



## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 30ХГСА ПРИ ДУГОВОЙ ОБРАБОТКЕ\*

В. М. КУЛИК, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Аустенитное превращение металла зоны термического влияния (ЗТВ) в условиях дуговой сварки происходит при повышенной температуре. Повторная аустенизация при дуговой обработке закалившегося металла на участке перегрева ЗТВ происходит при повышенной температуре, а быстрый его нагрев способствует уменьшению размера аустенитного зерна. При последующем охлаждении восстанавливается структура закалки и приобретаются свойства, подобные исходным. Нагрев закалившегося металла ЗТВ ниже  $A_{c1}$  обуславливает кратковременный отпуск, повышение его ударной вязкости и стойкости против образования холодных трещин. Наибольшая эффективность дугового воздействия достигается при нагреве металла ЗТВ в межкритическом интервале температур.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, дуговая обработка, высокопрочная сталь, зона термического влияния, нагрев, охлаждение, термический цикл, закалка, дилатограмма, фазовые превращения, структура, ударная вязкость, замедленное разрушение

Сварные изделия пониженной металлоемкости, имеющие повышенные служебные характеристики, изготавливаются из высокопрочных легированных и углеродистых сталей небольшой толщины, подвергающихся закалке. Они склонны к образованию холодных трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) на участке с малопластичным металлом, закалившемся в процессе сварки [1]. Улучшить структуру металла, уменьшить его твердость, увеличить вязкость и стойкость против образования холодных трещин позволяет общая термическая обработка изделия или местная дуговая обработка сварного соединения. Первый способ обработки достаточно трудоемкий, требует использования дорогого печного оборудования и при больших габаритах сварного изделия применять его не всегда возможно. Второй — является более простым и экономичным. Однако улучшение механических свойств металла ЗТВ при кратковременном невысоком нагреве происходит не всегда. Литературные данные об изменении закалившегося металла ЗТВ при кратковременном термическом воздействии ограничены.

Цель настоящей работы — установление особенностей протекания фазовых превращений в закалившемся металле ЗТВ и изменения его структуры при дуговой обработке в реально возможном для улучшения свойств сварного соединения интервале температур нагрева.

Объектом исследований выбрали высокопрочную ограниченно свариваемую сталь 30ХГСА толщиной 3,1 мм, которая признана перспектив-

ным материалом для изготовления сварных автомобильных баллонов [2], особенно после значительного повышения стоимости сталей и прекращения производства в Украине тонколистовых высокопрочных сталей других марок. Аргонодуговую сварку вольфрамовым электродом с использованием активирующего флюса ВС-2э и дуговую обработку выполняли на установке АРК-1 с применением выпрямителя ВСВУ-315 [3]. Термические циклы записывали с помощью термопары ВР 20/5 диаметром 0,35 мм. Исследования фазовых и структурных превращений, протекающих в ЗТВ сварных соединений, выполняли с применением быстродействующего дилатометра на образцах-имитаторах (моделирование в расширенных диапазонах температуры и скорости охлаждения). Образцы-имитаторы размером 3×8×75 мм с приваренной хромель-алюмелевой термопарой диаметром 0,2 мм подвергали быстрому одно-, двух- и четырехкратному нагреву проходящим током до температуры 270...1370 °С со скоростью  $w_n = 100...260$  °С/с и последующим охлаждением со скоростью  $w_{6/5} = 4...17$  °С/с при 600...500 °С. Температура однократных и первых нагревов (1150...1370 °С) соответствует температуре формирования ЗТВ при сварке, а температура повторных нагревов — термическим воздействиям на уже сформировавшиеся участки ЗТВ, в разной степени удаленные от источника тепла при дуговой обработке. По дилатометрическим кривым, записанным в координатах температура–удлинение, методом отрезков определяли температуру структурных превращений и соотношение структурных составляющих. Критические точки фазового превращения  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  устанавливали с помощью дилатометра Шевенара. Сопротивление ЗТВ образованию холодных трещин оценивали согласно [4] по продолжительности замедленного разрушения плоского образца сечением 3×15 мм после приложения начальной нагрузки  $\sigma_n = 0,9\sigma_{0,2}$  основного металла. Исследовали макро- и мик-

\* В работе принимали участие инженеры В. А. Краснощекова и В. В. Буцкий.

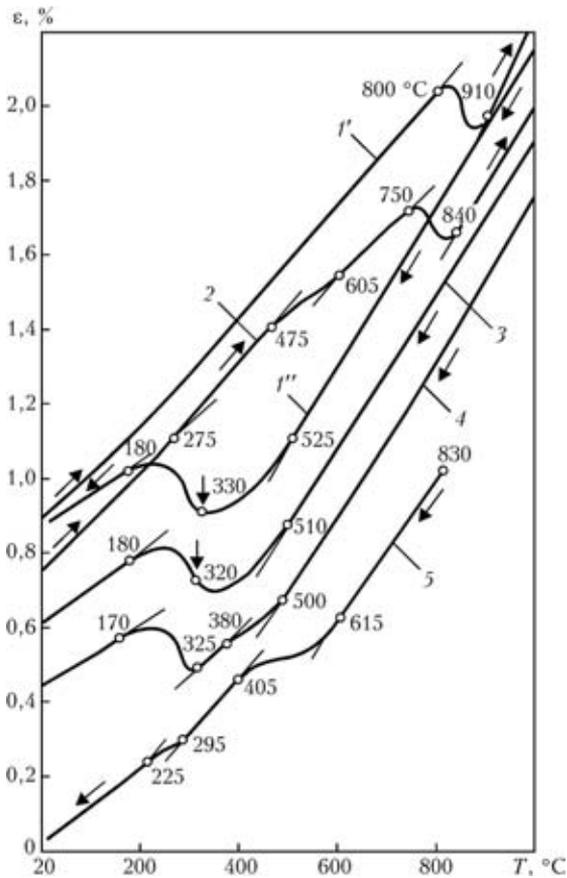


Рис. 1. Дилатограммы стали 30XГСА: 1 — нагрев до 1350 °С ( $I'$ ) и последующее охлаждение ( $I''$ ) (формирование участка перегрева ЗТВ); 2 — нагрев до 1350 °С закалившегося металла участка перегрева ЗТВ; 3–5 — охлаждение нагретого соответственно до 1350, 1050 и 830 °С металла участка перегрева ЗТВ;  $\epsilon$  — относительное удлинение образца; нагрев и охлаждение показаны стрелками

роструктуру обработанных образцов, определяли размер зерна по ГОСТ 5639–82 (СТ СЭВ 1959–79) и ударную вязкость образцов с круглым надрезом.

На рис. 1 приведены типичные дилатограммы стали 30XГСА, а в табл. 1–3 — обобщенные данные о фазовых и структурных превращениях в образцах-имитаторах и свойствах металла имитированной ЗТВ. В табл. 4 представлены данные о стойкости против замедленного разрушения ЗТВ сварных соединений после сварки и дуговой обработки.

Критические точки превращения  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  при печном нагреве стали 30XГСА равны соответственно 735 и 850 °С, а интервал между  $A_{c1}$ – $A_{c3}$  составляет 115 °С. Быстрый нагрев со скоростью, характерной для сварки и дуговой обработки, вызывает повышение температуры образования аустенита и уменьшение ширины интервала аустенизации (кривая  $I'$  на рис. 1). При  $w_H = 107...230$  °С/с имеет место повышение  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  соответственно до 790...845 и 900...945 °С и сужение интервала  $A_{c1}$ – $A_{c3}$  до 80...110 °С. Температуры превращения повышаются в приведенных пределах с увеличением скорости нагрева. Следовательно, аустенизация свариваемой стали начинается при повышенной относительно печного нагрева температуре, а увеличение скорости нагрева вызывает уменьшение ширины участка ЗТВ, в металле которого происходит аустенизация как вследствие увеличения градиента температур от основного металла к сварочной ван-

Т а б л и ц а 1. Влияние температуры быстрого повторного нагрева выше  $A_{c3}$  и скорости охлаждения на структуру и свойства неоднократно закалившегося металла ЗТВ соединения стали 30XГСА

№ п/п	$T_H, ^\circ\text{C}$	$T_H - A_{c3}, ^\circ\text{C}$	$w_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	Критические точки фазового превращения, °С				Состав структуры, об. %		№ балла зерна	HV	$a_n, \text{Дж}/\text{см}^2$
				$B_H$	$B_K$	$M_H$	$M_K$	Б	М			
1	1340	490	11	510	325	325	170	55/59	44/41	3–4	509	29,1
2	1250	400	13	515	325	325	170	53/53	47/47	5–6	410	35,7
3	1230	390	9	530	320	320	170	64/37	36/63	4–5	410	29,4
4	1225	380	7	580	405	325	185	41/25	59/75	4–5	443	32,3
5	1225	355	4	605	405	315	190	86/54	14/46	—	354	48,8
6	1145	290	12	530	325	325	170	38/41	62/59	4–5	560	26,8
7	1050	210	12	630	380	325	170	20/54	80/46	5–6	412	32,4
8	980	150	14	490	315	315	170	41/54	59/46	5–6	455	33,2
9	895	75	13	500	320	320	170	33/45	67/55	3–4	507	21,6
10	1150	290	—	600	350	350	225	45/51	55/49	—	—	—
	1150	295	—	620	355	355	220	46	54	—	—	—
	1150	285	—	605	350	350	225	44	56	—	—	—
11	1150	290	—	635	335	335	200	46/71	54/29	—	—	—
	1150	285	—	610	335	335	210	45	55	—	—	—
	1150	295	—	615	340	340	190	45	55	—	—	—

Примечания. 1. Температура первого нагрева для формирования ЗТВ — 1350 (№ 1–10) и 1150 °С (№ 11),  $w_H = 200$  °С/с. 2. В знаменателе приведены данные после первого нагрева ЗТВ, в числителе — после последующих.



**Таблица 2. Влияние температуры нагрева на фазовые и структурные превращения и свойства повторно закаленного металла ЗТВ**

$T_n, ^\circ\text{C}$	А, об. %	Критические точки фазового превращения, $^\circ\text{C}$						Конечный состав структуры, об. %				HV	$a_n, \text{Дж/см}^2$
		$\Phi_n$	$\Phi_k$	$B_n$	$B_k$	$M_n$	$M_k$	Б	М	$\Phi_n$	$\Phi_o$		
830	100	—	—	615	405	295	225	~82	~18	0	0	280	43,3
835	35	710	630	490	410	260	< 20	~12	~18	3...5	67...65	331	59,8
810	55	700	650	580	370	170	< 20	45	5	5	45	390	82,2
780	40	750	630	55	360	140	< 20	25	10	5	60	275	85,5

Примечания. 1.  $w_{6/5} = 10...11 \text{ } ^\circ\text{C/с}$ . 2. Исходная структура закаленного металла — 46...53 об. % Б и 37...54 об. % М.  
3. А — аустенит, образовавшийся при повторном нагреве.

не, так и уменьшения интервала  $A_{c3}-T_s$  (здесь  $T_s$  — температура солидуса). Подобное повышение температур фазового превращения отмечается в работах [5, 6]. В стали с 0,37 % С, нагреваемой со скоростью  $w_n = 100...300 \text{ } ^\circ\text{C/с}$ , при температуре, превышающей  $A_{c3}$  на 90...100  $^\circ\text{C}$ , образуется «гомогенный аустенит» [5]. Можно считать, что при сварке стали 30ХГСА он формируется при температуре 1000...1050  $^\circ\text{C}$  и выше, при этом большая часть (около 80 %) аустенизируемого металла ЗТВ подвергается гомогенизации. Сварочный нагрев хромокремнемарганцевой стали до 1280...1370  $^\circ\text{C}$  вызывает собирательную рекристаллизацию аустенита и рост зерна до 3...4-го балла. Балл зерна уменьшается в приведенном пределе с повышением температуры цикла нагрева. Выявленная крупнозернистость свидетельствует о том, что при сварке эти процессы происходят при температурах до 1250  $^\circ\text{C}$ .

При охлаждении со скоростью  $w_{6/5} = 7...14 \text{ } ^\circ\text{C/с}$  нагретая до 1150...1370  $^\circ\text{C}$  сталь претерпевает бейнитное (при 655...320  $^\circ\text{C}$ ) и мартенситное (при 350...170  $^\circ\text{C}$ ) превращение (кривая I'' на рис. 1) и в ее структуре образуется 40...70 об. % бейнита и 30...60 об. % мартенсита (рис. 2, а). Снижение температуры нагрева и скорости охлаждения способствует раннему началу аустенитного превращения и уменьшению доли мартенсита. Аналогичное влияние скорости охлаждения на температуры бейнитного и мартенситного превращения наблюдается при сварке высокопрочной стали 14ХГ2САФД [7]. Наибольшее количество мартенсита образуется на участке перегрева ЗТВ, прилегающем ко шву. Высокая (до HV 520) твердость и крупнозернистость (3...4-й балл) стали, обработанной согласно термическому циклу сварки, является причиной низкой (23,4...28,1 Дж/см<sup>2</sup>) ударной вязкости металла ЗТВ. Критическое (50 об. %) для образования холодных трещин и более высокое содержание мартенсита в металле имеет место на участках ЗТВ, нагретых до 1330  $^\circ\text{C}$  и выше. В случае их нагрева до меньших температур, содержание мартенсита в металле не достигает критического значения. Образование хо-

**Таблица 3. Влияние температуры кратковременного отпуска на свойства перегретой закалившейся стали 30ХГСА**

$T_n, ^\circ\text{C}$	HV*	$a_n, \text{Дж/см}^2$	$T_n, ^\circ\text{C}$	HV*	$a_n, \text{Дж/см}^2$
—	495	28,1	535	406	37,8
270	416	16,9	625	380	55,8
360	472	44,8	700	258	57,6
410	—	30,0	700**	—	53,2

\* Значения твердости усреднены по шести замерам. \*\* — значения  $w_{6/5}$  уменьшены в 3 раза.

лодных трещин в ЗТВ указанной стали с  $T_s = 1460 \text{ } ^\circ\text{C}$  наиболее вероятно на участке шириной 0,4...0,5 мм, прилегающем ко шву (при градиенте температур приблизительно 300  $^\circ\text{C/мм}$ ).

Перегретый закалившийся металл ЗТВ при быстром нагреве со скоростью 200  $^\circ\text{C/с}$  имеет  $A_{c1} = 720...760 \text{ } ^\circ\text{C}$ ,  $A_{c3} = 820...870 \text{ } ^\circ\text{C}$  и  $A_{c1} - A_{c3} = 80...100 \text{ } ^\circ\text{C}$  (например, кривая 2 на рис. 1 с  $A_{c1} = 750$  и  $A_{c3} = 840 \text{ } ^\circ\text{C}$ ). По сравнению с не-закалившейся сталью закалившийся металл ЗТВ

**Таблица 4. Влияние термического воздействия на ЗТВ соединений хромокремнемарганцевой стали при дуговой обработке на стойкость против замедленного разрушения**

№ образца	$T_n, ^\circ\text{C}$	$w_{6/5}, ^\circ\text{C/с}$	$\tau_r, \text{мин}$
1.1	Не опр.	Не опр.	40
1.2	830	40	80
1.3	1240	30	270
1.4	1360	60	29
2.1	Не опр.	Не опр.	5
2.2	380	»»	1
2.3	840	30	2
2.4	510; 700	Не опр.	50
2.5	460; 980	Не опр.; 7	87
2.6	930; 810	4, 5	Не разрушался

Примечания. 1. При сварке образцов 1.1–1.4 и 2.1–2.6 соответственно  $w_{6/5} = 9...14$  и  $15...20 \text{ } ^\circ\text{C/с}$ . 2.  $\tau_r$  — время разрушения. 3. Образцы 2.4, 2.5 — двухфазовое воздействие.

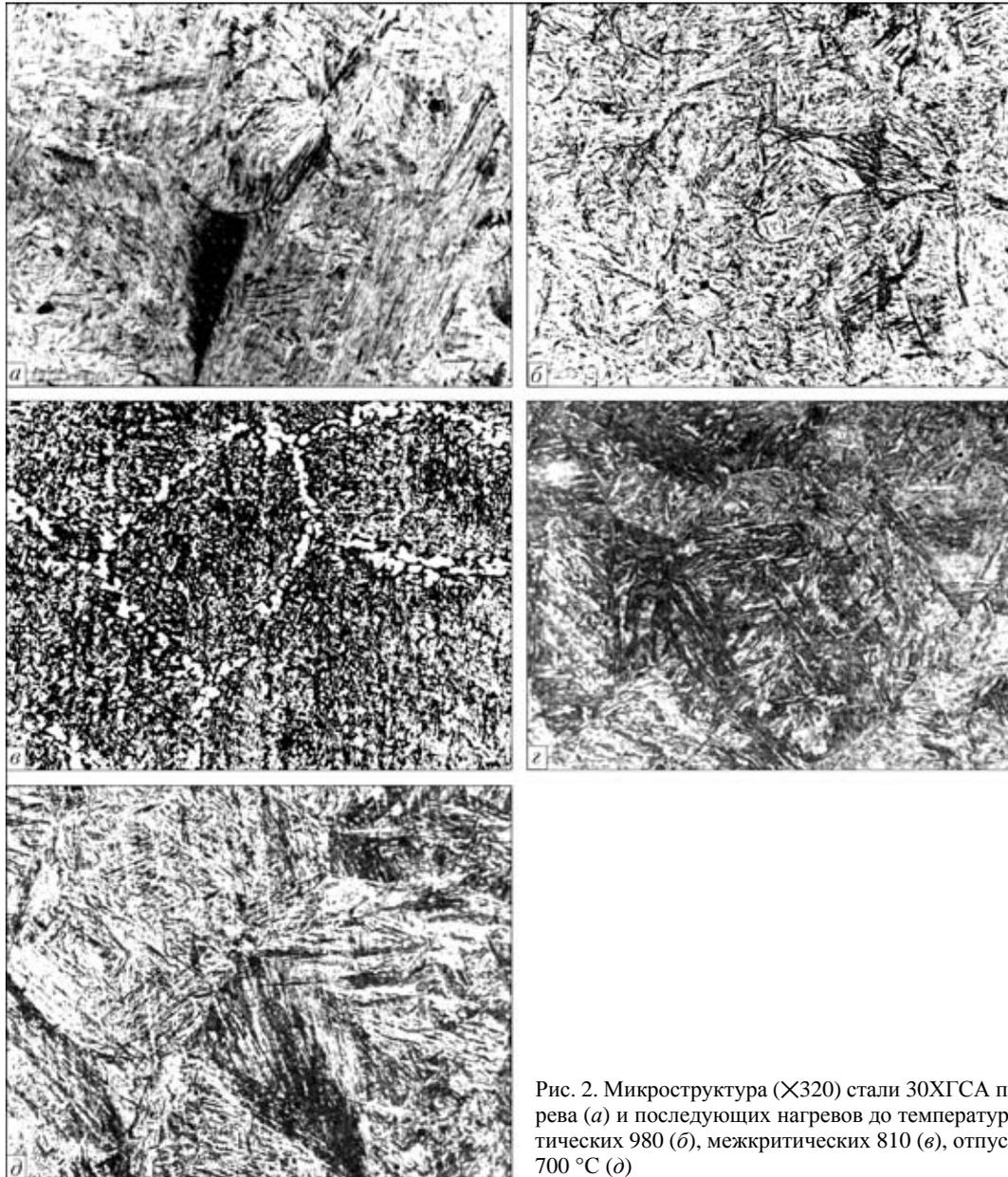


Рис. 2. Микроструктура (X320) стали 30XГСА после перегрева (а) и последующих нагревов до температур выше критических 980 (б), межкритических 810 (в), отпуска 270 (г) и 700 °С (д)

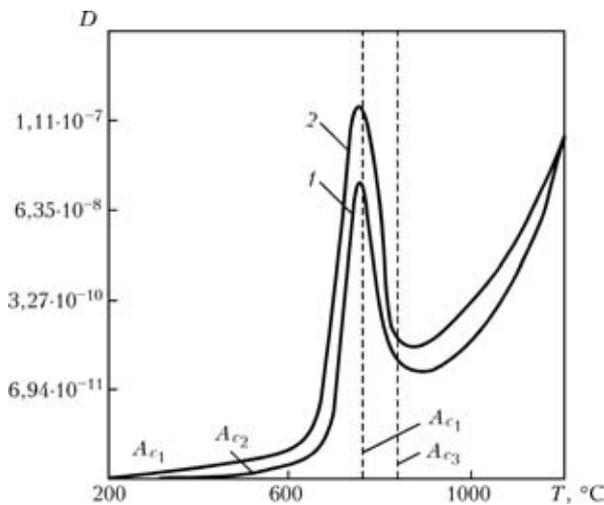


Рис. 3. Температурная зависимость коэффициента диффузии  $D$  углерода в стали 35XГС в исходном состоянии (1) и после закалки (2) [8]

отличается пониженными на 55...105 °С температурами образования аустенита, которые приближаются к значениям температур при печном нагреве стали; при этом температурный интервал аустенизации  $A_{c1} - A_{c3} = 80...100$  °С остается практически неизменным. Гомогенизация при первом нагреве закалившегося металла ЗТВ вызывает снижение температуры образования «гомогенного аустенита» при повторном нагреве. Увеличение продолжительности пребывания металла в состоянии гомогенного аустенита и повышение в 2...3 раза диффузионной подвижности углерода в аустените металла, который претерпевает закалку (рис. 3), способствуют снижению химической неоднородности и повышению устойчивости вновь образовавшегося аустенита. О протекании диффузионных процессов при быстром нагреве свидетельствуют превращения отпуска,



происходящие при 220...360, 435...505 и 580...630 °С и выявляемые по соответствующим изменениям наклона дилатометрических кривых.

При кратковременном нагреве несколько выше  $A_{c3}$  происходит восстановление крупного зерна закалившегося металла на участке перегрева ЗТВ. Незначительное уменьшение размера аустенитного зерна с 3-го до 4-го балла отмечается при нагреве до 895 и 1340 °С (перегрев 150 и 490 °С), а значительное измельчение зерна до 5...6-го балла достигается при нагреве 980...1250 °С. В процессе последующего охлаждения этого металла происходят бейнитное и мартенситное превращения аустенита (кривые 3, 4 на рис. 1), как и в стали, не подвергавшейся закалке, с сохранением в целом  $B_n = M_n = 315...325$  °С,  $M_k = 170$  °С и восстановлением мартенситно-бейнитной структуры. При этом  $B_n$  может изменяться в пределах 490...630 °С в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения (см. табл. 1). Снижение последней способствует повышению температуры превращения аустенита, в том числе температур окончания мартенситного превращения.

При одинаковых параметрах нагрева и охлаждения закалившегося металла ЗТВ с разными температурами формирования и соответственно с разными соотношениями структурных составляющих происходят одинаковые фазовые и структурные превращения с образованием примерно равного количества мартенсита и бейнита (см. № 10 и 11 в табл. 1). Повторный нагрев до 1200 °С и выше и охлаждение стали вызывают увеличение содержания мартенситной составляющей в структуре металла ЗТВ до 44...80 об. %, а вследствие снижения скорости охлаждения происходит существенное уменьшение объемной доли мартенсита, увеличение полноты и длительности его самоотпуска (см. № 2, 3, 5 в табл. 1). Количество повторных нагревов практически не влияет на  $B_n$ ,  $B_k$ ,  $M_n$ , а содержание образующихся мартенсита и бейнита — на  $M_k$  перегретого металла. С увеличением количества нагревов неперегретого металла ЗТВ объемная доля  $M_k$  снижается.

После повторных нагревов до температуры аустенизации сохранение структуры закалки (рис. 2, б) и возможное увеличение в ней объемной доли мартенситной составляющей вызывают повышение твердости металла до  $HV$  410...560, а при превышении критического содержания мартенсита — ухудшение стойкости против образования холодных трещин. С измельчением аустенитного зерна до 5...6-го балла при кратковременном нагреве до 980...1250 °С, ранее перегретого, незначительно повышается ударная вязкость (до 33,2...35,7 Дж/см<sup>2</sup>). Сохранение крупного (3...4-го балла) зерна после нагрева до 895 и 1340 °С с небольшим и большим перегревом вы-

ше  $A_{c3}$  (75 и более 400 °С) является причиной того, что ударная вязкость остается низкой (29,1 и 21,6 Дж/см<sup>2</sup>). Уменьшение скорости охлаждения в 3 раза позволяет снизить твердость приблизительно в 1,5 раза и повысить ударную вязкость ранее перегретой стали приблизительно в 1,7 раза.

При быстром нагреве до температур межкритического интервала происходит усложнение структуры металла ЗТВ. Нагрев до этих температур вызывает частичное  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение с увеличением содержания образующегося аустенита при повышении температуры нагрева от  $A_{c1}$  до  $A_{c3}$  (см. табл. 2). Отклонение его объемной доли от предполагаемой можно объяснить нестабильностью критических точек фазового превращения. На стадиях нагрева от  $A_{c1}$  до  $T_n$  и последующего охлаждения до начала превращения аустенита металл пребывает в двухфазном  $\alpha + \gamma$ -состоянии. Оставшаяся непревращенной в аустенит часть  $\alpha$ -фазы подвергается кратковременному отпуску на стадиях нагрева (ниже и выше  $A_{c1}$ ) и охлаждения (от температуры нагрева) с образованием карбидов.

При температурах, близких к  $A_{c1}$ , углерод в стали характеризуется высокой диффузионной подвижностью, на несколько порядков большей, чем при температурах, близких к  $A_{c3}$ . С повышением температуры металла в двухфазном состоянии наблюдается резкое снижение коэффициента диффузии углерода (см. рис. 3) [8]. Объяснение такого уменьшения диффузионной подвижности углерода мы находим в снижении объемной доли ферритной составляющей в структуре металла ЗТВ в пользу аустенитной составляющей. Экстраполяция значений коэффициентов диффузии углерода в феррите до  $A_{c3}$ , а в аустените до  $A_{c1}$  с учетом зависимости  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$  (здесь  $Q$  — энергия активации диффузии;  $R$  — универсальная газовая постоянная) дает основание полагать, что соотношение коэффициентов диффузии углерода в ферритной и аустенитной составляющих структуры металла в двухфазном состоянии достигает 3...4 и более порядков.

Низкая растворимость и высокая диффузионная подвижность углерода в феррите в состоянии предпревращения (см. рис. 3), а также в двухфазном состоянии стали обуславливает обезуглероживание феррита. Образующийся в процессе  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения низкоуглеродистый аустенит науглероживается за счет растворения карбидов и поступления углерода из феррита под действием разности химических потенциалов или вследствие разности его растворимости между структурными составляющими. Однако низкая диффузионная подвижность углерода в  $\gamma$ -фазе и кратковремен-



ность пребывания металла в двухфазном состоянии обуславливают сохранение пониженной массовой доли углерода на участках, удаленных от межфазных поверхностей. Межфазное перераспределение углерода вызывает дополнительное обезуглероживание ферритной составляющей. Тем самым быстрый нагрев в межкритическом интервале температур создает химическую неоднородность в металле как между ферритной и аустенитной составляющими, так и в самой аустенитной составляющей. Аустенит с низким содержанием углерода отличается пониженной устойчивостью, а науглероженный аустенит — повышенной. В процессе охлаждения происходит ферритное превращение при  $790...615\text{ }^{\circ}\text{C}$ , бейнитное при  $615...360\text{ }^{\circ}\text{C}$  и мартенситное при температурах от  $295\text{ }^{\circ}\text{C}$  до комнатной (кривая 4 на рис. 1 и табл. 2). Диапазон температур отмеченных превращений значительно зависит от температуры нагрева в интервале  $A_{c1} - A_{c3}$  (см. табл. 2). В стали формируется трехфазная структура — феррит, бейнит, мартенсит. При этом ферритная фаза состоит из нагретого выше  $A_{c1}$  феррита сверхвысокого отпуска  $\Phi_0$  с низким содержанием углерода и феррита превращения  $\Phi_n$  с более высоким содержанием углерода. При распаде аустенита образуются также бейнит и мартенсит, характеризующиеся соответственно пониженным и повышенным содержанием углерода, а также нерастворяющийся в аустените карбид. Металл ЗТВ с такой структурой отличается пониженной твердостью ( $HV\ 275...390$ ). Композиционное строение его структуры (см. рис. 2, в), отличающейся чередованием дисперсных составляющих разной твердости и прочности, обуславливает увеличение ударной вязкости в 3,0...3,5 раза.

При сварочном нагреве закалившегося металла не выше  $A_{c1}$  фиксируются только отпускные II, III и IV превращения, связанные соответственно с распадом остаточного аустенита ( $220...360\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), карбидными превращениями ( $435...505\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), коагуляцией карбидов и рекристаллизацией ферритной матрицы ( $500...680\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Приведенные температуры отпускных превращений более высокие, чем при печном отпуске (соответственно  $230...280$ ,  $350...400$  и  $500...680\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Подобное повышение температурных интервалов эффектов отпуска отмечается при скоростном отпуске сталей У12, ШХ6 и ШХ15 [9]. При дуговом отпуске металла ЗТВ можно назначать более высокую, чем при печном отпуске, температуру нагрева.

Быстрый нагрев до  $270\text{ }^{\circ}\text{C}$  закалившегося перегретого металла вызывает протекание кратковременного низкотемпературного отпуска мартенсита и превращение остаточного аустенита в мартенсит с повышенным содержанием углерода. Это влечет за собой снижение твердости (см. табл. 3)

и улучшает травимость игольчатой структуры (см. рис. 2, з). Нагрев до  $360\text{ }^{\circ}\text{C}$  интенсифицирует отпуск исходного мартенсита и вызывает распад остаточного аустенита с образованием составляющей, подобной бейниту. В структуре металла, подвергнутого отпуску при температуре до  $410...535\text{ }^{\circ}\text{C}$ , наряду с исходным бейнитом образуется троостит отпуска. За время отпуска ферритно-карбидная смесь в металле, нагретом до  $625$  и  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ , не успевает огрубиться и игольчатость структуры сохраняется (см. рис. 2, д). Она не устраняется при уменьшении скорости и увеличении продолжительности охлаждения. Повышение температуры кратковременного отпуска вызывает в целом снижение твердости и повышение ударной вязкости металла ЗТВ. Уменьшение скорости охлаждения на увеличение ударной вязкости практически не влияет.

Измельчение аустенитного зерна и мартенситного пакета сопровождается повышением временного сопротивления, предела текучести и хрупкой прочности закаленно-отпущенной стали 12ХНЗМФА [10]. В нашем случае это коррелируется с повышением стойкости против замедленного разрушения сварного соединения стали 30ХГСА, подвергающейся повторной аустенизации с измельчением зерна и закалке при выполнении дуговой обработки. Увеличение времени замедленного разрушения  $\tau_p$  до 6,7 раза отмечается при кратковременном нагреве до температуры  $980...1240\text{ }^{\circ}\text{C}$ , когда имеет место наибольшее измельчение аустенитного зерна, а нагрев до температур, близких  $A_{c1}$  и  $T_s$ , при которых происходит восстановление крупного аустенитного зерна, повышения стойкости практически не вызывает (см. табл. 4). Естественно, что сопротивление замедленному разрушению возрастает со снижением скорости охлаждения аустенизированного металла ЗТВ. Десятикратное повышение его достигается при дуговом нагреве до температуры высокого отпуска. Наибольшее сопротивление замедленному разрушению, вплоть до его предотвращения, обеспечивается нагревом ЗТВ в межкритический температурный интервал, вследствие чего содержание мартенсита в структуре металла ЗТВ становится ниже критического (30 об. %). Результаты испытаний металла ЗТВ на замедленное разрушение согласуются с данными о значениях его ударной вязкости и твердости.

Приведенные исследования выявляют взаимосвязь между параметрами термического цикла сварки и дуговой обработки, сформировавшейся структурой и полученными свойствами подвергающегося закалке металла ЗТВ высокопрочной стали.



## Выводы

1. При дуговой обработке происходит улучшение структуры и свойств закалившегося при сварке металла ЗТВ соединения стали 30ХГСА. При  $A_{c1} < T_n < A_{c3}$  увеличение в 1,5...3,5 раза ударной вязкости и предотвращение замедленного разрушения достигаются благодаря уменьшению общего содержания закалочных составляющих структуры. При  $T_n < A_{c1}$  увеличение до 2,5 раз ударной вязкости (в зависимости от температуры нагрева) и многократное увеличение стойкости против замедленного разрушения происходят за счет отпуска. Нагрев до  $T_n = A_{c3} + (150...400)^\circ\text{C}$  вызывает существенное повышение стойкости металла ЗТВ против замедленного разрушения при незначительном (до 1,3 раза) увеличении ударной вязкости повторно закалившегося металла вследствие измельчения аустенитного зерна. Регулирование структуры и механических свойств металла ЗТВ скоростью нагрева и охлаждения при дуговой обработке менее эффективно, чем температурой нагрева.

2. Аустенитное превращение металла при формировании ЗТВ в условиях дуговой сварки происходит при повышенной температуре. Закалившийся металл ЗТВ отличается пониженной по сравнению с основным металлом температурой образования аустенита; в процессе дуговой обработки превращение его при отпуске происходит при температурах более высоких, чем в случае печного отпуска.

Austenitic transformation of the HAZ metal in arc welding proceeds at an increased temperature. Repeated austenitization at arc processing of hardened metal in the section of HAZ overheating occurs at an increased temperature, and its rapid heating promotes a lowering of austenitic grain size. At subsequent cooling the hardening structure is restored, and properties similar to initial ones are acquired. Heating of hardened HAZ metal below  $A_{c1}$  results in short-term tempering, increase of its impact toughness and cold cracking resistance. The highest effectiveness of the arc impact is achieved at HAZ metal heating in the intercritical temperature range.

1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 759 с.
2. Патон Б. Е., Савицкий М. М., Кузьменко Г. В. Перспективы применения высокопрочных среднедегированных сталей в сварных баллонах высокого давления для автотранспорта // *Автомат. сварка*. — 1994. — № 3. — С. 4–9.
3. *Особенности* аргонодуговой обработки с подплавлением сварного соединения закаливающейся стали / В. М. Кулик, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова, В. А. Краснощеква // Там же. — 2004. — № 3. — С. 16–21.
4. Кулик В. М., Савицкий М. М., Бурский Г. В. Оценка сопротивляемости ЗТВ высокопрочной стали замедленному разрушению с моделированием релаксации напряжений // Там же. — 2005. — № 4. — С. 13–25.
5. *Металловедение* и термическая обработка стали: Справ. изд.: В 3 т. — Т. 3: Основы термической обработки / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1983. — 368 с.
6. *Влияние* стадии нагрева на формирование структуры сварных соединений закаливающейся стали / А. М. Савицкий, В. Г. Васильев, М. М. Савицкий, В. М. Ващенко // *Автомат. сварка*. — 2005. — № 1. — С. 19–21.
7. *Особенности* протекания термометалургических 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. Сазонов Б. Г. Экстремальная диффузионная активность в стали в состоянии предпревращения // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. — 1990. — № 7. — С. 13–15.
9. *Физические* основы электротермического упрочнения / В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 325 с.
10. Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Телович Р. В. Параметры микроструктуры, контролирующей хрупкую прочность малоуглеродистых сталей со структурой мартенсита отпуска // *Металлофизика и новейшие технологии*. — 2004. — 26, № 4. — С. 435–456.

Поступила в редакцию 14.03.2005

## ФИЛЬТРОВЕНТИЛЯЦИОННЫЙ АГРЕГАТ ТЕМП-2000

Совместная разработка ИЭС им. Е. О. Патона и МНТЦ «ТЕМП»

*Агрегат обеспечивает эффективное удаление вредных веществ из зоны сварки и высокую степень очистки воздуха. Комплектуется сменными тканевыми фильтрами с повышенным сроком использования. Производительность удаления воздуха — не менее 1500 м<sup>3</sup>/ч, степень очистки воздуха — 99,9 %.*

**Контакты:** 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 60  
 Тел.: (38044) 287 12 77  
 Факс: (38044) 528 04 86  
 E-mail: levchenko.o@paton.kiev.ua