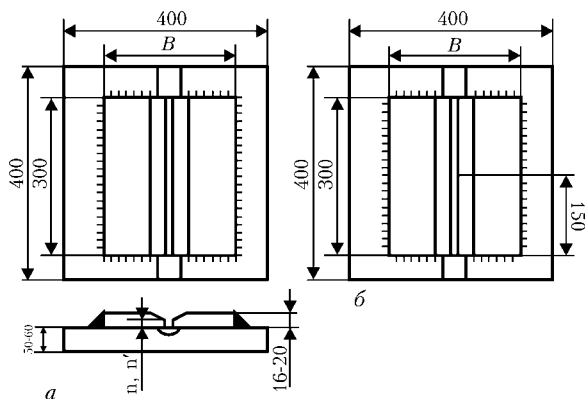


Рис. 6. Технологические пробы для оценки сопротивляемости сварных соединений продольным (а) и поперечным (б) трещинам; $B = 100; 200; 300$ мм; $n = 0,5... 1,5$ мм; $n' = \sim 3... 4$ мм

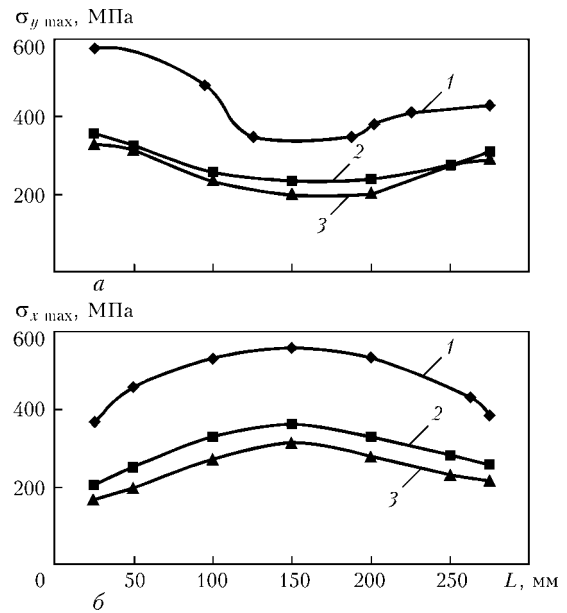


Рис. 7. Распределение поперечных (а) и продольных (б) остаточных напряжений в сварных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволоками Sv-08Г2С (1), Sv-08Х18Н9Г7Т (2), Sv-10ХН2ГСМФТЮ (3) по длине шва L

1,2 мм в смеси газов $Ar + CO_2$ на следующем режиме: $I_{св} = 130... 140$ А; $U_{д} = 24... 25$ В; $v_{св} = 13... 14$ м/ч. Выполнение каждого из следующих за корневым валиком слоев шва начинали после остывания сварных соединений до температуры $20... 30$ °С. Процесс зарождения и развития трещин в исследуемых сварных соединениях контролировали методом акустической эмиссии [9]. Остаточные напряжения в образцах определяли методом голографической интерферометрии [10].

Оценку напряженного состояния сварных соединений с многопроходными швами выполняли на образцах-спутниках. Для исключения возможности образования в них трещин технологические пробы сваривали с полным проваром. Наиболее высокий уровень (может превышать 500 МПа) как продольных σ_x , так и поперечных σ_y остаточных сварочных напряжений сформировался в металле шва и ЗТВ технологических проб с $B = 100$ мм, выполненных проволокой Sv-10ХН2ГСМФТЮ (рис. 7, кривые 3), в отличие от соединений, сваренных проволоками марок Sv-08Г2С и Sv-08Х18Н9Г7Т (рис. 7, кривые 1, 2), где он значительно ниже. Значения остаточных напряжений существенно зависят от размеров технологических проб: наиболее низкие (от 70 до 250 МПа) формируются в образцах при $B = 300$ мм [8].

Сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивали по результатам исследования шлифов, вырезанных из технологических проб. Продольные трещины на начальном этапе зарождения и развития распространяются по зоне сплавления соединений, а затем переходят в металл шва. Это дает основание считать, что сопротивляемость сварных соединений образованию продольных трещин определяется склонностью к этому виду разрушений металла ЗТВ.

Как показали исследования, поперечные трещины в сварных соединениях низкоуглеродистых

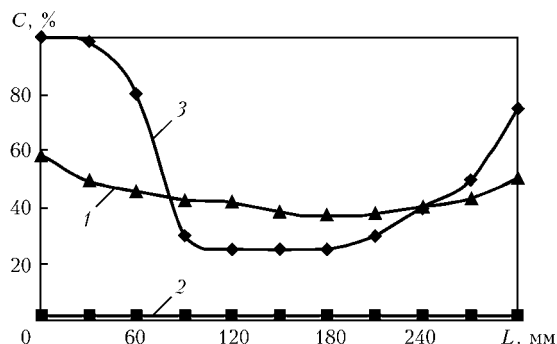


Рис. 8. Отношение высоты трещины к высоте шва по длине сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволоками Св-08Г2С (1), Св-08Х20Н9Г7Т (2), Св-10ХН2ГСМФТЮ (3)

высокопрочных сталей чаще образуются и развиваются по металлу шва и зависят от его способности сопротивляться замедленному разрушению. Поэтому результаты исследований технологических проб, направленных на оценку стойкости сварных соединений против образования продольных трещин, сравнивали с данными, полученными во время испытаний образцов Имплант, а поперечных — на осевое растяжение металла шва.

Исследования показали, что в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Х18Н9Г7Т, как продольные, так и поперечные трещины отсутствуют (рис. 8, табл. 2). Это подтверждают результаты анализа макрошлифов, вырезанных из образцов через 10 сут после завершения сварки (рис. 9, а). Как установлено ранее, остаточные напряжения в технологических пробах, выполненных указанным материалом, не превышают 300...320 МПа, что ниже уровня критических напряжений, которые могут привести к замедленному разрушению металла ЗТВ и шва таких соединений ($\sigma_{кр} \approx 350$ МПа).

При анализе результатов испытаний технологических проб и образцов, сваренных проволокой Св-08Г2С, установлено, что эти соединения склонны к образованию продольных трещин. Первые акустические сигналы, свидетельствующие о начале процесса замедленного разрушения в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Г2С, зафиксированы уже через 3 мин после завершения сварки корневого слоя образца. Еще через 5 мин трещина длиной 45 мм (общая длина образца 300 мм) обнаружена на поверхности шва визуально.

Во время выполнения следующих за корневым валиком слоев шва интенсивность акустических сигналов значительно уменьшилась. Это свидетельствует

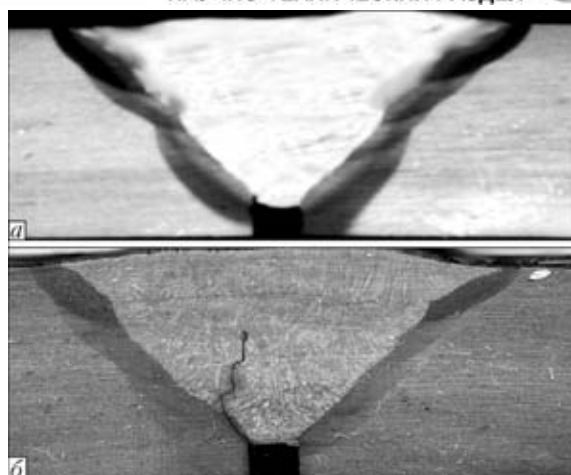


Рис. 9. Макрошлифы сварных соединений «жесткая обварка» стали 14ХГН2МДАФБ толщиной 15 мм, выполненных проволоками Св-08Х20Н9Г7Т (а) и 08Г2С (б), X3

о том, что развитие трещины в дальнейшем несколько замедлилось. На поверхности шва она больше не появлялась. Трещина, образовавшаяся при сварке технологических проб проволокой Св-08Г2С, показана на рис. 9, б. Анализ макрошлифов сварного соединения показал, что очаг разрушения находится на линии сплавления со стороны ЗТВ. Изначально трещина развивается по металлу ЗТВ, а затем переходит в шов. Ступенчатая траектория холодной трещины в данном шве ориентирована по местам скопления неметаллических включений, что характерно для соединений с многослойными швами. По-видимому, это объясняется тем, что в результате повторного высокотемпературного нагрева, протекающего одновременно с термомодеформационными процессами, возможно уменьшение сцепления неметаллических включений с металлической матрицей и выпадение карбидов на границах зерен, поскольку даже при невысокой степени закалки на этих границах возникают очаги холодных трещин [1].

Исследования, проводимые с целью оценки сопротивляемости сварных соединений образованию поперечных трещин, показали, что образование данного вида дефекта в соединениях низкоуглеродистых высокопрочных сталей, сваренных проволокой Св-08Г2С, маловероятно.

Повышенная склонность сварных соединений высокопрочных сталей, выполненных проволокой Св-08Г2С, к образованию продольных трещин и одновременно высокая стойкость против образования поперечных трещин, по-видимому, может объясняться разной сопротивляемостью замедленному разрушению под действием приложенной наг-

Таблица 2. Влияние ширины технологической пробы и уровня остаточных напряжений на сопротивляемость образованию поперечных трещин соединений с различным типом легирования металла шва

Марка проволоки	Ширина технологической пробы, мм								
	100			200			300		
	σ_x , МПа	σ_y , МПа	C, %	σ_x , МПа	σ_y , МПа	C, %	σ_x , МПа	σ_y , МПа	C, %
Св-08Х18Н9Г7Т	309	200	0	Не определяли					
Св-08Г2С	356	350	0						
Св-10ХН2ГСМФТЮ	550	350	70	350	200	50	245	160	0

Примечание. Здесь C — отношение высоты трещины к высоте шва.



ружки металла шва и ЗТВ таких соединений, а также различной их чувствительностью к охрупчиванию водородом.

Анализ макро- и микрошлифов, изготовленных из технологических проб, сваренных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ, показал, что в них могут образовываться как продольные, так и поперечные трещины. Исследованиями установлено, что при ограниченном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле исключить образование продольных трещин в соединениях, сваренных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ, удастся, когда уровень остаточных напряжений в них не превышает 350 МПа. Это подтверждают результаты испытаний технологических проб шириной 200 и 300 мм, максимальные уровни остаточных напряжений в которых равны соответственно 340 и 220 МПа. В случае, когда уровень напряжений превышает 350 МПа (технологическая проба шириной 100 мм), исключить образование трещин в образцах без дополнительных технологических приемов (использование предварительного и сопутствующего подогрева) не представляется возможным. Эти данные хорошо согласуются с результатами испытания образцов Имплант, которые свидетельствуют, что при сопоставимых условиях сварки ($[H]_{диф} = 3,5...4,0$ мл/100 г, $q_{св} = 8,0...10,0$ кДж/см) образование и развитие холодных трещин в металле ЗТВ исследуемых соединений может происходить при нагрузках более 375 МПа.

О важной роли остаточных напряжений в образовании холодных трещин свидетельствуют также результаты испытаний технологических проб, выполненных проволокой марки Св-10ХН2ГСМФТЮ с целью оценки сопротивляемости соединений образованию поперечных трещин.

Установлено, что высокая сопротивляемость сварных соединений этому виду разрушения может быть достигнута при условии, что уровень остаточных продольных напряжений в них не будет превышать 240 МПа (табл. 2). Следует отметить, что эти данные хорошо согласуются с результатами испытания на замедленное разрушение металла шва ($\sigma_{кр} = 240...260$ МПа). На практике для снижения продольных напряжений до указанного уровня прибегают к разным технологическим приемам, среди которых следует отметить сварку каскадом, горкой, разбивку протяженных участков швов на отдельные блоки небольшой длины и т. д.

Выводы

1. Установлено, что с увеличением концентрации диффузионного водорода сопротивляемость металла шва и ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей замедленному разрушению снижается.

2. Показано, что увеличение погонной энергии сварки, с одной стороны, способствует формиро-

ванию в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочных закаливающихся сталей структурных составляющих, отличающихся повышенной стойкостью против замедленного разрушения, а с другой, — повышению уровня остаточных растягивающих напряжений.

3. Определено, что возрастание остаточных напряжений в сварных соединениях низкоуглеродистых легированных высокопрочных сталей вызывает снижение их сопротивляемости образованию холодных трещин как в продольном, так и поперечном по отношению к оси шва направлениях.

4. Установлено, что существенное влияние на формирование остаточных напряжений в сварных соединениях высокопрочных сталей оказывают жесткость закрепления и тип металла шва. Наиболее низкий уровень остаточных растягивающих напряжений сформировался в жесткозакрепленных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ с аустенитными и ФБ швами (350...375 МПа), а наиболее высокий (до 600 МПа) — с БМ.

5. Конструктивное оформление сварных соединений и выбор технологических процессов сварки высокопрочных сталей следует выполнять таким образом, чтобы исключить возможность формирования в них высокого уровня остаточных сварочных напряжений, несовершенств микроструктуры металла шва и ЗТВ, а также наличия участков с повышенной концентрацией диффузионного водорода.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
2. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
3. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей // Автомат. сварка. — 1985. — № 8. — С. 6–18.
4. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. — 1997. — № 5. — С. 3–10.
5. Назарчук А. Т., Стеренбоген Ю. А., Косьяков В. П. Методика оценки склонности металла шва к образованию поперечных трещин // Там же. — 1984. — № 12. — С. 7–10.
6. Походня И. К., Пальцевич А. П. Хроматографический метод определения диффузионного водорода в сварных швах // Там же. — 1980. — № 1. — С. 85–89.
7. К вопросу образования продольных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей // Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 2003. — № 4. — С. 14–18.
8. Методика оценки влияния остаточных напряжений на образование продольных холодных трещин сварных соединений легированных сталей // Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 2003. — № 6. — С. 9–13.
9. Мусияченко В. Ф., Касаткин Б. С., Жданов С. Л. Исследования условий образования и развития холодных трещин в сварном соединении высокопрочной стали методом акустической эмиссии // Там же. — 1981. — № 7. — С. 5–7.
10. Lobanov L. M., Pivtorak V. A. Development of holographic interferometry for investigation of the stress-strain state and quality control of welded structures. — S. l., [2000]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XV-1036-00).

Effect of the diffusible hydrogen content and welding heat input on delayed fracture resistance of steel 14KhGN2MDAFB welded joints, made by using wire Sv-10KhN2GSMFTYu, has been studied. Relationship has been established between the level of residual stresses and longitudinal and transverse cold crack resistance of the joints in the above steel welded by using wires that provide the weld metal with a bainitic-martensitic, ferritic-bainitic and austenitic structures.

Поступила в редакцию 19.01.2004,
в окончательном варианте 22.04.2004