

СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ 590...785 МПа

В. Д. ПОЗНЯКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящей работе обобщены результаты исследований влияния характерных для дуговых процессов сварки термических циклов на структуру и механические свойства высокопрочных легированных сталей с пределом текучести 590...785 МПа, а также на их склонность к образованию холодных трещин. Структурные превращения в металле зоны термического влияния сварных соединений исследовали с использованием быстродействующего дилатометра, а его механические свойства и склонность к образованию холодных трещин оценивались по результатам испытаний стандартных образцов и по методу Implant, соответственно. Представлены диаграммы структурных превращений аустенита на участке перегрева металла зоны термического влияния ряда высокопрочных легированных сталей, зависимости изменения их механических свойств при сварке, а также данные, характеризующие склонность высокопрочных легированных сталей к образованию холодных трещин при разных концентрациях диффузионного водорода в наплавленном металле. Библиогр. 15, табл. 4, рис. 4.

Ключевые слова: высокопрочные стали, дуговая сварка, структура металла, механические свойства, холодные трещины

Многолетний опыт использования высокопрочных легированных сталей с пределом текучести 590...785 МПа в сварных конструкциях свидетельствует об их высокой технико-экономической эффективности. Такие конструкции надежны в работе в самых тяжелых условиях эксплуатации не только при статических, но и при ударных нагрузках.

Наиболее широкое применение указанные стали нашли в машиностроении при изготовлении особо нагруженных элементов конструкций, среди которых шахтные крепи и скипы, стрелы кранов и бетононасосов, кузова самосвалов большой тоннажности, балки-рукояти, стрелы, поворотные платформы и ковши экскаваторов.

Отличительной чертой высокопрочных легированных сталей (табл. 1, 2) является то, что поми-

мо значительной прочности, они характеризуются высокой ударной вязкостью при пониженной температуре. Это достигается за счет рационального легирования сталей марганцем, никелем, хромом, молибденом, микролегирования бором, ванадием, алюминием, ниобием и термической обработки, которая состоит из закалки на мартенсит от температуры 900...950 °С и высокого отпуска при температуре 600...680 °С [1]. Особо высокую хладостойкость имеют высокопрочные стали с низким содержанием серы и фосфора. Для получения таких сталей на металлургических предприятиях применяют электрошлаковый переплав (ЭШП), продувку аргоном, обработку синтетическими шлаками [2, 3] или другие мероприятия, позволяющие эффективно очищать расплавлен-

Таблица 1. Требования к химическому составу высокопрочных легированных сталей, мас. %

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
12ГН2МФАЮ	0,09...0,16	0,3...0,5	0,9...1,2	0,2...0,5	1,40...1,75	0,15...0,25
12ГН2МФАЮ-Ш	0,09...0,16	0,3...0,5	0,9...1,2	0,2...0,5	1,40...1,75	0,15...0,25
14ХГ2САФД	0,12...0,18	0,4...0,7	1,4...1,9	0,5...0,8-	<0,3	-
14Х2ГМР	0,10...0,16	0,17...0,37	0,9...1,2	1,1...1,5	<0,3	0,4...0,5
12ГН3МФАЮДР-Ш	0,10...0,15	0,17...0,37	1,2...1,5	-	2,8...3,0	0,3...0,4
14ХГН2МДАФБ	0,12...0,17	0,17...0,37	1,1...1,4	0,9...1,3	1,7...2,2	0,2...0,3

Окончание табл. 1.

Сталь	Cu	V	Nb	B	Al	S	P
12ГН2МФАЮ	<0,3	0,05...0,10	-	-	0,05...0,10	≤0,035	≤0,035
12ГН2МФАЮ-Ш	<0,3	0,05...0,10	-	-	0,05...0,10	≤0,010	≤0,020
14ХГ2САФД	0,3...0,6	0,08...0,16	-	-	0,03...0,07	≤0,02	≤0,035
14Х2ГМР	0,20	<0,3	0,01...0,04	0,001...0,004	0,02...0,08	≤0,035	≤0,035
12ГН3МФАЮДР-Ш	0,3...0,5	0,04...0,08	-	-	0,02...0,05	≤0,010	≤0,020
14ХГН2МДАФБ	0,3...0,6	0,10...0,20	0,03-0,08	-	0,03...0,10	≤0,008	≤0,020

Таблица 2. Требования к механическим свойствам высокопрочных легированных сталей (не менее)

Сталь	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	KCU_{-40}	KCV_{-40}
	МПа		%	Дж/см ²	
12ГН2МФАЮ	590	690	14	29	-
12ГН2МФАЮ-Ш	590	690	14	-	39
14ХГ2САФД	590	690	14	39	-
14Х2ГМР	590	690	14	39	-
12ГН3МФАЮДР-Ш	685	780	16	-	39
14ХГН2МДАФБ	785	885	15	39	-

ный металл от вредных примесей. К таким сталям относятся приведенные в табл. 1 и 2 стали 12ГН2МФАЮ-Ш и 12ГН3МФАЮДР-Ш.

Недостатком высокопрочных сталей является то, что они склонны к образованию холодных трещин [4–7]. Связано это с тем, что в процессе сварки в металле зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений может образовываться малопластичная хрупкая мартенситная структура. Усиливает процесс образования холодных трещин диффузионный водород, который попадает в сварочную ванну вместе с расплавленным металлом.

В отличие от стального проката, структура металла которого зависит главным образом от химического состава, способа и режима термической обработки, на формирование структуры металла

ЗТВ сварных соединений высокопрочных легированных сталей существенно влияет еще и термический цикл сварки (ТЦС) [8–12]. Наиболее существенные изменения в структуре стали при сварке происходят на участке перегрева металла ЗТВ, т. е. в той его зоне, которая находится в непосредственной близости к шву и нагревается до температур 1300...1150 °С.

Цель настоящей работы заключалась в обобщении результатов выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона исследований, направленных на изучение влияния характерных для дуговых процессов сварки термических циклов на структуру и механические свойства металла ЗТВ высокопрочных легированных сталей с пределом текучести 590...785 МПа, а также на их склонность к образованию холодных трещин в зависимости от условий охлаждения сварных соединений и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле.

При дуговой сварке параметры ТЦС зависят от многих факторов. Важнейшими из них являются погонная энергия сварки, начальная температура металла и его толщина. С увеличением погонной энергии сварки и начальной температуры стали время пребывания металла ЗТВ в интервале температур 800...500 °С ($t_{8/5}$) увеличивается, а скорость его охлаждения в интервале температур

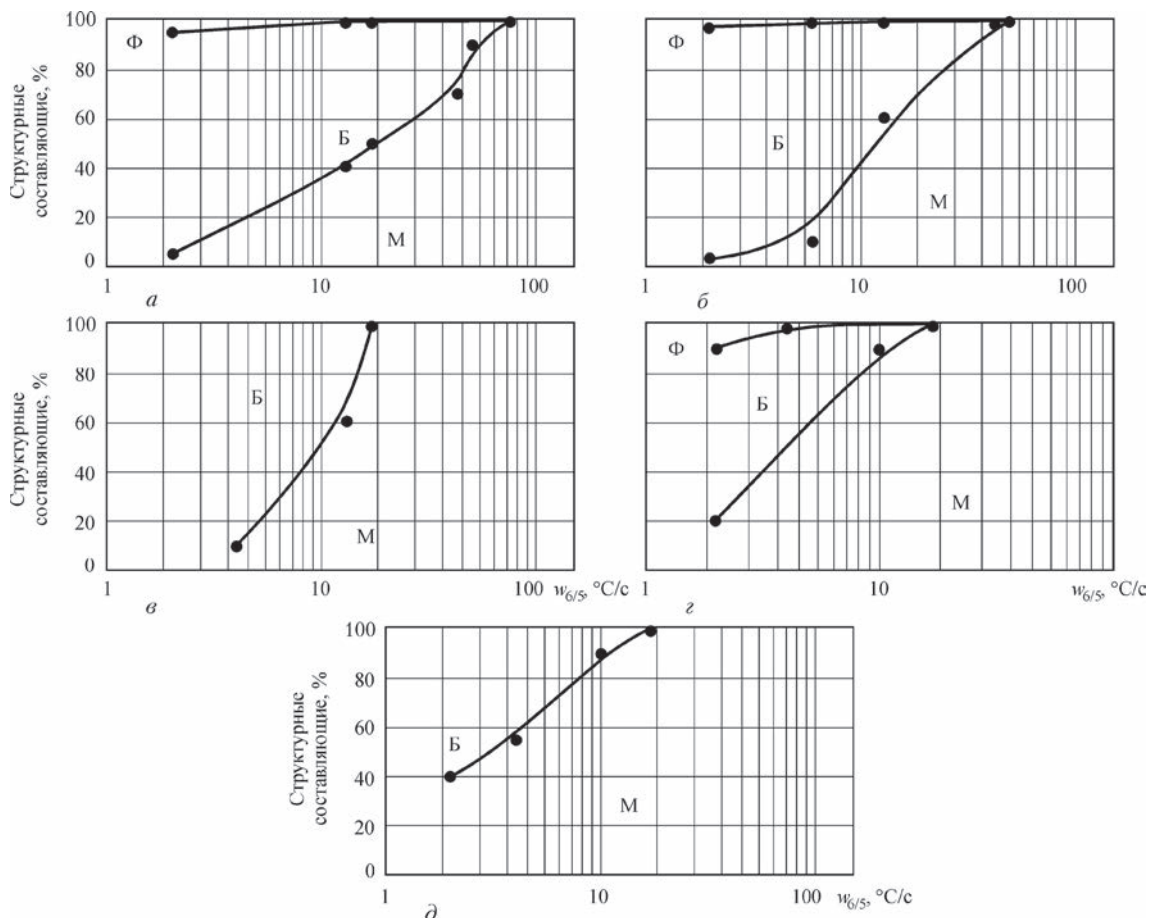


Рис. 1. Диаграммы структурных превращений аустенита на участке перегрева металла ЗТВ высокопрочных легированных сталей 12ГН2МФАЮ (а), 14ХГ2САФД (б), 14Х2ГМР (в), 12ГН3МФАЮДР (г) и 14ХГН2МДАФБ (д)

Таблица 3. Химический состав исследуемых высокопрочных легированных сталей, мас. %

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Ti	Al	S	P
12ГН2МФАЮ	0,15	0,41	1,14	0,38	1,56	0,22	0,19	0,07	-	-	0,06	0,032	0,014
14ХГ2САФД	0,13	0,57	1,42	-	-	-	0,39	0,08	-	-	0,08	0,015	0,019
14Х2ГМР	0,15	0,28	1,10	1,30	-	0,43	0,20	-	0,02	-	0,05	0,023	0,024
12ГН3МФАЮДР	0,13	0,23	1,36	-	3,08	0,33	0,40	0,05	-	-	0,02	0,004	0,020
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

Таблица 4. Механические свойства исследуемых высокопрочных легированных сталей

Сталь	$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ_5	Ψ	KCU_{-40}	KCV_{-40}
	МПа		%		Дж/см ²	
12ГН2МФАЮ	625	720	20,8	62,2	80	52
14ХГ2САФД	635	750	20,0	54,3	65	52
14Х2ГМР	680	780	18,1	55,3	55	48
12ГН3МФАЮДР-Ш	821	887	19,2	52,6	186	130
14ХГН2МДАФБ	860	920	17,3	60,0	120	64

600...500 °С ($w_{6/5}$) уменьшается. При увеличении толщины металла эти показатели, наоборот, снижаются и возрастают, соответственно. В зависимости от этого изменяется структура, а следовательно, и механические свойства металла ЗТВ.

Для определения влияния химического состава и условий охлаждения металла на его структуру обычно используют диаграммы превращения аустенита, которые построены с учетом процессов, происходящих при дуговой сварке. Чтобы обеспечить характерную для сварки высокую стойкость аустенита для построения диаграмм в качестве стандартных выбирают такие условия нагрева образцов (w_n), при которых достаточно четко начинают проявляться индивидуальные особенности сталей относительно склонности к росту зерна. Скорость охлаждения дилатометрических образцов выбирают исходя из необходимости обеспечения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита таких условий, которые будут максимально приближены к условиям охлаждения металла ЗТВ сварных соединений [13]. Для имитации условий, характерных для дуговых процессов сварки, скорость нагрева образцов устанавливают в пределах 150...180 °С/с.

Скорость нагрева образцов регулируют, изменяя по заданной программе значение тока, который проходит через образец, а скорость охлаждения — за счет пропуска воды через устройство, в которых крепится образец, обдува образцов инертным газом или пропуска воды через них тока небольшой величины.

Диаграммы, характеризующие превращения аустенита в металле ЗТВ высокопрочных легированных сталей при непрерывном охлаждении образцов по термическому циклу сварки, представлены на рис. 1. Химический состав и механические свойства исследованных сталей приведены в табл. 3 и 4.

Характерным для рассмотренных высокопрочных легированных сталей различного состава является то, что мартенсит в них начинает образовываться при относительно небольших скоростях охлаждения ($w_{6/5} = 2...4$ °С/с). С увеличением $w_{6/5}$ количество мартенсита в металле ЗТВ таких сталей увеличивается. Более резко это происходит в сталях 14Х2ГМР, 12ГН3МФАЮДР-Ш и 14ХГН2МДАФБ. При $w_{6/5} = 4...8$ °С/с количество мартенсита в структуре металла ЗТВ этих сталей достигает 50 %, а при $w_{6/5} = 20$ °С/с — 100 %. В сталях 12ГН2МФАЮ и 14ХГ2САФД мартенсит в количестве 50 % образуется при более высоких скоростях охлаждения, $w_{6/5} = 20$ и 14 °С/с, соответственно, а 100 % мартенсита в них наблюдается при $w_{6/5} = 70$ и 50 °С/с. Кроме того, следует отметить, что по сравнению с высокопрочными легированными сталями других марок у стали 12ГН3МФАЮДР-Ш мартенситное превращение завершается при более низких температурах (200...250 °С). Указанные факторы, как известно, могут оказать существенное влияние на механические свойства металла ЗТВ сварных соединений и их сопротивляемость образованию холодных трещин.

Учитывая, что структура отдельных участков металла ЗТВ сварных соединений неоднородна, а размеры этих участков крайне малы, для определения влияния условий охлаждения на механические свойства участка перегрева ЗТВ использовали модельные образцы размером 150×13×13 мм. Как и при дилатометрических исследованиях, они принудительно нагревались и охлаждались по термическим циклам сварки в соответствии с методикой, описанной в работе [14].

Скорость нагрева образцов до температуры 1350 °С регулировали с помощью программирующего устройства установки МСР-75, а скорость охлаждения $w_{6/5}$ изменяли от 2,7 до 50 °С/с, используя принудительное охлаждение воздухом с разной интенсивностью.

Для определения влияния дуговых процессов сварки на механические свойства участка перегрева металла ЗТВ указанных сталей из обработанных по ТЦС заготовок изготавливали образцы для испытаний на растяжение (тип II по ГОСТ 6996-66) и ударный изгиб (тип VIII и тип XI по ГОСТ 6996-66). Испытания образцов на растяжение выполняли

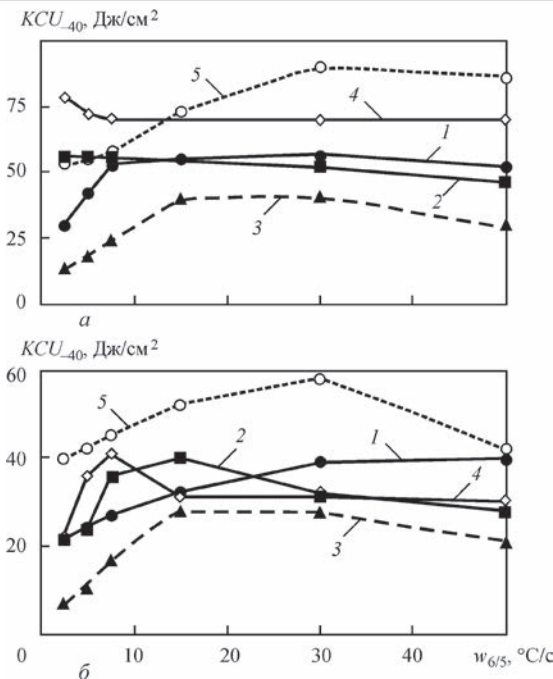


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ на KCU_{-40} (а) и KCV_{-40} (б) металла на участке перегрева ЗТВ сталей: 12ГН2МФАЮ (1), 14Х2ГМР (2), 14ХГ2САФД (3), 14ХГН2МДАФБ (4), 12ГН3МФАЮДР-Ш (5)

при температуре 20 °С, а на ударный изгиб при температуре -40 °С. Их результаты представлены на рис. 2 и 3.

Как следует из рис. 2, под воздействием ТЦС ударная вязкость металла на участке перегрева ЗТВ по отношению к исходному состоянию стали

снижается. Но, несмотря на это, при $w_{6/5} > 5$ °С/с эти показатели для большинства исследованных высокопрочных легированных сталей находятся на уровне требований, предъявляемых к стальному прокату. Исключением является сталь марки 14ХГ2САФД. Необходимый уровень значений ударной вязкости в металле ЗТВ сварных соединений данной стали может быть получен лишь в том случае, когда сварка выполняется на режимах, обеспечивающих его охлаждение со скоростью $w_{6/5} = 15...30$ °С/с.

Графический материал, приведенный на рис. 3, свидетельствует о том, что с ростом скорости охлаждения показатели предела текучести и предел прочности металла на участке перегрева ЗТВ сначала резко, а затем монотонно увеличиваются. Относительное удлинение и относительное сужение при этом уменьшаются. Это вполне закономерно, поскольку, как было указано выше, с увеличением скорости охлаждения в металле увеличивается количество мартенситной составляющей, а мартенсит, как известно, имеет высокую прочность, однако отличается низкой пластичностью.

Оценку склонности высокопрочных легированных сталей к образованию холодных трещин проводили по методике Implant. Изучали влияние содержания диффузионного водорода ($[H]_{диф}$) и скорости охлаждения сварных соединений на стойкость сталей против образования холодных трещин. Использовали образцы-вставки диаметром 6 мм

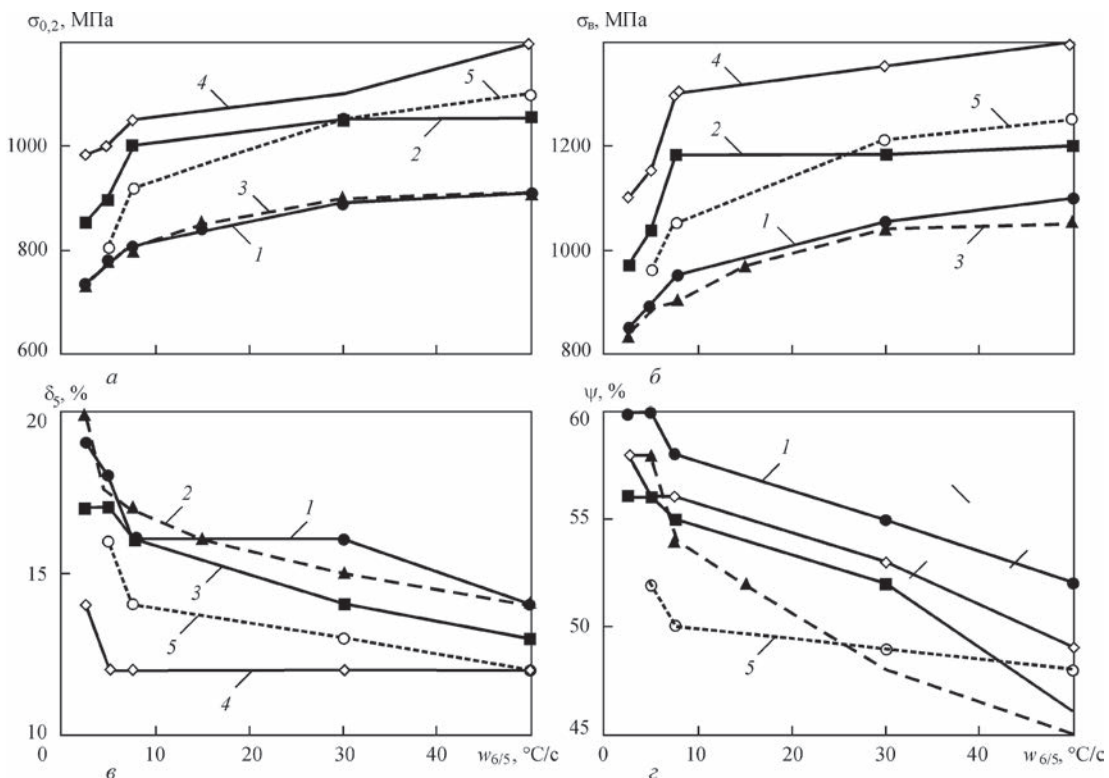


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ на показатели предела текучести (а), предела прочности (б), относительного удлинения (в) и относительного сужения (г) металла на участке перегрева ЗТВ сталей: 12ГН2МФАЮ (1), 14Х2ГМР (2), 14ХГ2САФД (3), 14ХГН2МДАФБ (4), 12ГН3МФАЮДР-Ш (5)

с концентратором напряжений в виде винтовой канавки. Сварку образцов, установленных в отверстиях базовой пластины толщиной 20 мм, выполняли электродами марки АНП-9 (тип Э85) диаметром 4 мм на режиме: $I_{св} = 160...170$ А; $U_{д} = 25...26$ В; $v_{св} = 8,5...9,0$ м/ч. Нагружение образцов начинали во время охлаждения при температуре 150...100 °С.

Скорость охлаждения металла ЗТВ $w_{6/5}$ от 25 до 10 °С/с регулировалась температурой предварительного подогрева базовых пластин, которую, в свою очередь, выбирали по осциллограммам термических циклов сварки для высокотемпературных участков ЗТВ образцов-вставок. Скорость охлаждения металла ЗТВ на уровне 25 °С/с была получена при сварке без предварительного подогрева, а 10 °С/с — при подогреве базовых пластин до температуры 120 °С. Количество диффузионного водорода в наплавленном металле зависело от температуры и времени прокали электродов и изменялось от 4 до 12 см³/100 г. Его содержание определяли хроматографическим методом [15].

Поскольку металл ЗТВ исследованных высокопрочных сталей имеет разную статическую прочность, то в качестве критерия, характеризующего его стойкость к образованию холодных трещин, использовали безразмерную величину, а именно соотношение $\sigma_{кр}/\sigma_{0,2}$, где $\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести металла ЗТВ, которую он имеет при конкретных условиях сварки (охлаждение сварных соединений), а $\sigma_{кр}$ — критическое (максимальное) значение напряжений, которое образцы в состоянии выдержать без образования трещины.

Результаты испытания образцов по методу Implant (рис. 4) свидетельствуют, что при ограниченном до 4 см³/100 г содержании диффузионного водорода в наплавленном металле металл ЗТВ сварных соединений легированных высокопрочных сталей типа 12ГН2МФАЮ и 12ГН3МФАЮДР-Ш отличается высокой стойкостью к образованию холодных трещин. Об этом свидетельствует тот факт, что даже в том случае, когда сварка осуществляется без предварительного подогрева ($w_{6/5} = 25$ °С/с), показатель $\sigma_{кр}/\sigma_{0,2}$ этих сталей находится в пределах 0,7...0,75. Склонность сталей марок 12ГН2МФАЮ и 12ГН3МФАЮДР-Ш к образованию холодных трещин, как и у других высокопрочных легированных сталей, проявляется и усиливается по мере повышения содержания $[H]_{диф}$ в наплавленном металле.

Чтобы уменьшить риск образования холодных трещин в сварных соединениях из высокопрочных легированных сталей марок 14Х2ГМР, 14ХГН2МДАФБ и 14ХГ2САФД необходимо не только существенно ограничивать содержание диффузионного водорода в наплавленном метал-

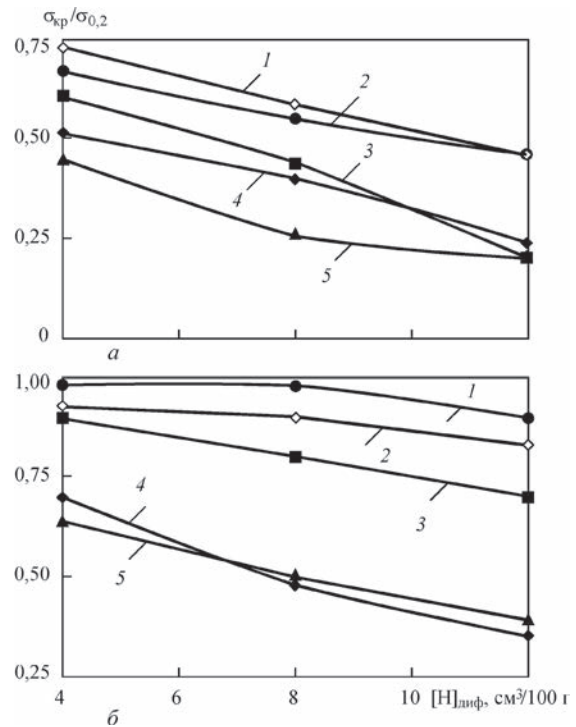


Рис. 4. Стойкость сталей 12ГН2МФАЮ (1), 12ГН3МФАЮДР (2), 14ХГ2САФД (3), 14ХГН2МДАФБ (4), 14Х2ГМР (5) к образованию холодных трещин в зависимости от содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и условий охлаждения металла ЗТВ: а — $w_{6/5} = 25$ °С/с; б — 10

ле, но и обязательно подогревать до температуры не ниже 120 °С.

Выводы

1. Высокопрочные легированные термоупрочненные стали сочетают в себе высокую прочность и хладостойкость.
2. Под воздействием характерных для дуговых процессов сварки термических циклов превращение аустенита в металле ЗТВ рассмотренных высокопрочных легированных сталей происходит в бейнитной и мартенситной областях.
3. Увеличение скорости охлаждения металла ЗТВ высокопрочных легированных сталей вызывает повышение прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$ и σ_B), однако снижает его пластичность (δ_5 и Ψ).
4. Для получения сварных соединений из высокопрочных сталей с необходимым комплексом механических свойств и достаточной сопротивляемостью образованию холодных трещин содержание диффузионного водорода в наплавленном металле не должно превышать 4 см³/100 г, а режимы сварки и температуру предварительного подогрева выбирать таким образом, чтобы они обеспечивали скорость охлаждения металла ЗТВ в пределах 5...20 °С/с.

Список литературы/References

1. Show B. K., Veerababu R., Balamuralikrishnan R., Malakondaiah G. (2010) Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical

- properties of microalloyed HSLA steel. *Materials Science and Engineering A*, 527, 1595–1604.
2. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Тихонов В. А. и др. (1984) Исследование возможности повышения качества толстолистовых высокопрочных строительных сталей 12ГН2МФАЮ (ВС-1) и 12ХН2МФБАЮ (ВС-2) методом электрошлакового переплава. *Пробл. спец. электротехнологии*, 21, 3–7.
Paton, B.E., Medovar, B.I., Tikhonov, V.A. et al. (1984) Examination of possibility of quality improvement of thick-sheet high-strength structural steels 12GN2MFAYu (VS-1) and 12Kh2MFBAYu (VS-2) using electros slag remelting method. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 21, 3-7 [in Russian].
 3. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Тихонов В. А. и др. (1985) Электрошлаковый переплав высокопрочной строительной стали марки 12ГН2МФАЮ (ВС-1) под флюсами, содержащими соединения РЗМ. *Там же*, 1, 5–7.
Paton, B.E., Medovar, B.I., Tikhonov, V.A. et al. (1985) Electros slag remelting of high-strength structural steels 12GN2MFAYu (VS-1) grade under fluxes containing rare-earth metals. *Ibid.*, 1, 5-7 [in Russian].
 4. Pokhodnya I. K., Shvachko V. I. (1996) Cold cracks welded joint of structural steels. *Materials Science and Engineering*, 32, 1, 45–55.
 5. Stevenson M. E., Lowrie S. L., Bowman R. D., Bennett B. A. (2002) Metallurgical failure analysis of cold cracking in a structural steel weldment: Revisiting a classic failure mechanism. *Practical Failure Analysis*, 2, 55–60.
 6. Garašić I., Čorić A., Kožuh Z., Džić I. (2010) Occurrence of cold cracks on welding of high-strength S960 QL steel. *Technical Gazette*, 17, 327–335.
 7. Лобанов Л. М., Позняков В. Д., Махненко О. В. (2013) Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350...850 МПа. *Автоматическая сварка*, 7, С. 8–13.
Lobanov, L.M., Poznyakov, V.D., Makhnenko, O.V. (2013) Formation of cold cracks in welded joints from high-strength steels with 350-850 MPa yield strength. *The Paton Welding J.*, 7, 7-12.
 8. Keehan E., Zachrisson J., Karlsson L. (2010) Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15, 233–238.
 9. Svensson L.-E. (2007) Microstructure and Properties of High Strength Weld Metals. *Materials Science Forum*, 539-543, 3937–3942.
 10. Ragu Nathan S., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Rao A. G. (2015) Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. *Defence Technology*, 11, 3, 308–317.
 11. Ghazanfari H., Naderi M. (2013) Influence of Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Performance of Resistance Spot Welded High Strength Steels. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 26, 5, 635–640.
 12. Ghazanfari H., Naderi M., Iranmanesh M., Seydi M. (2012) A comparative study of the microstructure and mechanical properties of HTLA steel welds obtained by the tungsten arc welding and resistance spot welding. *Materials Science and Engineering*, 534, 90–100.
 13. Шоршоров М. Х., Белов В. В. (1972) *Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке*. Москва, Наука.
Shorshorov, M. Kh., Belov, V.V. (1972) *Phase transformations and changes of steel properties in welding*. Moscow, Nauka [in Russian].
 14. Саржевский В. А., Сазонов В. Я. (1981) Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75. *Автоматическая сварка*, 5, 69–70.
Sarzhovsky, V.A., Sazonov, V.Ya. (1981) Unit for simulation of welding thermal cycles based on the machine MSR-75. *Avtomatich. Svarka*, 5, 69-70 [in Russian].
 15. Походня И. К., Пальцевич А. П. (1980) Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных швах. *Там же*, 1, 37–39.

Pokhodnya, I.K., Paltsevich, A.P. (1980) Chromatographic method for determination of diffusion hydrogen amount in welds. *Ibid.*, 1, 37-39 [in Russian].

В. Д. Позняков

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ЗВАРЮВАНІСТЬ ВИСОКОМІЦНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ З МЕЖЕЮ ТЕКУЧОСТІ 590...785 МПа

В даній роботі узагальнено результати досліджень впливу характерних для дугових процесів зварювання термічних циклів на структуру і механічні властивості металу зони термічного впливу високоміцних легованих сталей з межею текучості 590...785 МПа, а також на їх схильність до утворення холодних тріщин. Структурні перетворення в металі зони термічного впливу зварних з'єднань досліджували з використанням швидкодійного дилатометра, а його механічні властивості і схильність до утворення холодних тріщин оцінювали за результатами випробувань стандартних зразків і по методу Implant, відповідно. Приведено діаграми структурних перетворень аустеніту на ділянці перегріву металу зони термічного впливу ряду високоміцних легованих сталей, залежності зміни їх механічних властивостей при зварюванні, а також дані, що характеризують схильність високоміцних легованих сталей до утворення холодних тріщин при різних концентраціях дифузійного водню в наплавленому металі. Бібліогр. 15, табл. 4, рис. 4.

Ключові слова: високоміцні сталі, дугове зварювання, структура металу, механічні властивості, холодні тріщини

V.D. Poznyakov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

WELDABILITY OF HIGH-STRENGTH ALLOYED STEELS WITH YIELD STRENGTH OF 590...785 MPa

This paper summarizes the results of investigations of influence of the thermal cycles, characteristic for arc welding processes, on the structure and mechanical properties of high-strength alloyed steels with yield strength of 590...785 MPa, as well as on their tendency to cold cracks formation. The structural transformations in the metal of heat-affected-zone of welded joints were investigated using a quick-response dilatometer, and its mechanical properties and tendency to cold cracks formation were evaluated according to the results of tests of standard specimens and by the Implant method, respectively. The diagrams of the structural transformations of austenite in the area of metal overheating of heat-affected-zone of a number of high-strength alloyed steels, the dependence of change of their mechanical properties during welding, and also the data, characterizing the tendency of high-strength alloyed steels to cold cracks formation at different concentrations of diffusion hydrogen in the deposited metal, are presented. 15 Ref., 4 Tab., 4 Fig.

Keywords: high-strength steels, arc welding, metal structure, mechanical properties, cold cracks

Поступила в редакцію 08.02.2018