



К ВОПРОСУ ОБРАЗОВАНИЯ ПРОДОЛЬНЫХ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **Л. И. МИХОДУЙ**, д-р техн. наук, **В. Д. ПОЗНЯКОВ**, **О. Л. МИХОДУЙ**, **В. Г. ВАСИЛЬЕВ**, кандидаты техн. наук, **П. А. СТРИЖАК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработаны технологическая проба и методика исследований, позволяющие оценить влияние остаточных напряжений на сопротивляемость сварных соединений с многослойными швами образованию продольных холодных трещин. Оценена сопротивляемость образованию продольных холодных трещин сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволокой Св-10ХГН2СМФТЮ в смеси газов 75% Ar + 25% CO₂, с учетом уровня остаточных напряжений.

Ключевые слова: остаточные сварочные напряжения, низкоуглеродистая легированная сталь, структурные превращения, замедленное разрушение, предел текучести, пластичность

В отечественной и зарубежной практике при изготовлении ответственных сварных конструкций широкое применение находят низкоуглеродистые ($\leq 0,2\%$ C) высокопрочные стали с пределом текучести 600...1000 МПа. Как показывает опыт, их рациональное использование позволяет существенно улучшать технико-экономические показатели машин, механизмов и инженерных сооружений. Главные проблемы при сварке таких сталей связаны с предотвращением замедленного разрушения в сварных соединениях. Как известно, существенное влияние на этот процесс оказывают структура металла шва и ЗТВ, концентрация диффузионного водорода, сварочные напряжения в соединениях. Применительно к низкоуглеродистым высокопрочным сталям отечественными и зарубежными исследователями всесторонне исследованы две основные причины замедленного разрушения: водородный и структурный факторы. При этом, по возможности, учитывали и воздействие остаточных сварочных напряжений. Более широкому изучению влияния последних на процесс образования и развития холодных трещин препятствуют методологические трудности, обусловленные высокими прочностными свойствами и значениями твердости сварных соединений, а также сложными

структурными превращениями, протекающими в металле шва и ЗТВ в процессе охлаждения. Как правило, с одной стороны, они приводят к существенному повышению прочностных свойств, с другой — протеканию весьма сложных фазово-структурных превращений. Все эти факторы могут оказывать существенное влияние на уровень напряжений в сварных соединениях легированных сталей. Возможности современных методов исследований свариваемости позволяют в определенной степени анализировать эти процессы. Это прежде всего относится к имитированию термических циклов сварки на образцах достаточно больших размеров, дилатометрическим исследованиям, высокотемпературным испытаниям и др. Впоследствии такие подходы могут дополняться и уточняться анализом уровня остаточных напряжений на реальных сварных соединениях с помощью метода голографической интерферометрии или других методов исследований [1, 2].

В качестве базы для таких исследований служили высокопрочные легированные стали марок 12ГН2МФАЮ, 14ХГ2САФД, 12ГН3МФАЮДР, 14ХГН2МДАФБ, 12ХГН2МФБДАЮ и 12ХГН2МФДРА с $\sigma_{0,2} = 630...850$ МПа (табл. 1). Практически все они были разработаны в 1970–1980-х годах в ЦНИИЧМ им. И. П. Бардина и ЦНИИПСК им. Н. П. Мельникова [3–5]. Указанные стали содержат до 0,17 % углерода, комплексно легированы марганцем, хромом, никелем, молибденом и другими элементами (при суммарном

Таблица 1. Химический состав и механические свойства высокопрочных легированных сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	N ₂	V	B
12ГН2МФАЮ (BC-1)	0,12	0,50	1,20	0,50	1,50	0,19	—	0,10	0,027	0,07	—
14ХГ2САФД	0,13	0,57	1,42	0,44	0,16	0,03	0,39	0,08	—	0,08	—
12ГН3МФАЮДР	0,12	0,23	1,26	—	3,08	0,33	0,40	0,02	0,015	0,05	0,003
14ХГН2МДАФБ	0,15	0,23	1,30	0,97	2,20	0,33	0,41	0,07	0,015	0,14	—
12ХГН2МФБДАЮ	0,13	0,41	1,11	0,76	1,63	0,53	0,55	0,03	0,020	0,08	—
12ХГН2МФДРА	0,12	0,32	1,10	1,08	2,00	0,52	0,60	—	—	0,10	0,002

Продолжение таблицы 1

Марка стали	$P_{см}^*$	Механические свойства сталей			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	$T_{исп}$, °C	KCU , Дж/см ²	KCV , Дж/см ²
12ГН2МФАЮ (BC-1)	0,27	628	-70	46	—
14ХГ2САФД	0,34	635	-40	43	—
12ГНЗМФАЮДР	0,303	768	-70	—	72
14ХГН2МДАФБ	0,372	752	-40	—	75
12ХГН2МФБДАЮ	0,334	828	-70	47	—
12ХГН2МФДРА	0,356	849	-50	—	30

* $P_{см} = C + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$.

содержании 4...6 %). В процессе изготовления они подвергаются термической обработке (закалка и отпуск). Введение в состав таких сталей азота (0,02...0,03 %), нитридобразующих и микролегирующих элементов позволяет уменьшать склонность к росту аустенитного зерна в металле ЗТВ. Учитывая, что структура металла отдельных участков этой зоны неоднородна, а их размеры крайне малы, для исследований использовали образцы-имитаторы размером 13×13×150 мм, обработанные в соответствии с различными термическими циклами сварки на установке МСР-75 [6]. В процессе исследований образцы нагревали до температуры 1350 °C, а скорость охлаждения изменяли в диапазоне $w_{6/5} = 2,7...35$ °C/с. Из заготовок, подвергнутых воздействию имитированного термического цикла сварки, изготавливали образцы для испытаний на статическое растяжение (в интервале температур 20...800 °C). Проведенные исследования свидетельствуют о существенном повышении прочности металла ЗТВ исследованных сталей (рис. 1), обусловленном воздействием протекающих в них тепловых процессов. В зависимости от состава конкретной стали ее предел текучести может быть в 1,03...1,35 раза выше, чем у основного металла при замедленных скоростях охлаждения ($w_{6/5} = 2,7$ °C/с) и в 1,20...1,56 раза при интенсивных ($w_{6/5} \approx 36$ °C/с).

Как известно, в приближенных расчетах низкоуглеродистых сталей обычно используются схематизированные диаграммы зависимости предела текучести от температуры. В легированных сталях этот показатель обычно определяется как условная величина по остаточной пластической деформации 0,2 %. Результаты высокотемпературных исследований механических свойств (прочности и пластичности) высокопрочных сталей приведены на рис. 2. При температуре 750 °C предел текучести сталей 12ГН2МФАЮ и 14ХГН2МДАФБ составляет около 50...100 МПа. С понижением температуры примерно до 600 °C он возрастает и достигает уровня 60...65 % $\sigma_{0,2}$ (определяемый при температуре +20 °C). Эта закономерность сохраняется и в металле имитированной ЗТВ высокопрочных сталей (рис. 3).

Обобщенная информация о влиянии температуры испытаний на изменение прочности исследованных сталей и металла ЗТВ приведена на рис. 4. В отличие от известной диаграммы σ - ϵ в ней по оси ординат приведен не предел текучести основного металла σ_T , а отношение величин условного предела текучести металла при конкретной повышенной температуре $\sigma_{темп}$ к его условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ при температуре +20 °C. В данном случае такой подход был обусловлен отсутствием явно выраженной площадки текучести на диаграмме растяжения изучаемых сталей. Кроме того, условно принималось, что при $T \approx 780...800$ °C в исследованных участках сварных соединений $\sigma_{0,2} = 0$. К моменту достижения металлом температур 600...400 °C в сварных соединениях возможно формирование высокого уровня временных растягивающих напряжений, значение которых зависит от состава сталей и особенностей их охлаждения. Однако при этих температурах в металле начинают происходить структурные превращения, сопровождаемые увеличением его объема, что приводит к сжатию соседних участков сварного соединения. Деформации определяли по результатам обработки соответствующих дилатометрических кривых. Дилатометрические исследования предусматривали нагрев образцов из указанных материалов до температуры 1350 °C со скоростью 150 °C/с, а затем их охлаждение со скоростями, соответствующими различным термическим циклам сварки (рис. 5). Это позволяет воспроизводить процессы, происходящие в леги-

тичности) высокопрочных сталей приведены на рис. 2. При температуре 750 °C предел текучести сталей 12ГН2МФАЮ и 14ХГН2МДАФБ составляет около 50...100 МПа. С понижением температуры примерно до 600 °C он возрастает и достигает уровня 60...65 % $\sigma_{0,2}$ (определяемый при температуре +20 °C). Эта закономерность сохраняется и в металле имитированной ЗТВ высокопрочных сталей (рис. 3).

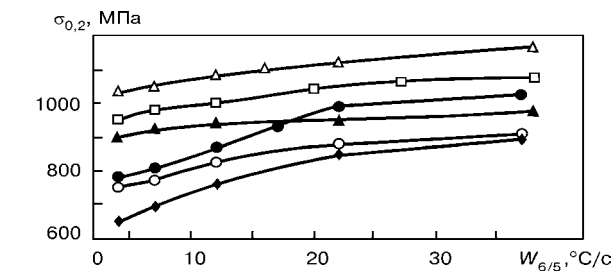


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения на предел текучести металла ЗТВ образцов-имитаторов: \blacklozenge — сталь 12ГН2МФАЮ; \circ — 14ХГ2САФБ; \bullet — 12ГНЗМФАЮДР; \triangle — 14ХГН2МДАФБ, \blacktriangle — 12ХГН2МФБДАЮ; \square — 12ХГН2МФДРА

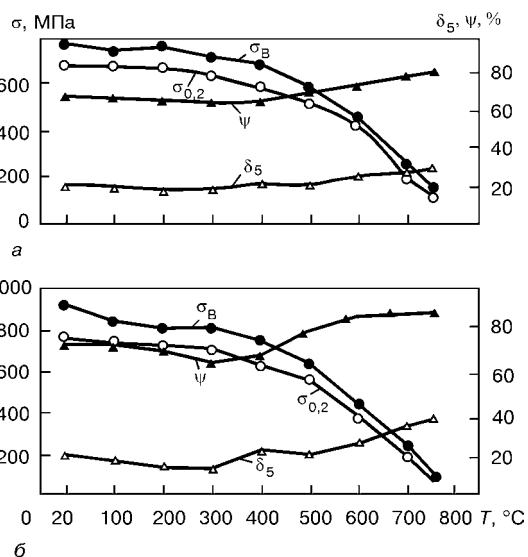


Рис. 2. Механические свойства стали 12ГН2МФАЮ (а) и 14ХГН2МДАФБ (б) при изменении температуры испытаний

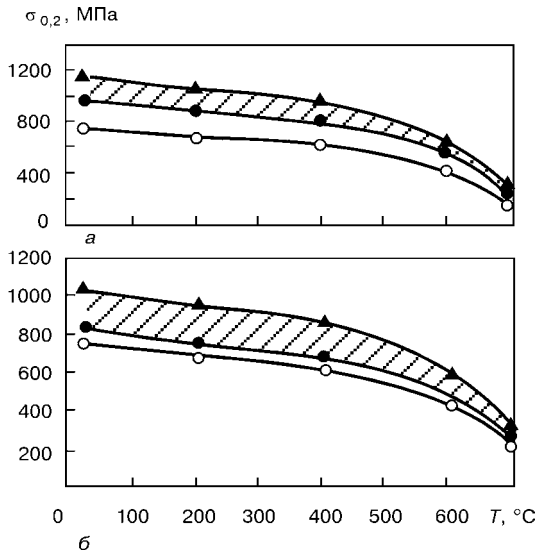


Рис. 3. Влияние температуры испытаний на предел текучести основного металла (O) и ЗТВ соединений при скоростях охлаждения $w_{6/5} = 2,7$ (●) и 36 °C/с (▲): а — сталь 14XГН2МДАФБ; б — 12ГНЗМФАЮДР

рованных сталях при формировании структуры сварных соединений.

Охлаждение легированного металла сопровождается уменьшением его объема. Процесс деформирования усложняется при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращениях, поскольку последние приводят к увеличению объема кристаллической решетки в области температур фазовых превращений. Конечный результат указанных процессов определяется конкретным составом металла, а также особенностями протекания и диапазоном температур фазовых превращений. В данном случае датчики дилатометра фиксировали изменение длины ΔL исследуемых об-

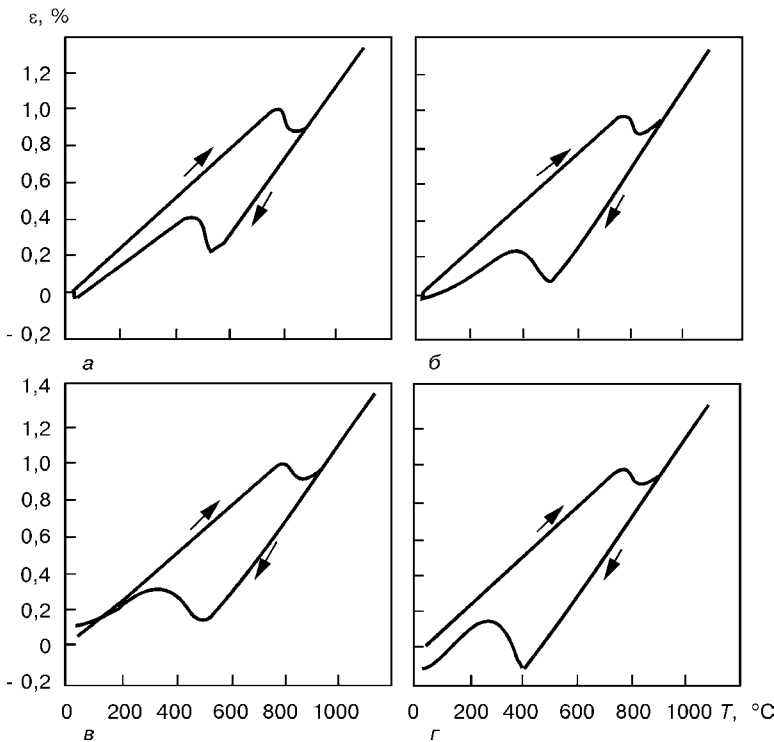


Рис. 5. Дилатометрические кривые нагрева-охлаждения образцов из стали 12ХГ2САФД с различными скоростями охлаждения: а — $w_{6/5} = 5,0$; б — $8,5$; в — $14,0$; г — 36 °C/с

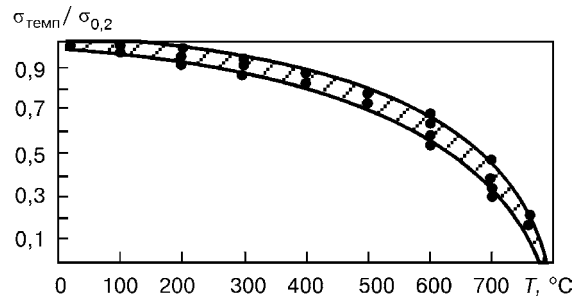


Рис. 4. Влияние температуры испытаний на изменение прочности легированных конструкционных сталей

разцов при заданной базе исследований L , что позволяло рассчитывать для каждого конкретного варианта относительную деформацию

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L} 100 \%$$

С помощью дилатометрических кривых относительную деформацию рассчитывали на прямолинейных участках через каждые 50 °C, а на участках, которые сопровождаются структурными превращениями, — через каждые $5 \dots 10$ °C. За нуль на графиках принимали точку начала нагрева образцов. Обработку дилатограмм проводили в соответствии с методикой, представленной в работе [7].

В исследуемых сталях структурные превращения, как правило, завершаются (T_k , °C) при температурах ниже 300 °C и приводят (рис. 6) к достаточно большим деформациям ϵ_c . Обобщенные сведения о фазово-структурных изменениях низколегированных сталей приведены в табл. 2. Все они относятся к диапазону скоростей охлаждения $w_{6/5} \approx 5 \dots 36$ °C/с, наиболее характерных для дуговой сварки легированных сталей. Из приведенных данных следует, что для всех исследованных сталей сохраняется общая закономерность — увеличение структурных сжимающих деформаций в металле ЗТВ при высоких скоростях охлаждения (ограниченное тепловложение сварки). По-видимому, на окончательный уровень остаточных напряжений в металле ЗТВ таких сталей оказывают влияние особенности протекания температурных и структурных деформаций свариваемого металла. Об этом свидетельствуют результаты сравнительного анализа сталей марок 12ГНЗМФАЮДР и 14XГН2МДАФБ (рис. 3). Изменение прочности металла ЗТВ под влиянием термического цикла сварки происходит по-разному. У стали 12ГНЗМФАЮДР по отношению к основному металлу она увеличивается в $1,03 \dots 1,3$ раза, в то время как у стали 14XГН2МДАФБ — в $1,36 \dots 1,56$ раза. В то же время при сопоставимых скоростях охлаждения в металле ЗТВ стали 12ГНЗМФАЮДР может формироваться более высокий уровень сжимающих деформаций, обусловленных структурными превращениями. Это дает основания предполагать, что в

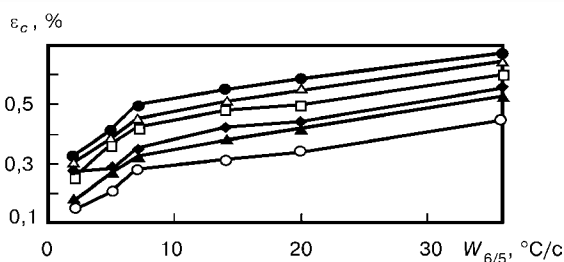


Рис. 6. Влияние скорости охлаждения на величину деформации в металле ЗТВ легированных сталей, обусловленную протеканием в них структурных превращений (обозначения см. на рис. 1)

сварных соединений этой стали уровень остаточных сварочных напряжений будет ниже. По сравнению со сталью 14ХГН2МДАФБ она не легирована хромом и имеет более низкое содержание углерода и ванадия при практически равноценных количествах марганца и молибдена. Все эти элементы в значительной степени способствуют увеличению прочности металла ЗТВ конструкционных сталей и повышению показателя свариваемости $P_{см}$, что характеризует снижение ее сопротивляемости к замедленному разрушению. Аналогичные наблюдения связаны еще с одной парой сталей (12ГН2МФАЮ и 14ХГ2САФД), которые также имеют равноценные показатели прочности, но отличаются легированием. В данном случае с точки зрения формирования остаточных сварочных напряжений предпочтительнее сталь 12ГН2МФАЮ.

Таким образом, в результате взаимодействия температурных и структурных деформаций в металле ЗТВ легированных конструкционных сталей будут формироваться остаточные растягивающие напряжения. Результаты проведенных исследований могут быть интерпретированы применительно к условиям выполнения однопроходной наплавки на массивную плиту. Формирование напряжений в стыковых соединениях происходит существенно сложнее и, как правило, зависит от многих факторов: конструктивного оформления соединений и их жесткости, значения погонной энергии, схемы заполнения разделки кромок, количества слоев и валиков в шве и др. [7]. Об этом свидетельствуют исследования металла ЗТВ, полученного при выполнении однослойной наплавки на массивную плиту и сварке жесткозакрепленных стыковых соединений с многопроходными швами. Для выполнения однослойных наплавки автоматической сваркой под флюсом и ручной электродуговой были использованы пластины из сталей 12ГН2МФАЮ, 14ХГ2САФД, 12ГН3МФАЮДР и 14ХГН2МДАФБ размером 400×300×30 мм. В процессе исследований регулировали режимы сварки и температуру

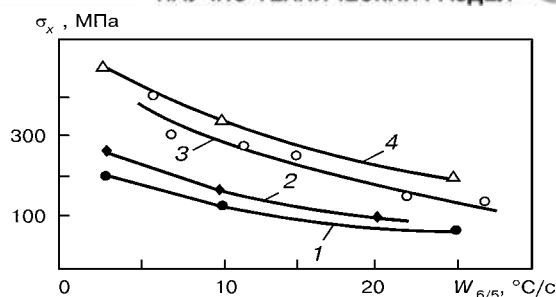


Рис. 7. Влияние скорости охлаждения на изменение остаточных сварочных напряжений σ_x в металле ЗТВ сталей 12ГН3МФАЮДР (1); 12ГН2МФАЮ (2); 14ХГ2САФД (3); 14ХГН2МДАФБ (4)

предварительного подогрева, что позволяло изменять скорости охлаждения металла ЗТВ в интервале $w_{6/5} = 7...27$ °C/c. После этого методом голографической интерферометрии (разработанном в ИЭС им. Е. О. Патона) [8] определяли продольные остаточные напряжения в этих образцах. Как правило, они сформированы неравномерно по длине: минимальные их уровни расположены в начале и конце, а максимальные — в средней части. Усредненные значения остаточных напряжений в металле ЗТВ исследуемых сталей в зависимости от скорости их охлаждения приведены на рис. 7. Полученные данные свидетельствуют, что рассматриваемые стали весьма условно могут быть разделены на две группы. К первой следует отнести стали 12ГН2МФАЮ и 12ГН3МФАЮДР, у которых даже при сварке на повышенных тепловложениях формируется относительно низкий уровень остаточных напряжений ($\sigma_x < 260$ МПа). Ко второй группе относятся остальные стали (14ХГ2САФД, 14ХГН2МДАФБ, 12ХГН2МФБДАЮ и 12ХГН2МФДРА), у которых при замедленных скоростях охлаждения ($w_{6/5} < 5,0$ °C/c) в результате использования больших тепловложений может формироваться достаточно высокий уровень продольных остаточных растягивающих напряжений ($\sigma_x \approx 350...450$ МПа). С повышением скоростей охлаждения общий уровень остаточных напряжений в металле ЗТВ таких сталей может снижаться.

Для изготовления технологических проб использовали стали с достаточно близким уровнем служебных свойств — марок 12ГН3МФАЮДР и 14ХГН2МДАФБ. Выбранная в качестве основы исследований технологическая проба представляла собой плиту размером 400×400×40 мм, на которую устанавливали и приваривали по всему периметру (угловым швом с катетом 10...12 мм) пластины из исследуемой стали. При этом образовывалось стыковое соединение с V-образной разделкой кро-

Таблица 2. Характеристики фазово-структурных превращений высокопрочных легированных сталей

Марка стали	$T_n, ^\circ\text{C}$	$T_k, ^\circ\text{C}$	$\epsilon_c, \%$	Составляющие микроструктуры
12ГН2МФАЮ	620...515	420...270	0,26...0,61	Бейнит, мартенсит
14ХГ2САФД	575...411	318...232	0,14...0,47	Феррит, бейнит, мартенсит
12ГН3МФАЮДР	510...404	228...203	0,33...0,68	Бейнит, мартенсит
14ХГН2МДАФБ	531...445	336...300	0,30...0,65	»
12ХГН2МФБДАЮ	484...416	305...253	0,18...0,53	»
12ХГН2МФДРА	480...450	269...239	0,24...0,60	»

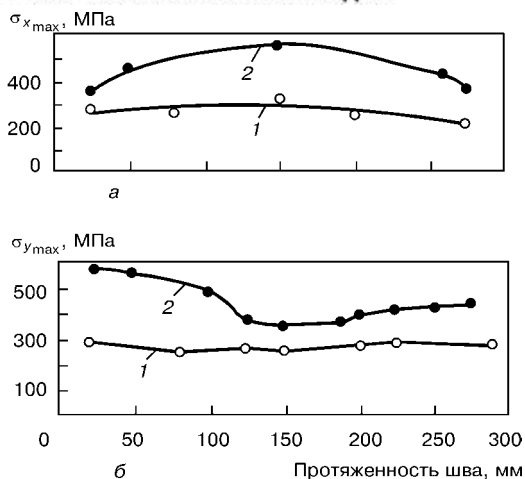


Рис. 8. Остаточные продольные σ_x (а) и поперечные σ_y (б) напряжения в металле ЗТВ технологических проб из сталей 12ГНЗМФАЮДР (1) и 14ХГН2МДАФБ (2)

мок размерами 100×300×15 мм. Сварку образцов проводили проволокой сплошного сечения марки Св-10ХН2ГСМФТЮ диаметром 1,2 мм в смеси газов на основе аргона (80 % Ar + 20 % CO₂) на следующих режимах: $I_{св} = 130...140$ А; $U_{д} = 22...24$ В; $v_{св} = 13...14$ м/ч. Выполнение каждого из следующих за корневым валиком слоев шва начинали после остывания сварного соединения до температуры 20...30 °С. При таких условиях сварки скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С составляла 26...28 °С/с. Содержание диффузионного водорода [Н]_{диф} во всех случаях оставалось неизменным и равнялось 3,0...4,0 мл на 100 г наплавленного металла. Его концентрацию определяли хроматографическим методом.

Остаточные напряжения в исследованных образцах также определяли методом голографической интерферометрии. Их уровни в металле ЗТВ соединений из сталей 12ГНЗМФАЮДР и 14ХГН2МДАФБ приведены на рис. 8. Полученные данные свидетельствуют, что выбранная конструкция и размеры образцов способствуют формированию в сварных соединениях достаточно высокого уровня и специфического распределения остаточных напряжений как вдоль, так и поперек оси шва. Так, в сварных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ значение напряжений составляет 350...580 МПа. Ориентировочно они равны (0,5...0,8) $\sigma_{0,2}$ основного металла. Значительно ниже уровень остаточных напряжений при аналогичных условиях сварки в соединениях стали 12ГНЗМФАЮДР — 240...310 МПа. В сварном соединении они распределены практически рав-

номерно, а их уровень не превышает 45 % предела текучести стали. Это обстоятельство свидетельствует о том, что в таких соединениях в меньшей степени вероятно образование и развитие холодных трещин. Аналогичные закономерности в формировании и распределении продольных и поперечных напряжений получены и при исследовании соединений сталей марок 12ГН2МФАЮ и 14ХГ2САФД. В первой они значительно ниже. Следует отметить, что результаты проведенных исследований подтверждаются большим опытом использования упомянутых сталей [9, 10]. При изготовлении уникальных ответственных конструкций из сталей марок 12ГН2МФАЮ и 12ГНЗМФАЮДР с соблюдением определенных технологических рекомендаций в сварных соединениях практически всегда удавалось избежать появления холодных трещин. В значительной степени это связано с формированием относительно низкого уровня остаточных напряжений.

Результаты выполненных исследований показывают, что рациональное использование методов исследований свариваемости позволяет получать ориентировочную информацию об уровне остаточных напряжений в соединениях легированных сталей, классифицировать их по этому показателю и выбирать более приемлемые составы металлов для изготовления ответственных сварных конструкций.

1. Лобанов Л. М., Пивторак В. А. Методы исследования и регулирования сварочных напряжений и деформаций // Совершенствование сварных металлических конструкций. — Киев: Наук. думка, 1992. — 272 с.
2. Махиенко В. И. Компьютерное моделирование сварочных процессов // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 108–124.
3. Гладштейн Л. И., Литвищенко Д. А. Высокопрочная строительная сталь. — М.: Металлургия, 1972. — 240 с.
4. Никитин В. Н. Высокопрочные низколегированные стали для автомобильной, экскаваторной и горной техники // Сталь. — 1977. — № 11. — С. 1044–1047.
5. Исследования и разработка новой высокопрочной стали для сварных конструкций / Л. И. Гладштейн, Л. А. Бобылева, Л. Г. Онучин и др. // Там же. — 1978. — № 6. — С. 548–551.
6. Саржевский В. А., Сазонов В. Я. Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Автомат. сварка. — 1981. — № 5. — С. 69–70.
7. Особенности протекания термометформационных процессов при дуговой сварке высокопрочных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Г. Васильев и др. // Там же. — 1999. — № 3. — С. 3–11.
8. 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).
9. Сварка высокопрочной стали 12ГН2МФАЮ / В. Ф. Мусияченко, Б. С. Касаткин, Л. И. Миходуй и др. // Автомат. сварка. — 1982. — № 5. — С. 47–50.
10. Свариваемость высокопрочной стали 12ГНЗМФАЮДРСШ / Л. И. Миходуй, А. К. Ющенко, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 1991. — № 11. — С. 12–16.

Technological sample and investigation procedure have been developed, which allow evaluation of the influence of residual stresses on resistance of welded joints with multipass welds to formation of longitudinal cold cracks. Resistance to formation of longitudinal cold cracks of welded joints on 14KhG2MDAFB steel, made with Sv-10KhGN2SMFTYu wire in a gas mixture of 75 % Ar + 25 %CO₂, was estimated, taking into account the level of residual stresses.

Поступила в редакцию 10.04.2002