



## ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 350...850 МПа

Л. М. ЛОБАНОВ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, О. В. МАХНЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Главные проблемы при сварке высокопрочных сталей связаны с тем, что они склонны к образованию холодных трещин. Чаще всего такие трещины зарождаются в зоне термического влияния сварных соединений под воздействием растягивающих напряжений. Диффузионный водород и наличие в металле закалочных структур ускоряют этот процесс. В данной работе сделан сравнительный анализ влияния структуры, диффузионного водорода и остаточных напряжений на сопротивляемость образованию холодных трещин сварных соединений высокопрочных конструкционных сталей, которые отличаются между собой по химическому составу и уровню статической прочности. Микроструктурные изменения и формирование напряженно-деформированного состояния в жесткозакрепленных сварных соединениях изучали с использованием расчетно-экспериментальных методов исследований. Сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивали по результатам испытаний технологических проб и образцов по методу Implant. В результате выполненных исследований установлено, что вероятность образования продольных холодных трещин в жесткозакрепленных сварных соединениях высокопрочных сталей меняется в широких пределах. Однако имеются определенные закономерности, связанные с влиянием на этот процесс остаточных сварочных напряжений. С увеличением содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, углеродного эквивалента стали, скорости охлаждения и напряженно-деформированного состояния сварных соединений их стойкость к образованию холодных трещин снижается. Результаты выполненных исследований могут быть использованы при разработке технологических процессов сварки высокопрочных сталей с пределом текучести от 350 до 850 МПа и углеродным эквивалентом от 0,35 до 0,70 %. Библиогр. 11, табл. 4, рис. 6.

*Ключевые слова:* низколегированные высокопрочные стали, сварные соединения, холодные трещины, остаточные сварочные напряжения, диффузионный водород, структура металла, предварительный подогрев, зона термического влияния

Главные проблемы при сварке высокопрочных сталей связаны с тем, что они склонны к образованию холодных трещин [1–5]. Известно, что необходимыми условиями для зарождения и развития холодных трещин в сварных соединениях таких сталей является наличие в зоне потенциального их образования закалочных структур, диффузионного водорода  $[H]_{\text{диф}}$  и растягивающих напряжений [1, 3, 6, 7].

Чаще всего влияние указанных факторов на сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивается по результатам косвенных исследований. Для этого изучается связь между технологическими параметрами сварки и структурой металла швов и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений, условиями насыщения наплавленного металла  $[H]_{\text{диф}}$  способностью металла сопротивляться без разрушения постоянно действующей внешней растягивающей нагрузке. Однако насколько полно условия таких испытаний соответствуют процессам, которые происходят в сварных соединениях, остается малоизученным вопросом. Между тем, развитие методов как экспериментальных, так и рас-

четных для вычисления распределения параметров указанных характеристик при сварке различных соединений конструкционных сталей, позволяет более точно подходить к выбору технологических мероприятий, направленных на предупреждение рисков образования холодных трещин в сварных соединениях.

В связи с этим цель настоящей работы заключалась в том, чтобы, используя современные расчетно-экспериментальные методы исследований, а также результаты испытаний образцов по методу Implant, оценить влияние закалочных структур,  $[H]_{\text{диф}}$  и остаточных напряжений на сопротивляемость сварных соединений высокопрочных конструкционных сталей образованию холодных трещин.

В основу расчетно-экспериментального метода исследований положено математическое моделирование процессов, микроструктурных изменений и формирования напряженно-деформированного состояния в жесткозакрепленных сварных соединениях.

Для математического описания микроструктурных изменений, приращения свободных деформаций и изменения предела текучести металла в зависимости от расчетных данных относительно

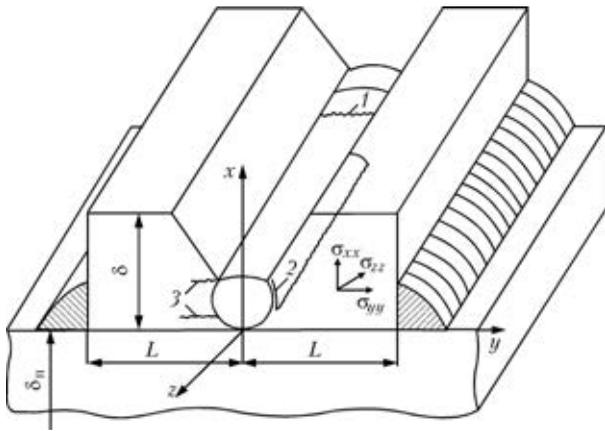


Рис. 1. Схема технологической пробы толщиной  $\delta$  и шириной  $2L$ , закрепленной фланговыми швами к плите толщиной  $\delta_n \gg \delta$  с поперечными (1) и продольными (2, 3) трещинами в корневом шве

температур в произвольной точке  $(x, y, z)$  в момент времени  $t$ , использовали хорошо апробированный алгоритм [8], согласно которому массовая доля аустенита  $V_a$ , бейнита  $V_b$  и мартенсита  $V_m$ , в сумме всегда равна единице.

Остаточное содержание мартенсита, бейнита и аустенита определяли по времени пребывания точки  $(x, y, z)$  в температурном интервале  $800 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $\Delta t_{8/5}$ ) в соответствии с зависимостями, приведенными в работе [9].

Уровень остаточных напряжений в дискретных точках сварного соединения определяли методом конечных элементов на основе соответствующих математических моделей, разработан-

ных В. И. Махненко в ИЭС им. Е. О. Патона [10].

Вероятность зарождения трещин в сварных соединениях стали в зависимости от содержания  $[H]_{\text{диф}}$  в наплавленном металле (регулировалось условиями проковки электродов), остаточных напряжений (регулировались изменением базы закрепления образцов) и структурного состояния металла ЗТВ (регулировалось скоростью охлаждения образцов за счет изменения исходной температуры пластин  $T_0 = 11, 60 \text{ и } 80 \text{ }^\circ\text{C}$ ) оценивали по результатам испытаний технологических проб (рис. 1). При конкретных условиях сварки испытывали по 10 однотипных проб.

Испытания по методу Implant выполняли в соответствии с методикой, изложенной в работе [1]. Использовали цилиндрические образцы-вставки диаметром 6,0 мм с надрезом в виде винтовой канавки (шаг 1,25 мм, радиус у вершины 0,1 мм).

С учетом изложенных общих положений рассмотрим условия образования холодных трещин при ручной дуговой сварке (РДС) корневого прохода шва жесткозакрепленных стыковых соединений технологических проб с базой закрепления  $L = 50, 70 \text{ и } 100 \text{ мм}$  стали 14ХГ2САФД толщиной  $\delta = 18 \text{ мм}$ . РДС проб осуществляли электродами АНП-10 диаметром 4,0 мм. Параметры режима сварки: постоянный ток  $I_{\text{св}} = 140 \dots 150 \text{ А}$ ; напряжение дуги  $U_d = 24 \text{ В}$ ;  $v_{\text{св}} = 7,2 \dots 7,5 \text{ м/ч}$ . Химический состав основного и присадочного материалов приведен в табл. 1.

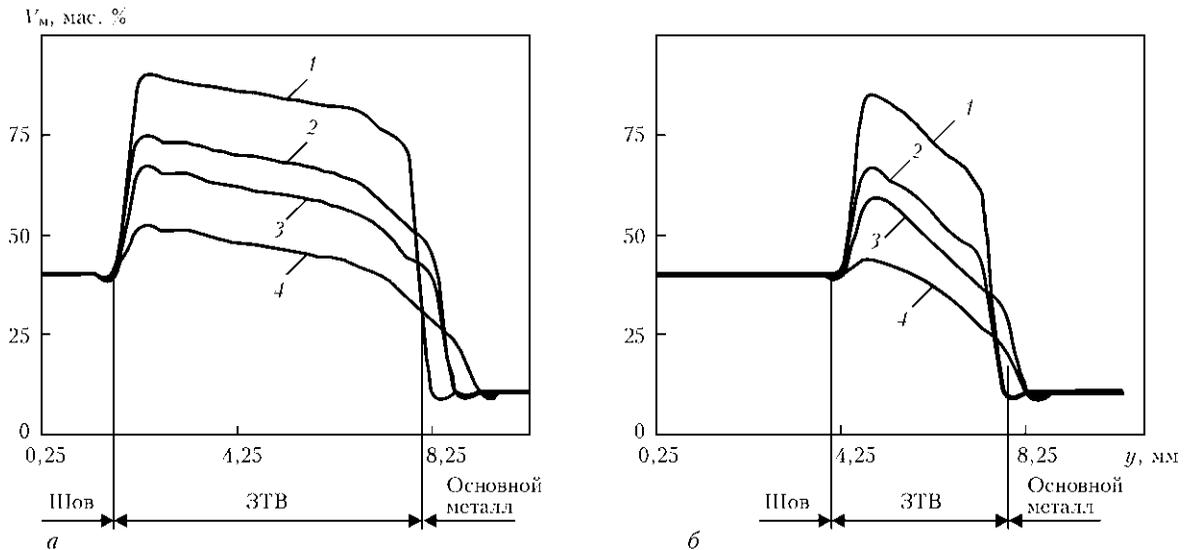
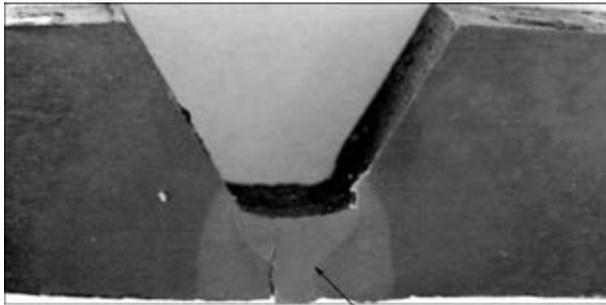


Рис. 2. Расчетные значения  $V_m$  в поперечном сечении корневого шва исследуемой пробы на высоте  $x = 0,25 \text{ и } 5,0 \text{ мм}$  (а и б соответственно) при  $L = 50 \text{ мм}$  и  $T_0$ : 1 — 11; 2 — 70; 3 — 90; 4 — 120  $^\circ\text{C}$

Таблица 1. Химический состав основного и присадочного материалов, мас. %

Материал	C	Si	Mn	Cr	Cu	V	Ab	P	S	$P_{\text{см}}$
Сталь 14ХГ2САФД	0,13	0,57	1,42	0,44	0,39	0,08	0,08	0,019	0,015	0,27
Электрод АНП-10	0,09	0,43	1,9	—	—	0,01	—	0,02	0,02	0,20



Участок перегрева металла ЗТВ

Рис. 3. Микрошлиф поперечного сечения корневого шва в исследуемой пробе при  $L = 50$  мм,  $T_0 = 11$  °С и  $[H]_{\text{диф}} > 7$  мл/100 г

Зависимости, характеризующие изменение  $V_M$  в сечениях сварного соединения, расположенных на высоте  $x = 0,25$  и  $5,0$  мм от корневой поверхности шва, при различных исходных температурах металла, приведены на рис. 2.

Как следует из рис. 2, при  $T_0 = 11$  °С, скорость охлаждения сварного соединения  $w_{6/5} \approx 25...30$  °С/с. Количество мартенсита в зоне потенциального образования трещины (участок перегрева металла ЗТВ (рис. 3) или точка с координатами  $x = 0,25$  мм;  $y = 2,5$  мм (рис. 2, а)) составляет около 90 %. При подогреве до 70, 90 и 120 °С, за счет уменьшения  $w_{6/5}$  до 10 °С/с,  $V_M$  снижается соответственно до 72, 65 и 50 %. Таким образом, при наличии определенного количества водорода в металле и напряжений в данной точке сварного соединения создаются все условия для образования холодных трещин.

Данные о распределении продольных  $\sigma_{zz}$  и поперечных  $\sigma_{yy}$  напряжений в зоне образования холодных трещин рассматриваемых сварных соединений в зависимости от базы закрепления образцов приведены на рис. 4. Они свидетельствуют о том, что с увеличением  $L$  от 50 до 100 мм,

уровень остаточных напряжений в сварных соединениях технологических проб изменяется в широких пределах, примерно от 400 до 120 МПа в металле шва и от 590 до 390 МПа — ЗТВ.

Результаты испытаний технологических проб стали 14ХГ2САФД представлены в табл. 2. Они свидетельствуют о том, что продольные холодные трещины при сварке корневого шва технологических проб с  $L = 50$  мм и при  $T_0 = 11$  °С будут образовываться с вероятностью  $P$  около 1,0 в том случае, когда содержание  $[H]_{\text{диф}}$  в наплавленном металле находится на уровне 7,0 мл/100 г и выше. Уменьшение  $[H]_{\text{диф}}$  до 5,5 мл/100 г снижает  $P$  до 0,7, а при  $[H]_{\text{диф}} = 40$  мл/100 г — до  $P = 0$ . С увеличением  $L$  сварных соединений вероятность образования трещин в рассматриваемых пробах также уменьшается: при  $L = 70$  мм до  $P = 0,5$ , а при  $L = 100$  мм до  $P = 0$ .

Как видно из рис. 2, вблизи зоны сплавления на участке перегрева металла ЗТВ с увеличением  $T_0$  содержание мартенсита в металле снижается от  $V_M = 90$  % при  $T_0 = 11$  °С до  $V_M = 50$  % при  $T_0 = 120$  °С. Но только на основании этих данных трудно оценить реальное влияние  $T_0$  на вероятность возникновения холодных трещин в корневом слое сварных соединений стали 14ХГ2САФД. Для этого необходимо проанализировать еще и данные относительно главных напряжений  $\sigma_{zz}$  и поперечных напряжений  $\sigma_{yy}$ .

Расчеты показывают, что при  $L = 50$  мм на участке ЗТВ с ростом  $T_0$  максимальные величины  $\sigma_{zz}$  и  $\sigma_{yy}$  снижаются примерно с 590 МПа при  $T_0 = 11$  °С до 500 МПа при  $T_0 = 120$  °С. Характерно также, что наблюдаемое явление, которое частично обусловлено снижением максимальных значений напряжений и частично уменьшением количества точек (объема) с высокими зна-

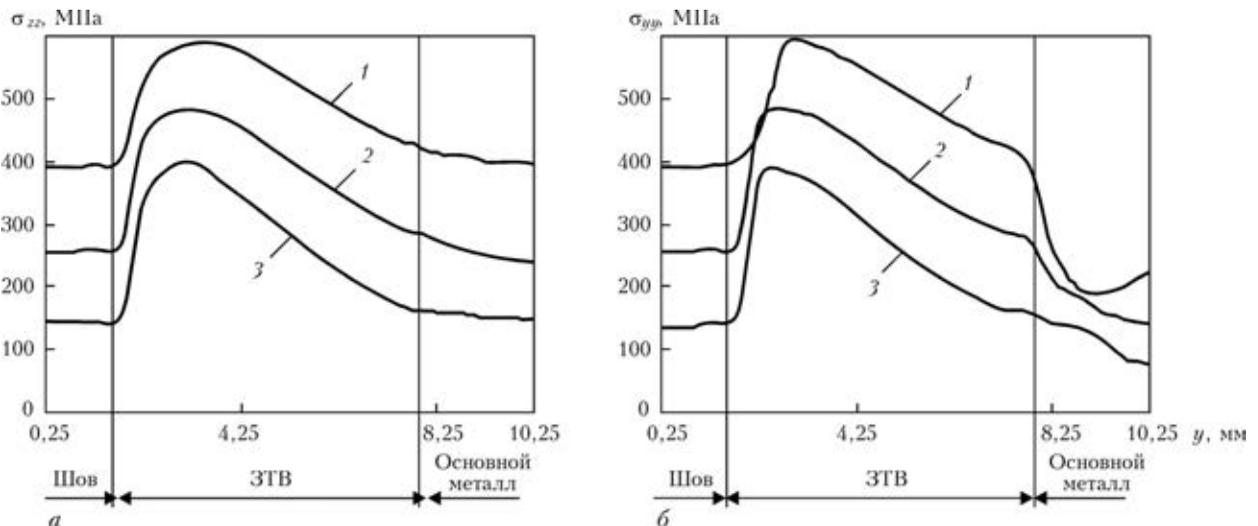


Рис. 4. Расчетные значения  $\sigma_{zz}$  (а) и  $\sigma_{yy}$  (б) в поперечном сечении корневого шва при  $T_0 = 11$  °С,  $x = 0,25$  мм и  $L$ : 1 — 50; 2 — 70; 3 — 100 мм



**Т а б л и ц а 2. Результаты испытаний технологических проб стали 14ХГ2САФД толщиной 18 мм, выполненных РДС электродами АНП-10**

Содержание [Н] <sub>диф</sub> в наплавленном металле, мл/100 г	T <sub>0</sub> , °C	L, мм											
		50	70	100	50	70	100	50	70	100	50	70	100
		Количество образцов с трещинами, длина которых соответствует длине образцов, шт.			Количество частично разрушенных образцов, шт.			Количество образцов без трещин, шт.			Вероятность образования трещин P		
4,0	11	0	0	0	0	0	0	10	10	10	0	0	0
5,5		3	0	0	4*	0	0	3	10	10	0,7	0	0
7,0		10	0	0	0	0	0	0	10	10	1	0	0
8,6		10	4	0	0	2**	0	0	4	10	10	1	0,6
8,6	60	5	0	0	1***	0	0	4	10	10	0,6	0	0
8,6	80	0	0	0	0	0	0	10	10	10	0	0	0

\* — протяженность трещин по отношению к длине образца составляла: 80; 55; 40; 35%; \*\* — то же, но 30 и 70%; \*\*\* — то же, но 60 %.

чениями  $\sigma_{zz}$  и  $\sigma_{yy}$ , определяет снижение вероятности образования холодных трещин с ростом  $T_0$ .

Обобщенные данные относительно влияния содержания [Н]<sub>диф</sub> в наплавленном металле и уровня остаточных напряжений  $\sigma_{yy}$  на сопротивляемость стыковых соединений технологических проб стали 14ХГ2САФД образованию холодных трещин при  $V_m \approx 90\%$ , приведены на рис. 5, кривая 1. На этом же рисунке для сравнения представлены результаты испытания образцов по методу Implant (кривая 2), сварка которых выполнялась на тех же режимах, что и корневой шов технологической пробы. За счет этого скорость охлаждения образца-вставки была сопоставима со скоростью охлаждения металла ЗТВ сварного соединения ( $w_{6/5} = 25\text{ °C/c}$ ) и в нем под воздействием термического цикла сварки сформировалась структура, состоящая из мартенсита и бейнита (90 и 10 % соответственно).

Таким образом, исследования, выполненные применительно к РДС корневого шва жесткозакрепленных сварных соединений стали 14ХГ2САФД толщиной 18 мм, показали, что при выбранном режиме сварки и изменении  $T_0$  от 11 до 120 °C, содержания [Н]<sub>диф</sub> от 4,0 до 8,6 мл/100 г и L от 50 до 100 мм вероятность образования в них продольных холодных трещин меняется в широких пределах. Однако имеются определенные закономерности, связанные с влиянием на этот процесс остаточных сварочных напряжений. Аналогичные закономерности были выявлены и при испытании образцов по методу Implant.

Принимая во внимание, что результаты испытаний жестких технологических проб и образцов, исследованных по методу Implant, показали хорошую сопоставимость результатов, дальнейшие исследования, цель которых заключалась в сравнении склонности к образованию холодных тре-

щин ряда отечественных высокопрочных сталей с разным химическим составом и показателями статической прочности, выполняли тем же методом.

Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 3.

Учитывая то, что прочностные показатели у исследуемых сталей существенно отличаются между собой, в качестве критерия, допускающего более корректное сравнение склонности к образованию холодных трещин указанных сталей, была принята относительная величина  $\sigma_{кр}/\sigma_{0,2}$ . Показатель  $\sigma_{кр}$  определяли по результатам испытаний образцов по методу Implant, а значения  $\sigma_{0,2}$  (условный предел текучести металла ЗТВ) получили при испытании на статическое растяжение образцов типа II по ГОСТ 6996, изготовленных из заготовок металла, обработанных по заданному термическому циклу сварки на установке МСР-75 [6]. Результаты этих исследований приведены в табл. 4.

Приведенные результаты подтверждают, что стали различного химического состава по-разно-

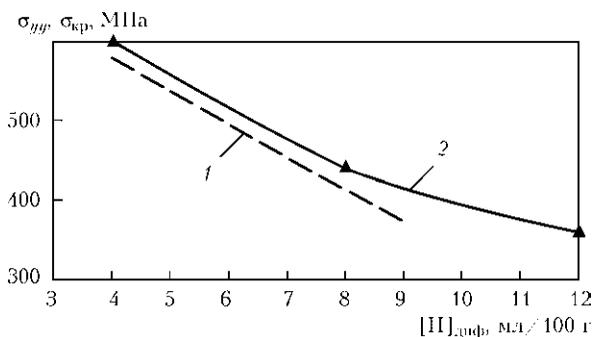


Рис. 5. Сопротивляемость металла ЗТВ сварных соединений стали 14ХГ2САФД образованию холодных трещин по результатам испытаний технологических проб (1) и образцов по методу Implant (2)



Таблица 3. Химический состав (мас. %) и углеродистый эквивалент  $C_{экв}$  исследуемых сталей

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Al	S	P	$C_{экв}$ , %
10ХСНД	0,09	0,98	0,70	0,77	0,8	—	0,37	—	—	—	0,018	0,020	0,46
09Г2СЮч	0,01	0,36	1,90	—	—	—	0,39	—	—	0,06	0,010	0,015	0,44
06Г2Б	0,08	0,27	1,50	—	—	0,19	0,23	—	0,05	0,04	0,006	0,011	0,37
14Г2ГМР	0,15	0,28	1,10	1,30	—	0,43	0,20	—	0,02	0,05	0,023	0,024	0,63
12ГН2МФАЮ	0,15	0,41	1,14	0,38	1,56	0,22	0,19	0,07	—	0,06	0,032	0,014	0,50
14ХГН2МДАФБ	0,14	0,25	1,30	1,15	1,94	0,24	0,42	0,14	0,04	0,05	0,008	0,014	0,70
12ГН3МФАЮДР	0,13	0,23	1,36	—	3,08	0,33	0,40	0,05	—	0,02	0,004	0,020	0,48

Таблица 4. Механические свойства металла имитированной ЗТВ исследуемых сталей

Сталь	$w_{6/5}$ , °C/c								
	5			10			25		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %
06Г2Б (465, 530, 30)	440	620	28	445	640	28	490	645	26
09Г2СЮч (460, 590, 31)	420	630	30	430	640	28	470	650	26
10ХСНД (470, 610, 31)	480	720	26	510	740	24	560	790	22
12ГН2МФАЮ (625, 720, 20)	780	890	18	810	950	16	890	1050	16
14Х2ГМР (680, 780, 18)	900	1040	17	1000	1180	16	1050	1180	14
14ХГН2МДАФБ (860, 920, 17)	1100	1150	12	1050	1300	12	1100	1350	12
12ГН3МФАЮДР (821, 887, 19)	800	960	16	920	1050	14	1050	1210	13

Примечание. В скобках указаны значения  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$  (МПа) и  $\delta_5$  (%) соответственно для исследуемых сталей в исходном состоянии.

му реагируют на воздействие термического цикла. Наименьшей склонностью к закалке обладают низколегированные стали марок 06Г2Б, 09Г2СЮч и 10ХСНД. При малых скоростях охлаждения ( $w_{6/5} \leq 10$  °C/c) в металле ЗТВ таких сталей может наблюдаться незначительное разупрочнение. Что

касается легированных высокопрочных сталей, то для них характерно увеличение прочностных показателей в металле ЗТВ даже при малых скоростях охлаждения. В особенности это касается сталей, содержащих хром (10ХСНД, 14Х2ГМР и 14ХГН2МДАФБ), который, как известно, повышает склонность сталей к закалке.

Зависимости, характеризующие склонность высокопрочных сталей различных классов прочности к образованию холодных трещин, приведены на рис. 6.

Установлено, что независимо от условий охлаждения, наиболее высокой сопротивляемостью замедленному разрушению обладают сварные соединения стали 06Г2Б. Даже при предельных концентрациях водорода металл ЗТВ такой стали не проявляет склонности к образованию холодных трещин. Столь высокая стойкость данной стали к образованию холодных трещин можно объяснить весьма низкими значениями  $C_{экв}$ , около 0,37 %.

Высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин обладают и низколегированные стали 09Г2СЮч и 10ХСНД ( $C_{экв} \approx 0,44$  и 0,46 % соответственно). Однако в отличие от стали 06Г2Б, они более чувствительны к охрупчиванию водородом и требуют либо жестких ограничений

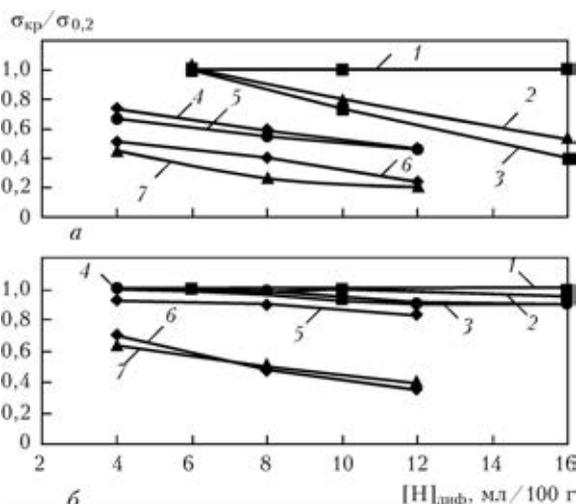


Рис. 6. Склонность сталей 06Г2Б (1), 09Г2СЮч (2), 10ХСНД (3), 12ГН2МФАЮ (4), 12ГН3МФАЮДР (5), 14Х2ГМР (6), 14ХГН2МДАФБ (7) к образованию холодных трещин в зависимости от насыщенности швов водородом и условий охлаждения сварных соединений при  $w_{6/5}$ : а — 25; б — 10 °C/c



по насыщенности швов  $[H]_{\text{диф}}$ , либо замедления  $w_{6/5}$  за счет использования предварительного подогрева.

При ограниченном содержании  $[H]_{\text{диф}}$  и замедленном охлаждении металл ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей типа 12ГН2МФАЮ и 12ГН3МФАЮДР имеет сопротивляемость образованию холодных трещин, сопоставимую с низколегированными сталями 09Г2СЮч и 10ХСНД. Но поскольку углеродистый эквивалент у них выше ( $C_{\text{экв}} \approx 0,50\%$ ), то увеличение интенсивности охлаждения металла приводит к возрастанию в нем доли мартенситной составляющей и существенному повышению его склонности к образованию холодных трещин.

Дополнительное легирование высокопрочных сталей, например, таких как 14Х2ГМР и 14ХГН2МДАФБ, хромом способствует повышению в них  $C_{\text{экв}}$  до 0,70%, что отрицательно сказывается на замедленном разрушении металла ЗТВ. В связи с этим при их сварке требуется одновременно снижать уровень насыщенности швов  $[H]_{\text{диф}}$  и замедлять  $w_{6/5}$ .

### Выводы

1. Вероятность образования продольных холодных трещин в жесткозакрепленных сварных соединениях высокопрочных сталей меняется в широких пределах, однако имеются определенные закономерности, связанные с влиянием на этот процесс остаточных сварочных напряжений.

2. Вероятность образования холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей будет сведена к минимуму при ограничении скорости их охлаждения до  $w_{6/5} \leq 10$  °С/с, содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до 4 мл/100 г, уровня остаточных напряжений для сталей с углеродным эквивалентом

$C_{\text{экв}} = 0,35...0,45\%$  до  $0,9\sigma_{0,2}$ , а при  $C_{\text{экв}} = 0,45...0,55\%$  и  $C_{\text{экв}} = 0,60...0,70\%$  — до  $0,7\sigma_{0,2}$  и  $0,5\sigma_{0,2}$  соответственно.

3. Повышение скорости охлаждения сварных соединений до 25 °С/с, а содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до 16 мл/100 г, вызывает необходимость снижения допустимых остаточных напряжений в 1,7...1,9 раза при  $C_{\text{экв}} = 0,35...0,55\%$  и в 2,5 раза при  $C_{\text{экв}} = 0,60...0,70\%$ .

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Мусияченко В. Ф. Свариваемость и технология сварки высокопрочных сталей. — Киев: Наук. думка, 1983. — 68 с.
3. Гривняк И. Свариваемость стали. — М.: Машиностроение, 1984. — 215 с.
4. *Welding handbook*. Vol. 4: Materials and applications, pt. 2. — Miami: AWS, 1998. 620 p.
5. Magudeeswaran G., Balasubramanian V., Madhusudhan Raddy G. Cold cracking of flux cored arc welded high strength steel weldments // *J. Mat. Sci. and Technol.* — 2009. — 25, № 4. — P. 516–526.
6. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // *Автомат. сварка*. — 1997. — № 5. — С. 3–10.
7. Cwiek J. Hydrogen degradation of high strength weldable steels // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. — 2007. — 20. — P. 223–226.
8. Махненко В. И. Компьютерное моделирование сварочных процессов // *Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя*. — К.: Наук. думка, 1998. — С. 108–124.
9. Sayffarth P., Kasatkin O. G. Calculation of structural transformations in the welding processes. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1288–82).
10. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 617 с.
11. Особенности протекания термометформационных процессов при дуговой сварке высокопрочных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Г. Васильев и др. // *Автомат. сварка*. — 1999. — № 3. — С. 3–11.

Поступила в редакцию 30.05.2013

## Вниманию читателей!

12 июня 2013 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в рамках международного проекта «Marie Curie» состоялся научный семинар на тему «Новые искусственные материалы для замещения костной ткани».

На нем с докладом выступил ведущий исследователь Рижского технического университета, доктор инженерных наук Латвии Виктор Филипенков. В работе семинара приняли участие около 30 специалистов из Латвии, Румынии и Украины.

Более подробную информацию можно получить по тел. (38044) 205-21-44, П. С. Юхимец.