



ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ И ДУГОВОЙ ОБРАБОТКЕ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 30ХГСА

В. М. КУЛИК, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук,
чл.-кор. НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО, М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **Л. К. ДОРОШЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены структурные изменения в металле шва типа 30ХГС соединений высокопрочной стали при сварке и дуговой обработке. В этих условиях аустенитное превращение закалившегося металла соединения происходит при температурах, близких к точкам A_1 и A_3 стали в состоянии поставки. При последующем охлаждении восстанавливается структура закалки. Кратковременные нагревы в межкритический интервал температур вызывают образование значительного количества феррита отпуска и снижение при последующем охлаждении количества образующего мартенсита за счет увеличения ферритной и бейнитной составляющих. Это вызывает наибольшее снижение твердости и повышение ударной вязкости металла. Подобное улучшение свойств и повышение трещиностойкости сварного соединения наблюдается после кратковременных нагревов до температур отпуска.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочная сталь, шов, зона термического влияния, дуговая обработка, нагрев, охлаждение, dilatометрия, дифференциальный термический анализ, твердость, ударная вязкость, замедленное разрушение

При изготовлении легких сварных конструкций из тонколистовых высокопрочных сталей используется аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом, которая обеспечивает качественное формирование соединения, приемлемую химическую и структурную однородность металла соединения, что упрощает выполнение последующей термической обработки для получения высоких значений прочности и служебных характеристик сварного изделия.

При сварке высокопрочных сталей существует опасность образования холодных трещин в закалившемся металле шва или на участке перегрева зоны термического влияния (ЗТВ), которые возникают сразу или через определенное время после сварки. Во избежание трещинообразования, связанного с содержанием мартенсита в структуре [1], подогревы выполняют перед, в процессе и после сварки с последующим незамедлительным печным отпуском. Это вызывает ухудшение условий труда, усложняет технологический процесс и повышает себестоимость сварного изделия, требует применения дополнительного оборудования и не всегда является технически выполнимым. Изменение структуры и повышение стойкости против образования холодных трещин в металле ЗТВ тонколистовой высокопрочной стали достигается кратковременными термическими воздействиями при многопроходной сварке и дуговой обработке [2]. Очевидно, что подобные изменения можно ожидать и в металле шва.

Целью данной статьи является исследование фазовых и структурных превращений в сварных соединениях (в первую очередь в швах), которые могут иметь склонность к замедленному разрушению. Листовая сталь 30ХГСА толщиной 3,2 мм, используемая для изготовления различных изделий, в том числе автомобильных баллонов [3], подвергалась одно- и двухпроходной сварке А-ТИГ и ТИГ встык. На первом проходе выполняли сквозное проплавление стыка, на втором проходе сварки с поперечными колебаниями электрода осуществляли неполное проплавление в 1,5...2 раза больше ширины ранее сформированного соединения (с расплавлением или без расплавления присадочной проволоки Св-18ХМА). С помощью вольфрамо-вольфрамоплавящей термопары ВР20/5 диаметром 0,35 мм с обратной стороны установлено, что нагрев металла соединения, не подвергающегося расплавлению при выполнении второго прохода сварки, происходит не ниже температур 1100...1250 °С, т. е. заведомо выше по всей его высоте. При первом и втором проходах сварки, которые являются закалочными для стали 30ХГСА, металл охлаждается со скоростями 9...16 °С/с [4, 5]. При этом уменьшается и устраняется вогнутость поверхности, создается усиление и двухслойное строение шва, улучшается формирование соединения.

Фазовые и структурные превращения в процессе цикла нагрев–охлаждение изучали методом скоростной dilatометрии [2]. Образцы размером 3×8×75 мм, вырезанные поперек сварного соединения с расположением шва в центральной части, нагревали проходящим током до разных температур и охлаждали при обдувании аргоном, имитируя термические циклы сварки и дуговой



обработки. Изменение температуры и ширины образца (длины шва) фиксировали с помощью двухкоординатного потенциометра Н307/1, продолжительность нагрева — секундомером, время при охлаждении — специальным отметчиком времени. Так как в зависимости от режима дуговой обработки без расплавления металла его нагрев происходит со скоростью $w_n = 80...240$, а охлаждение $w_{6/5} = 6...24$ °C/c [6], то при имитировании термических циклов задавали их среднее значение: $w_n = 160...180$ и $w_{6/5} = 10...13$ °C/c. Для сопоставления таким же образом исследовали основной металл. Для определения температурных интервалов превращений при кристаллизации выполняли также дифференциальный термический анализ [7] при нагреве и охлаждении со скоростью 80 °C/мин.

Стойкость сварных соединений против образования холодных трещин оценивали испытаниями на замедленное разрушение со снижением нагрузки в процессе развития микропластической деформации [8]. При этом исследовали структуру и ударную вязкость металла сварного соединения.

Методом дифференциального термического анализа установлено, что характер кристаллизации расплавленной стали 30ХГСА, присадочной проволоки Св-18ХМА и шва, полученного путем расплавления или без него, является двухстадийным, о чем свидетельствует наличие двух перегибов на кривой охлаждения (рис. 1). Второй перегиб (при меньшей температуре) свидетельствует о перитектическом превращении, которое согласно диаграмме состояния Fe–C характерно для сталей с 0,16...0,51 % C. Перитектическое превращение при кристаллизации отмечается у стали 35ХГС, а также в Fe–Si–C сплавах с 0,63...0,74 % C и 1,5...4,0 % Si [9].

В условиях непрерывного охлаждения кристаллизация металла шва типа 30ХГС носит перитектический характер и начинается с образования ферритных дендритов. На их границе при температуре перитектического превращения при взаимодействии низкоуглеродистой (0,1 %) δ-феррита и углеродистой жидкой фазы происходит зарождение аустенита с содержанием 0,16 % C, частично или полностью изолирующего феррит от жидкости. Плохой контакт феррита с углеродистой жидкостью (или его отсутствие) затрудняет аустенизацию, и в осях ветвей ферритных дендритов могут оставаться непревращенные участки. Превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ в них возможно при последующем высокотемпературном охлаждении с образованием низкоуглеродистого аустенита. Кристаллизация завершается формированием высокоуглеродистого аустенита из остатков жидкости с повышенным содержанием углерода и других химических элементов. Поэтому в закристаллизованном металле шва возможно получение од-

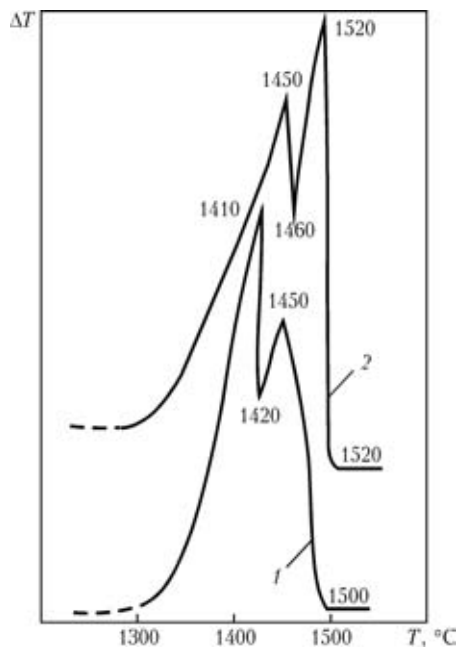


Рис. 1. Дифференциальная термическая кривая охлаждения расплавленного металла шва (сталь 30ХГСА) без присадочного (1) и с присадочным (2) металлом

нофазной аустенитной или аустенитной с ферритом в осях дендритов структурой, а аустенит в отдельных микрообъемах имеет разную устойчивость при охлаждении.

Дендритное строение первичной микроструктуры металла шва тонколистовой стали показано на рис. 2. Размер, строение и направленность дендритов определяются режимом сварки и параметрами сварочной ванны. В поперечном сечении однослойного и первого слоя двухслойного швов с коэффициентом формы провара $\phi = b/h = 1,0...1,5$ они являются преимущественно столбчатыми, ориентированными от основного металла к центру, почти равноосными у зоны сплавления и часто разориентированными в центре. В металле второго слоя с коэффициентом формы 4...6 дендриты мельче, иной формы (с уменьшенным количеством и размерами зародышей осей второго порядка), больше ориентированы к лицевой поверхности.

Перераспределение химических элементов на фронте кристаллизации вследствие разной раст-



Рис. 2. Первичная микроструктура металла двухслойного шва (×50)



воримости их в жидкой и твердой фазах вызывает постепенное обогащение ими жидкости и кристаллизующегося затем металла. Поэтому содержание углерода и легирующих элементов в металле шва по сравнению с основным металлом возрастает в 1,0...1,1 раза на глубине около 0,3 мм и в 1,1...1,2 раза на расстоянии 0,02...0,03 мм от поверхности, где кристаллизация заканчивается. При этом возрастает содержание углерода и кремния с повышенным коэффициентом ликвации — соответственно 0,87 и 0,34 для δ -железа, меньше содержание хрома и марганца с коэффициентами ликвации 0,05 и 0,16 [10]. Макрохимическая неоднородность типа зональной во втором слое шва образуется в результате кристаллизации металла, ориентированной преимущественно к поверхности.

Последующее охлаждение со скоростью закалки $w_{6/5} = 9...14$ °C/с в условиях сварки вызывает преобразование аустенита закристаллизовавшегося металла в мартенситно-бейнитную смесь как в одно-, так и в двухслойном швах (рис. 3), подобно протекающему в металле ЗТВ [2]. Наличие исходной микрохимической и микроструктурной неоднородности может быть причиной проявления микронеоднородности вторичной структуры металла шва в виде слаботравящихся участков (вероятнее всего, содержащих остаточный аустенит).

Металл однослойного шва имеет микротвердость $HV 0,05/30$ 260...405, ЗТВ — $HV 0,05/30$ 405...440. Увеличение $w_{6/5}$ в приведенных выше пределах при выполнении второго прохода сварки на пониженной погонной энергии без расплавления

присадочной проволоки вызывает повышение микротвердости металла второго слоя, охлаждавшегося от жидкого состояния до $HV 0,05/30$ 321-345 и металла ЗТВ у первого слоя шва до $HV 0,05/30$ 460-480. При этом наблюдается понижение микротвердости металла шва первого слоя до $HV 0,05/30$ 221-356 вследствие кратковременного нагрева его без расплавления и металла ЗТВ у второго слоя до $HV 0,05/30$ 221-268 в результате пульсирующего теплового воздействия поперечно колеблющейся дуги. При сварке с использованием присадочной проволоки с меньшим, чем в основном металле, содержанием углерода, твердость второго слоя шва уменьшается в 1,05...1,10 раза.

Механизм формирования структуры металла ЗТВ установлен dilatометрическими исследованиями, описанными в работе [2]. Нагрев термостатированной (состояние поставки) стали 30ХГСА протекает без развития отпускных превращений. При достижении температур 720...760 °C на dilatометрической кривой выявляются перегибы, которые могут быть вызваны коагуляцией карбидов и переходом стали из ферро- в парамагнитное состояние. Быстрый нагрев вызывает повышение на 50...100 °C температур аустенитного превращения $A_{c1} = 835$ и $A_{c3} = 930$ °C (справочные значения $A_1 = 740...785$ °C и $A_3 = 830...875$ °C [4]). Охлаждение после кратковременного (в течение 1...2 с) перегрева до температур 1330...1350 °C (как при сварке) сопровождается превращением (при температурах 655...225 °C)

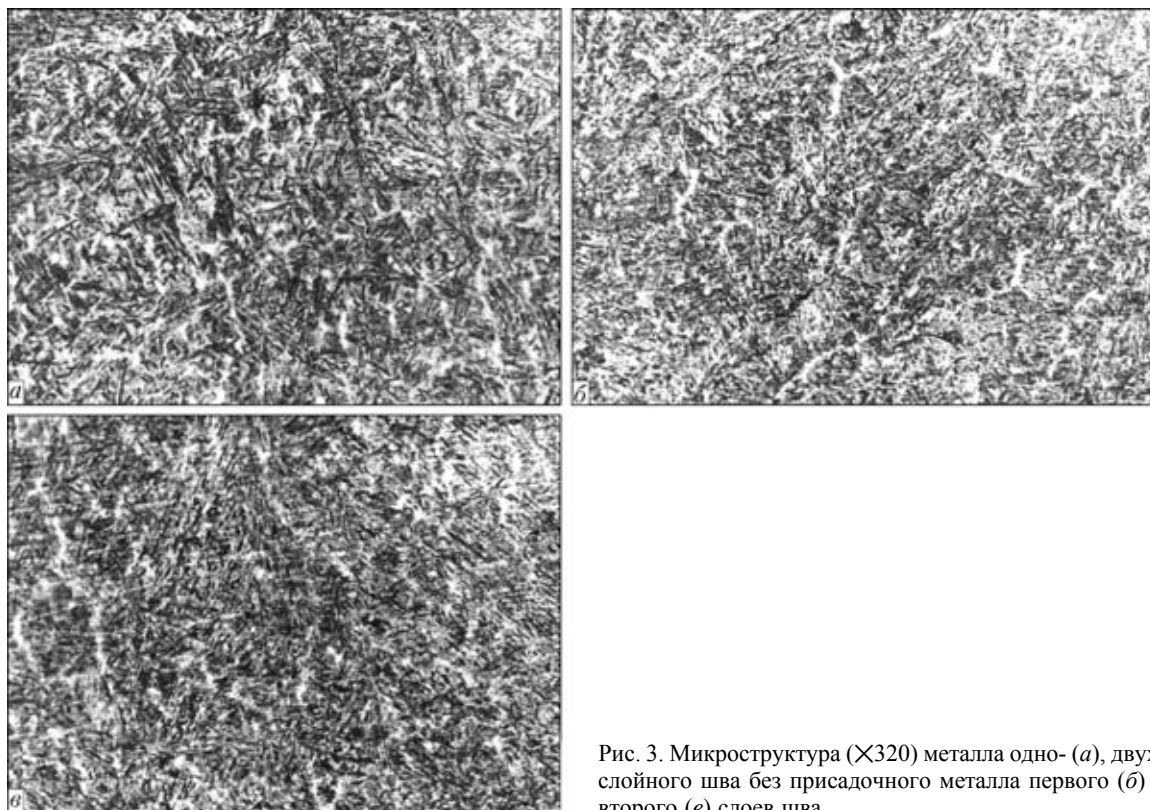


Рис. 3. Микроструктура ($\times 320$) металла одно- (а), двух- (б) и второго (в) слоев шва

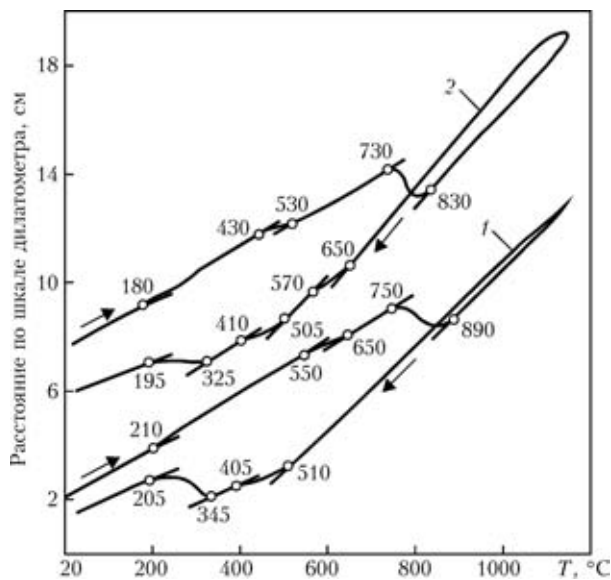


Рис. 4. Дилатогаммы стали 30ХГСА и металла швов без (1) и с присадочным (2) металлом

аустенита с формированием в структуре 49 % мартенсита, 48 % бейнита и 3 % феррита.

Преобразования, происходящие в металле шва и ЗТВ, близких по химическому составу, подобны (рис. 4, табл. 1 и [2]). Однако в отличие от имитированной ЗТВ, в которой структура перегрева и закалки создавалась при первом нагреве, металл

шва является тем закаленным объектом, на котором выполняется имитация дуговой обработки. Наличие структуры закалки предопределяет протекание на стадиях нагрева следующих превращений при отпуске: второго (распад остаточного аустенита) и третьего (карбидного) при повышенных температурах 180...550 и 460...660 °С. Более четко превращения выявляются при дифференциальном дилатометрическом анализе металла шва (рис. 5). Критические точки A_{c1} и A_{c3} снижаются до значений 750...765 и 860...890 °С, близких A_1 и A_3 термостойкой стали. В процессе охлаждения трехкратных циклов высокотемпературный нагрев-охлаждение ранее закалившегося металла наблюдается бейнитное (520...330 °С), мартенситное (350...185 °С) и возможно ферритное (700...500 °С) превращения (табл. 1). Бейнитное превращение в металле шва происходит монотонно или с изменением темпа при температурах 410...380 °С. Снижение температуры кратковременного нагрева от 1150 до 970...920 °С вызывает более ранний распад аустенита металла шва (повышение Φ_n). В отсутствие ферритного превращения имеет место более раннее превращение аустенита в бейнитной области (повышение B_n и B_k) и задержка завершения его в мартенситной (снижение M_k). Следствием этого является уве-

Таблица 1. Превращения при охлаждении после кратковременных нагревов сварного соединения стали 30ХГСА

Исследуемый участок	№ нагрева	$T_n, ^\circ C$	Температура превращений, °С						Конечные составляющие структуры, %			
			Φ_n	Φ_k	B_n	B_k	M_n	M_k	М	Φ_o	Б	Ф
ЗТВ	1*	1340	610	550	495	350	350	225	49	—	48	3
	2	1150	600	580	500	350	350	225	55	—	39	5
	3	1150	620	600	510	355	355	220	55	—	39	6
	4	1150	605	585	510	350	350	225	55	—	37	8
Шов, б/п	1	1150	670...590	510	510	345	345	205	38	—	55	7
	2	1150	670...590	500	500	340	340	210	39	—	48	13
	3	1150	635...590	505	505	345	345	220	39	—	50	11
Шов, п	1	1150	615...570	515	515	330	330	240	33	—	60	7
	2	1150	610...580	520	520	325	325	240	33	—	63	4
	3	1150	620...595	505	505	330	330	235	37	—	61	2
Шов, б/п	1	970	—	—	515	350	350	200	85	—	15	—
Шов, п	1	920	700	610	520	410	350	185	54	—	21	25
	2	920	680	590	525	400	335	180	46	—	23	31
	3	920	690	600	505	410	345	190	44	—	28	28
Шов, б/п	1	840	630	520	520	410	325	Не установлено				
Шов, п	1	820	690	610	520	385	225	Не уст.	25,5	34	22	18,5
	2	820	690	605	530	380	200	» »	23	34	23	20
Шов, б/п	1	800	715	670	Не установлено							
Шов, п	1	790	715	630	515	340	340	250	5	80	15	—
	2	1370	—	—	515	340	340	240	37	—	63	—
	3	820	675	640	520	400	400	230	22	34	22	22

Примечание. М — мартенсит; Б — бейнит; Ф — феррит превращения; Φ_o — феррит отпуска, индексы: н — начало; к — конец; б/п — без присадочного металла; п — с присадочным металлом, звездочка у номера — имитация формирования участка перегрева металла ЗТВ.

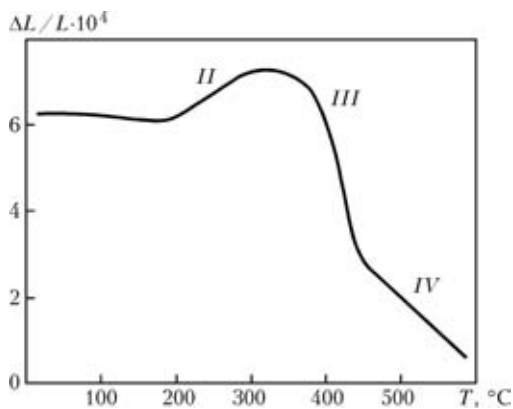


Рис. 5. Дифференциальная дилатометрическая кривая при нагреве металла шва (II–IV — превращения при отпуске)

личение содержания мартенсита и мартенсита с ферритом в структуре металла шва в результате снижения доли бейнитной составляющей. Многократность быстрых кратковременных нагревов выше A_{c3} закалившегося металла шва способствует незначительному повышению доли мартенситной составляющей (на 1...4 %) структуры при большом (260...290 °C) перегреве и снижению ее на 10 % при небольшом (40...60 °C) перегреве. С учетом технологических особенностей сварки без расплавления и с расплавлением присадочной проволоки в переформированной структуре металла шва содержится 33...85 % мартенсита, 15...63 % бейнита и 0...31 % феррита, а в металле ЗТВ — 55 % мартенсита, 37...39 % бейнита и 5...8 % феррита.

Снижение температур аустенитного превращения ($A_{c1} = 730\text{ °C} < A_1$ и $A_{c3} = 830\text{ °C} \leq A_3$) наблюдается у металла шва, предварительно закаленного в воде на мартенсит после печного нагрева. Такая операция способствует более раннему началу ($\Phi_n = 650\text{ °C}$) и более позднему завершению ($M_k = 185\text{ °C}$) превращения аустенита при охлаждении после быстрого кратковременного нагрева

Таблица 2. Влияние температуры кратковременного нагрева T_n на твердость HRC и трещиностойкость τ_r стыкового соединения стали 30ХГСА

$T_n, \text{ °C}$	HRC шва	a_n шва, Дж/см ²	τ_r , мин (место разрушения)
Без нагрева	49	—	1,5...3,5 (шов)
1140...1250	38 41	—	1,5...9 (шов)
920...970	47	73	0,5...5 (шов)
800...840	27	122	—
630	35	111	—
480...550	—	—	НР 55 (шов – з.с. с подрезами)
420...450	40	105	49 (шов – з.с. с подрезами)

Примечание. Приняты следующие сокращения: з.с — зона сплавления; НР — нет разрушения.

и уменьшения количества мартенсита до 24 % в структуре за счет увеличения количества феррита (24 %). Высокий печной отпуск металла шва, формирующий структуру сорбита отпуска, наоборот, способствует повышению A_{c1} до $800\text{ °C} > A_1$ и A_{c3} до $875\text{ °C} \geq A_3$, увеличению доли мартенситной (50 %) и ферритной (30 %) составляющих структуры в результате снижения количества бейнитной составляющей (20 %). Поэтому при многопроходной сварке и дуговой обработке можно ожидать большего снижения температур аустенитного превращения у сильнее закалившегося металла соединения и повышения этих температур при сварке менее закаливаемых сталей в условиях замедленного охлаждения. С увеличением кратности кратковременных нагревов до температуры 1150 °C наблюдается увеличение до 38 % доли мартенсита за счет феррита (7 %) в структуре предварительно закаленного в воде металла шва и повышение до 39 % доли бейнитной составляющей при снижении доли мартенситной (39 %) и ферритной (12 %) составляющих в структуре предварительно отпущенного металла шва.

При снижении температуры нагрева до 840...820 °C (в межкритический интервал температур) аустенитное превращение в металле шва происходит не полностью, и в структуре наряду с вновь образовавшимся аустенитом сохраняется значительное количество феррита отпуска Φ_o . Распад уменьшенного количества аустенита не вызывает существенного изменения температур превращений, однако обуславливает снижение количества образующегося мартенсита и увеличение суммарного количества более пластичных ферритной и бейнитной составляющих структуры. Нагревы до температур ниже A_{c1} сопровождаются только превращениями при отпуске, которые могут проходить полностью и не выявляться уже в процессе второго нагрева.

Кратковременный нагрев металла шва снижает его твердость (табл. 2), как и металла ЗТВ [2], и повышает стойкость стыкового соединения против образования холодных трещин. Наибольшее снижение твердости и соответственно повышение ударной вязкости обеспечивают нагревы до температур высокого отпуска (630 °C) и в межкритическом интервале температур (800...840 °C), после которых в структуре образуется минимальное количество мартенсита и максимальное количество феррита. Кратковременные дуговые нагревы до температур отпуска (480...550 °C) вызывают существенное повышение трещиностойкости, вплоть до предотвращения замедленного разрушения при испытании ($\sigma_n = 380...390\text{ МПа}$). Наибольшая твердость, наименьшие значения ударной вязкости шва и трещиностойкости соединения отмечаются после небольших перегревов



выше A_{c3} , когда в структуре металла образуется максимальное количество мартенсита. При этом замедленное разрушение испытуемого соединения происходит преимущественно по шву, что можно объяснить повышенной плотностью несовершенств кристаллического строения литого металла по сравнению с катаной сталью и его химической неоднородностью, вызванной ликвацией углерода, серы, фосфора и другими элементами [11]. Такая особенность проявляется сильнее в однослойных швах с ориентированными навстречу друг к другу кристаллитами. В целом влияние температуры кратковременного повторного нагрева на изменение структуры и свойств металла шва и ЗТВ подобно. Оно нивелируется последующей печной обработкой, включающей относительно длительную выдержку выше A_{c3} , в частности, перед закалкой.

В заключение следует отметить, что при кристаллизации металла шва стали 30ХГСА наблюдается перитектическое превращение, которое предопределяет увеличение микрохимической и микроструктурной неоднородности. Превалирование вертикальной составляющей кристаллизации после проплавления с коэффициентом формы 4-6 вызывает повышение содержания углерода, кремния, хрома, марганца в металле шва у поверхности.

Подобие превращений, близких по химическому составу металлу шва и участка перегрева металла ЗТВ, предопределяет получение принципиально одинаковой в целом М-Б структуры всего соединения, которая измельчается в результате подплавления и кратковременных нагревов выше A_{c3} при сварке и дуговой обработке.

Закаленное состояние металла соединения обуславливает снижение, быстрый нагрев — повышение температур аустенитного превращения. В условиях сварки и дуговой обработки закалившегося металла соединения и печного нагрева термоязкой стали эти температуры близки.

После повторных кратковременных нагревов выше A_{c3} в металле шва и ЗТВ сохраняется структура закалки и изменяется соотношение ее составляющих.

Фазовые превращения, структура и свойства металла шва регулируются температурой и кратностью кратковременных нагревов. При нагревах до межкритических температур и температур отпущения достигается существенное снижение твердости, повышение ударной вязкости и стойкости против образования холодных трещин. Печные закритические нагревы нивелируют различие свойств сварных соединений.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Кулик В. М., Васильев В. Г. Особенности изменения структуры и свойств закалившегося металла ЗТВ стали 30ХГСА при дуговой обработке сварного соединения // Автомат. сварка. — 2006. — № 7. — С. 19–25.
3. Патон Б. Е., Савицкий М. М., Кузьменко Г. В. Перспективы применения высокопрочных среднелегированных сталей в сварных баллонах высокого давления для автотранспорта // Там же. — 1994. — № 3. — С. 4–9.
4. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник. — М.: Металлургия, 1973. — 495 с.
5. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
6. Аргонодуговая обработка сварного соединения стали 30ХГСА / В. М. Кулик, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 7–13.
7. Уэндландт У. Термические методы анализа. — М.: Мир, 1978. — 526 с.
8. Кулик В. М., Савицкий М. М. Новая методика оценки стойкости против образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 2007. — № 1. — С. 11–17.
9. Яценко А. И., Репина Е. И., Грушко П. Д. Первичная структура перитектических сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1988. — № 1. — С. 9–11.
10. Качество слитка спокойной стали / М. М. Колосов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович. — М.: Металлургия, 1973. — 408 с.
11. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургия, 1986. — Т. 1. — 695 с.

Considered are structural changes in weld metal of the 30KhGS type on high-strength steel joints, taking place in arc welding and treatment. Austenitic transformation of hardened metal of the joints occurs under these conditions at temperatures close to A_1 and A_3 of steel in the as-received state. Subsequent cooling provides recovery of the hardening structure. Short-time heatings in an inter-critical temperature range cause formation of a substantial amount of temper ferrite and decrease of the amount of formed martensite during subsequent cooling, which is caused by increase in the ferrite and bainite components. This leads to the highest decrease in hardness and increase in impact toughness of metal. This improvement of properties and increase in crack resistance of the welded joints take place after short-time heatings to the tempering temperatures.

Поступила в редакцию 09.10.2006