



ОСОБЕННОСТИ АРГОНОДУГОВОЙ ОБРАБОТКИ С ПОДПЛАВЛЕНИЕМ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЗАКАЛИВАЮЩЕЙСЯ СТАЛИ

В. М. КУЛИК, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **Д. П. НОВИКОВА**, канд. техн. наук,
В. А. КРАСНОЩЕKOVA, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что обработка сварных соединений стали 30ХГСА улучшает формирование металла шва, измельчает его структуру, повышает ударную вязкость металла ЗТВ сварного соединения. Установлено, что при аргонодуговой обработке сварного соединения среднеуглеродистой легированной стали на участке перегрева ЗТВ могут образовываться выделения МАК-фазы.

Ключевые слова: аргонодуговая обработка, высокопрочная сталь, сварное соединение, нагрев, подплавление, охлаждение, закалка, структура, ударная вязкость

Для сварных изделий с высокими служебными характеристиками и пониженной металлоемкостью применяется высокопрочная сталь небольшой толщины. При их изготовлении широко используется аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом с активирующим флюсом (сварка А-TIG). Это позволяет отказаться от разделки кромок, снизить расход электроэнергии и сварочных материалов и уменьшить тепловложение [1]. Однако, вследствие уменьшения погонной энергии, увеличивается скорость охлаждения сварных соединений и усиливается эффект закалки, что приводит к снижению показателей вязкости, пластичности и трещиностойкости [2]. Поэтому их подвергают печному отпуску сразу после сварки или с минимальным перерывом после нее. Это усложняет технологический процесс, повышает трудо- и энергозатраты, снижает производительность, требует использования дорогостоящего печного оборудования. Кроме того, печной отпуск не всегда осуществим, особенно при изготовлении крупногабаритных конструкций.

Уменьшить энергетические затраты и повысить эффективность технологического процесса можно путем применения местной аргонодуговой обработки сварных соединений [3, 4]. Кроме того, она повышает пластичность, вязкость, стойкость к замедленному разрушению соединения и, что важно, может выполняться с использованием того же оборудования и оснастки и без раскрепления, что позволяет избежать деформации изделия.

Аргонодуговая обработка без подплавления металла вызывает в зависимости от режима закалку или отпуск сварного соединения. Ее можно проводить со скоростью, во много раз превышающей скорость сварки. При подплавлении прогрев металла усиливается, качество соединения может улучшаться, однако проведение обработки с большой скоростью затруднено из-за ухудшения формирования шва. Задачей настоящей работы является исследование и определение возможности из-

менения и улучшения структуры и свойств сварного соединения высокопрочной стали в зависимости от режима аргонодуговой обработки с подплавлением для упрощения технологического процесса изготовления продукции.

Эксперименты проводили на сварочной установке АРК-1 с выпрямителем ВСВУ-315. Высокопрочная среднелегированная сталь 30ХГСА толщиной 3, а также 6 мм, производимая и достаточно широко применяемая для изготовления сварных конструкций в Украине и за рубежом, подвергалась сварке А-TIG, а сварные соединения — аргонодуговой обработке с подплавлением. Для этого собирали стыки без скоса кромок с расстоянием 50 мм между теплоотводящими зажимами, кромки покрывали активирующим флюсом ВС-2э, сварку выполняли навесу со сквозным проплавлением на обычных для этих толщин режимах: $I_{св} = 130$ А, $U = 9$ В, $v_{св} = 12$ м/ч и $I_{св} = 180$ А, $U = 11$ В, $v_{св} = 6$ м/ч. После остывания и удаления шлака от переплавленного активирующего флюса стыки обрабатывали аргонодуговым способом вольфрамовым электродом с продольным перемещением и поперечными колебаниями амплитудой 5...7 мм и частотой 2...3 с⁻¹. Режимы аргонодуговой обработки варьировали в пределах $I_{обр} = 70...140$ А, $U_{обр} = 11...12$ В, $v_{обр} = 4,5...12,0$ м/ч. Термические циклы сварки и обработки записывали с помощью вольфрамрений-вольфрамрениевой термопары ВР 20/5 диаметром 0,35 мм и осциллографа Н105.

Макро- и микроструктуру исследовали с помощью микроскопа «Neophot-32» при 25-, 50-, 200-, 320-, 400- и 1000-кратном увеличении после травления шлифов в водных растворах надсернистого аммония, пикрата натрия и пикриновой кислоты. Микротвердость в поперечном сечении сварного соединения определяли твердомером фирмы LECO при нагрузке 50 и 10 г. Выявление и определение размера зерна выполняли по ГОСТ 5639-82 (СТ СЭВ 1959-79), механические испытания сварных соединений проводили по ГОСТ 6996-66 на разрывных плоских, без обратного усиления образцах и ударных образцах с круглым надрезом. Стойкость ЗТВ к образованию холодных трещин оценивали по продолжительности замед-



Таблица 1. Параметры аргонодуговой обработки (сварки), структура и свойства сварных соединений стали 30ХГСА толщиной 3 мм

Номер обработки	Режим обработки (сварки)			Размер УП, мм		Структура			
	Ток I , А	Скорость v , м/ч	Погонная энергия q/v , Вт·ч/м	Глубина h	Ширина b	Шов		Участок перегрева ЗТВ	
						УП	вне УП	при обработке	при сварке
1	(130)	(12)	(97)	—	—	(Бв>, Бн, М)	(Бв>, Бн, М)	(Бв>, Бн, М)	(Бв>, Бн, М)
2	130	12	119	2,2	7,0	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн, МАКФ	Бв>, Бн, МАКФ
3	105	12	96	0,5	7,0	Бв>, Бн, М	Бв, Бн>, М	Бв, Бн>, МАКФ	Бв>, Бн, МАКФ
4	105	10	110	1,0	6,0	Бв>, Бн, М	Бв, Бн>, М	Бв, Бн>, МАКФ	Бв>, Бн, МАКФ
5	70	7	110	1,0	6,0	Бв>, М	Бв>, М	Бв>, МАКФ	Бв>, МАКФ
6	105	7	165	2,6	7,0	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн	Бв>, Бн

Продолжение табл. 1

Номер обработки	Микротвердость HV , ГПа				Балл зерна на участке перегрева ЗТВ		Ударная вязкость a_n , Дж/см ²	
	Шов		Участок прегрева ЗТВ		при обработке	при сварке	шов	ЗТВ
	УП	вне УП	при обработке	при сварке				
1	(2,98...4,05)	(2,60...3,09)	(4,05...4,40)	(4,05)	(4...5)	(4...5)	(71)	(83)
2	2,03...3,73	2,86...4,60	2,68...4,23	2,68...3,56	4...5	4...5	78	62
3	3,21...3,45	2,21...3,66	2,21...2,68	4,60...4,80	4...5	5...6	115	80
4	1,92...2,78	2,10...3,21	2,43...3,21	1,92...3,21	6...7	6...7	122	124
5	2,86...5,05	3,04...3,21	3,45...3,75	2,36...2,78	5...6	6...5	67	134
6	1,96...2,86	2,68...2,98	2,10...4,23	2,36...4,08	4	4...5	67	60

Примечание. Бв, Бн – соответственно верхний и нижний бейнит; М – мартенсит; МАКФ – МАК-фаза; УП – участок подплавления; > – знак преобладающей составляющей.

ленного разрушения плоского образца [5] сечением 3X14 мм после приложения растягивающей нагрузки из расчета $\sigma = 0,9\sigma_{0,2}$ основного металла*.

В табл. 1 обобщены основные данные по сварке и аргонодуговой обработке с подплавлением, структуре и свойствам соединений стали 30ХГСА толщиной 3 мм.

Однопроходные А-TIG соединения толщиной 3 и 6 мм характеризуются швами небольшой ширины (3,5...4,5 и 4,8...7,2 мм) с коэффициентами формы соответственно 1,2...1,5 и 0,8...1,2, которые могут иметь вогнутость с лицевой и выпуклость с обратной стороны (рис. 1, а). Первичная структура металла шва в поперечном сечении представлена преимущественно столбчатыми, ориентированными от периферии к центру, и почти равноосными у зоны сплавления дендритами, разориентированными в центре (рис. 2, а). Бейнитно-мартенситная структура металла соединения является крупнокристаллической (рис. 3), микротвердость HV шва и участка перегрева ЗТВ на стали толщиной 3 мм составляет 2,60...4,05 и 4,05...4,40 ГПа, на стали толщиной 6 мм – 2,50...3,40 и 1,96...2,70 ГПа. Прочность соединения превышает прочность основного металла, однако крупнозернистость металла околошовной зоны может быть причиной образования холодных трещин.

Аргонодуговая обработка сварных соединений толщиной 3 и 6 мм осуществляется с подплавлением участка шириной соответственно 6...7 и

8...9 мм, которая определяется амплитудой поперечных колебаний электрода. Этот участок полностью перекрывает исходный шов (рис. 4). Глубина его уменьшается с увеличением скорости, снижением тока и погонной энергии обработки (см. табл. 1). Благодаря подплавлению уменьшается (вплоть до устранения) вогнутость, создается двухслойное строение шва (см. рис. 1, б), улучшается формирование соединения с лицевой стороны. Первичная структура металла шва на участке под-

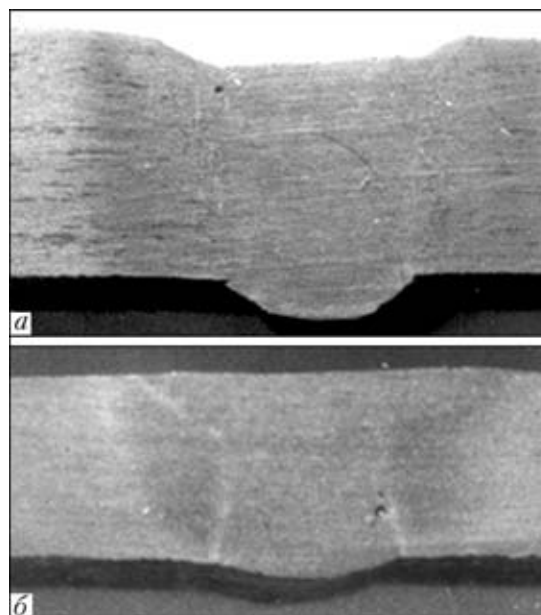


Рис. 1. Макролиф поперечного сечения А-TIG соединения до (а) и после (б) аргонодуговой обработки с подплавлением

* Оценка трещиностойкости проводилась совместно с Г. В. Бурским.

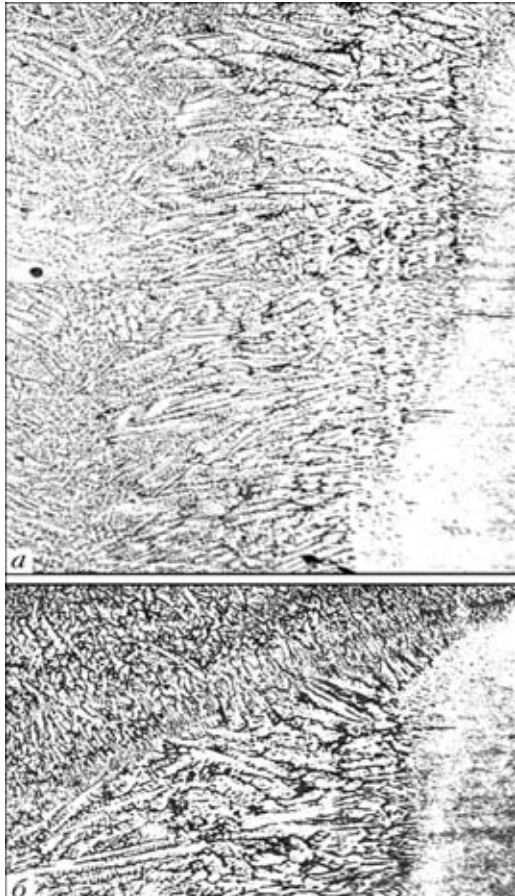


Рис. 2. Первичная микроструктура (X50) металла шва до (а) и после (б) аргонодуговой обработки с подплавлением

лавления становится мельче, вне этого участка остается прежней (рис. 2, б). Измельчение кристаллитов дендритного строения сопровождается из-

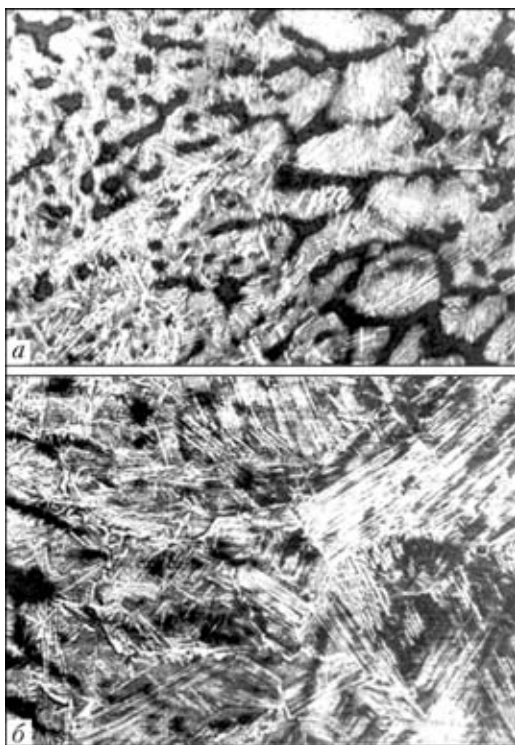


Рис. 3. Микроструктура (X320) металла шва (а) и ЗТВ (б) соединения толщиной 3 мм до обработки

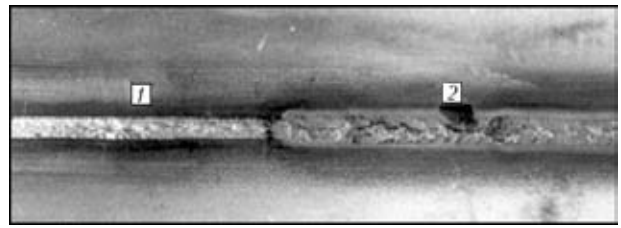


Рис. 4. Внешний вид лицевой поверхности сварного соединения до (1) и после (2) обработки

менением их формы, уменьшением количества и размеров зародышей осей второго порядка, усилением ориентации к лицевой поверхности. Вертикальная составляющая направленности кристаллитов увеличивается с уменьшением глубины подплавления и соответственно повышением коэффициента формы проплавления $\phi = b/h$ от 2,7 до 14, что зависит от режима обработки.

Содержание углерода, кремния, марганца и хрома в металле, подвергающемся двухкратному расплавлению при сварке и обработке, в целом не уменьшается (табл. 2). Кроме того, отмечается более высокая концентрация этих элементов у поверхности подплавленного шва. Так как их внешнее поступление в металлическую ванну отсутствует, это можно объяснить их перераспределением на фронте кристаллизации и скапливанием у поверхности, где металл затвердевает в последнюю очередь (в поперечном сечении шва), т. е. ликвацией типа зональной. Такое объяснение подтверждается тем, что максимальная кратность повышения массовой доли указанных элементов у поверхности шва по сравнению с основным металлом отмечена по углероду (до 1,25) с наибольшим коэффициентом ликвации (0,64), а минимальная (1,06) — по марганцу с наименьшим коэффициентом ликвации (0,05) [6].

При аргонодуговой обработке с подплавлением на разных режимах происходит кратковременный нагрев металла шва и участка перегрева ЗТВ заведомо выше температур превращения стали (рис. 5), что в сочетании с пульсирующими от поперечных колебаний электрода воздействиями дуги создает предпосылки для изменения структуры. Скорости охлаждения 6...12 °С/с, близкие к сварочным скоростям охлаждения в диапазоне температур минимальной устойчивости охлаждающегося аустенита 600...500 °С, являются закалочными для стали 30ХГСА [7, 8]. Выделение скрытой теплоты плавления и рассредоточенный нагрев удлиненной, поперечно колеблющейся дугой приводит к тому, что лицевая сторона соединения охлаждается медленнее обратной [9]. Менее приемлемые для закалки металла тепловые условия на участке подплавления в какой-то мере компенсируются повышенной устойчивостью образующегося при его кристаллизации аустенита, благодаря чему сглаживается неоднородность структуры и неравномерность распределения твердости металла по высоте соединения.

Микроструктура соединений толщиной 3 мм, обработанных на разных режимах дугой, остается подобной послесварочной, но в большинстве случаев измельчается. В швах изменяется соотношение

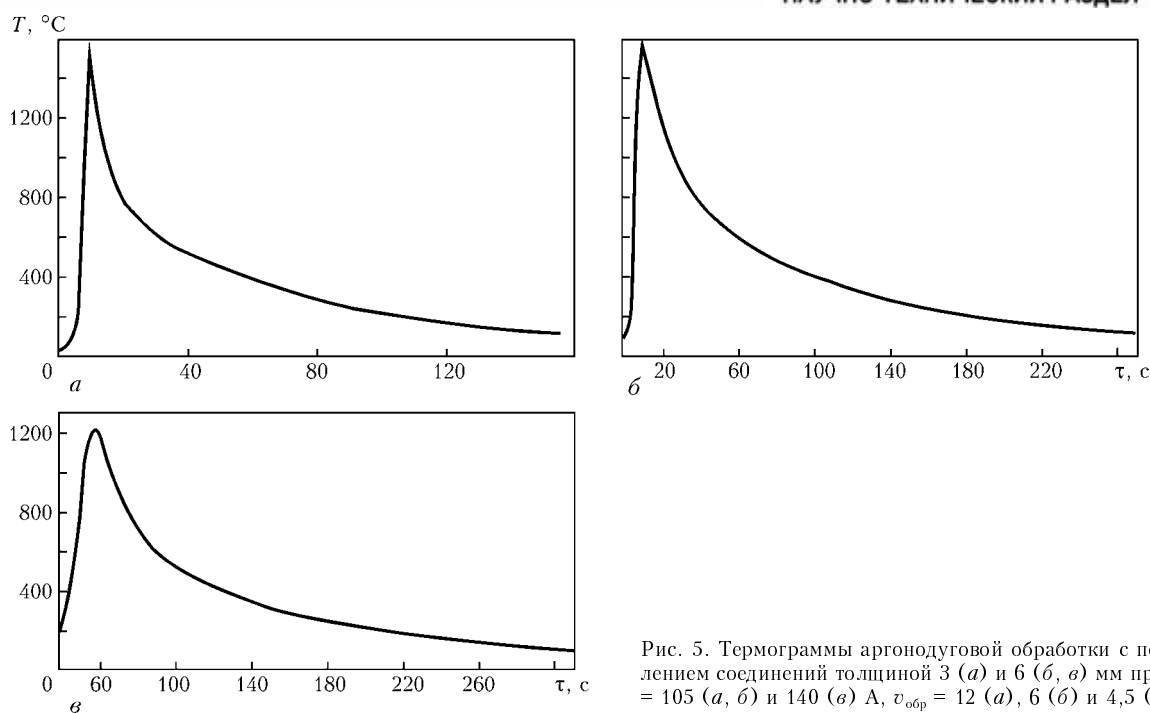


Рис. 5. Термограммы аргонодуговой обработки с подплавлением соединений толщиной 3 (а) и 6 (б, в) мм при $I_{обр} = 105$ (а, б) и 140 (в) А, $v_{обр} = 12$ (а), 6 (б) и 4,5 (в) м/ч

Таблица 2. Химический состав металла шва на участке подплавления при аргонодуговой обработке и основного металла

Расстояние от поверхности шва, мм	Режим обработки		Массовая доля элементов, %			
	I, А	v, м/ч	С	Si	Mn	Cr
0,02...0,03	105	7	0,31	1,23	1,06	1,03
0,30...0,40	105	7	0,29; 0,24	1,23	1,10	0,88
0,02...0,03	130	12	0,35	1,28	1,10	1,03
Основной металл			0,28...0,29	1,11	1,00	0,89

структурных составляющих, а в бейнитно-мартенситной структуре на участке перегрева ЗТВ возможно появление округлых выделений мартенситно-аустенитно-карбидной (МАК) фазы. (Наличие МАК-фазы отмечается в сварных соединениях низколегированных сталей, но толкование ее влияния на свойства неоднозначно [10–15].) В зависимости от режима обработки твердость соединений в целом снижается, ударная вязкость изменяется в соответствии с получаемой структурой металла, прочность остается на уровне значений основного металла.

При $I_{обр} = I_{св}$ и $v_{обр} = v_{св}$ погонная энергия обработки возрастает примерно на 23 % по сравнению со сварочной за счет повышенного напряжения на удлиненной дуге. Несмотря на это, внутренняя структура соединения на участке перегрева измельчается при сохранении в целом неизменным балла аустенитного зерна. Ударная вязкость шва несколько повышается, а в ЗТВ с бейнитно-мартенситной структурой и значительным количеством выделений МАК-фазы на участке перегрева она снижается.

Снижение $I_{обр}$ приблизительно до $0,8I_{св}$ при неизменной или уменьшенной в 1,2 раза скорости продольного перемещения дуги, когда погонная энергия обработки составляет 1,0... 1,2 сварочной, вызывает большее измельчение структуры соеди-

нения, уменьшение соотношения верхнего и нижнего бейнита и существенное увеличение ударной вязкости металла шва (рис. 6 и табл. 1, обработка № 3, 4). Повышение ударной вязкости ЗТВ наблюдается при скорости обработки в 1,2... 1,7 раза ниже скорости сварки и увеличении на 13 % погонной энергии, когда в бейнитной структуре выявляется большое количество округлых выделений МАК-фазы (рис. 6 и табл. 1, обработка № 4, 5). При снижении скорости обработки с большим (на 70 %) увеличением погонной энергии сохраняются грубая, как после сварки, структура без МАК-фазы в ЗТВ и низкая ударная вязкость соединения (табл. 1, обработка № 6). Обращает внимание, что высокая ударная вязкость соединения по ЗТВ связана с присутствием выделений МАК-фазы на участке перегрева, а низкая ударная вязкость отмечена как при наличии, так и отсутствии МАК-фазы в структуре. Для более четкого определения влияния этой фазовой составляющей на свойства соединения нужны специальные исследования.

Проведенные исследования показывают, что с точки зрения структуры и ударной вязкости соединений толщиной 3 мм оптимальным режимом аргонодуговой обработки с подплавлением является тот, на котором предусмотрено пропорциональное снижение тока и скорости обработки в 1,2 раза при увеличении на 10... 15 % погонной энергии по сравнению со сварочными. Приемлемым можно считать снижение $I_{обр}$ при сохранении $v_{обр} = v_{св}$ или совместное снижение $I_{обр}$ и $v_{обр}$ в 1,7 раза по сравнению с соответствующими параметрами сварки.

Соединения толщиной 6 мм, обработанные на меньшей погонной энергии, чем при сварке, с одновременным снижением $I_{обр}$ и $v_{обр}$ или только $I_{обр}$ также приобретают более высокую ударную

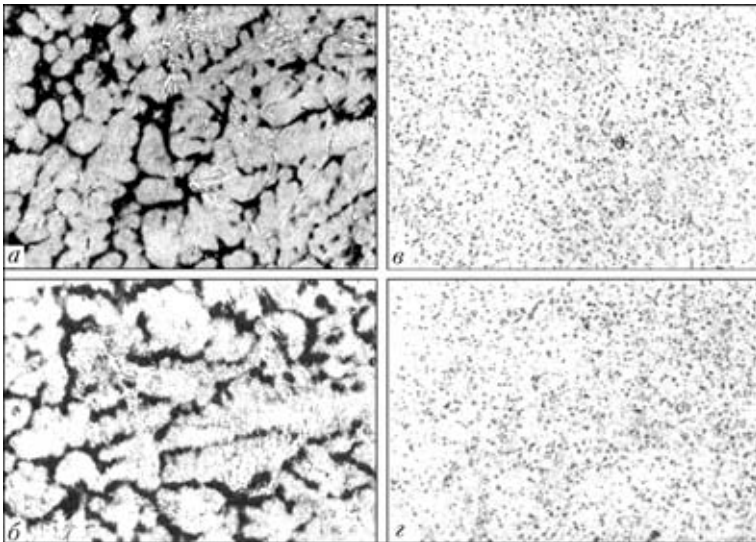


Рис. 6. Микроструктура (*а, б* — $\times 320$; *б, г* — $\times 500$) металла на участке подплавления (*а*), вне участка подплавления шва (*б*) и на прилегающих к ним участках перегрева ЗТВ (*в, г*) после обработки сварного соединения толщиной 3 мм при $I_{обр} = 105$ А и $v_{обр} = 10$ м/ч

Таблица 3. Влияние режима аргонодуговой обработки (сварки) на ударную вязкость зоны сплавлений соединений толщиной 6 мм

Номер обработки	Режим обработки (сварки)			a_n , Дж/см ²
	I , А	v , м/ч	q/v , Вт·ч/м	
1	(180)	(6,0)	(300)	(40,8)
2	140	6,0	280	50,5
3	100	4,5	245	43,9
4*	140; 100	6,0; 4,5	280; 245	52,6

* Двухкратное подплавление.

вязкость по ЗТВ (табл. 3). Достаточно эффективной является двухкратная аргонодуговая обработка с подплавлением соединения при уменьшении погонной энергии от первого прохода ко второму.

Местная аргонодуговая обработка с подплавлением целесообразна, если необходимо увеличить время выдержки до отпуска сварных соединений. Так, если необработанные соединения разрушались по околосшовной зоне в течение 2...11 мин после приложения растягивающей нагрузки, то в результате обработки на разных режимах продолжительность замедленного разрушения достигала 45...100 мин или разрушение не отмечалось более суток. Способствуя повышению стойкости соединений к образованию холодных трещин, такой способ обработки позволяет частично или полностью, в зависимости от режима, исключить промежуточный или последующий печной отпуск. Расход электроэнергии при дуговой обработке составляет 0,2...0,6 кВт·ч на метр шва, т. е. на порядок меньше, чем при печном отпуске. Затраты времени на подготовку и выполнение аргонодуговой обработки без раскрепления после сварки и изменения технологического оборудования и оснастки не превышают 10 мин, что исключает увеличение деформации металла.

Выводы

1. Аргонодуговая обработка с подплавлением при выполнении поперечных колебаний электрода существенно улучшает формирование соединения и изменяет его строение. В зависимости от режима обработки происходит измельчение первичной структуры, изменение формы и более строгая переориентация к лицевой поверхности кристаллитов расплавляемого металла, химический состав которого в общем не изменяется. Повторная кратковременная аустенизация в сочетании с пульсирующим воздействием поперечно колеблющейся дуги обуславливает также измельчение микроструктуры нерасплавленного металла, что может не происходить при чрезмерном увеличении погонной энергии обработки. Охлаждение обрабатываемого соединения со скоростью, близкой к скорости охлаждения при сварке, обеспечивает

повторную закалку, сохранение высоких значений твердости подплавленного и аустенизированного металлов и прочности соединения.

2. При обработке соединений среднеуглеродистой легированной стали типа 30ХГСА, в зависимости от режима может образовываться МАК-фаза на участке перегрева ЗТВ с бейнитной структурой. Ее наличия также можно ожидать в многослойных соединениях такой стали.

3. Аргонодуговая обработка с подплавлением позволяет повысить ударную вязкость соединения закаливающейся стали. Максимальная эффективность для стали толщиной 3 мм достигается при совместном снижении в 1,2...1,3 раза тока и скорости обработки по сравнению со сварочными. Приемлемыми могут быть другие соотношения снижения этих параметров или их раздельное снижение в 1,2...1,3 раза, а также двухкратная обработка. Она повышает стойкость ЗТВ высокопрочной стали к образованию холодных трещин.

1. Савицкий М. М., Кушниренко Б. Н., Олейник О. И. Особенности сварки сталей вольфрамовым электродом с активными флюсами (АТИГ-сварка) // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 20–28.
2. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4 т. / Под ред. А. И. Акулова. — М.: Машиностроение, 1978. — Т. 2. — 462 с.
3. Аргонодуговая обработка — резерв снижения металлоемкости сварных конструкций / А. Е. Аснис, Г. А. Иващенко, И. Х. Френкель, И. Л. Корень // Автомат. сварка. — 1986. — № 6. — С. 69–70.
4. Кулик В. М., Савицкий М. М. Дуговая обработка сварных соединений закаливающихся сталей // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении: Сб. Докл. 2-го Междунар. симп. — Харьков: ХФТИ, 2001. — Ч. 1. — С. 104–143.
5. Стеренбоген Ю. А., Бурский Г. В. Метод оценки стойкости ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. — 1987. — № 3. — С. 1–5.
6. Качество слитка спокойной стали / М. И. Колосов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович. — М.: Металлургия, 1973. — 408 с.
7. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник. — М.: Металлургия, 1965. — 495 с.



8. *Шоршоров М. Х., Белов В. В.* Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
9. *Кулик В. М., Савицкий М. М., Бурский Г. В.* Особенности дуговой обработки закаливающихся сталей расплавлением // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 31–36.
10. *О структуре* высокопрочных низколегированных швов // А. М. Макара, В. Ф. Грабин, А. В. Денисенко и др. // Там же. — 1969. — № 6. — С. 11–15.
11. *Гривняк И., Маузда Ф.* Металлографическое исследование мартенситно-аустенитной составляющей (МАС) металла ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей // Там же. — 1994. — № 3. — С. 22–30.
12. *Грабин В. Ф., Головки В. В., Новикова Д. П.* Особенности структуры металла швов при сварке под флюсом пульсирующей дугой // Там же. — 1995. — № 8. — С. 3–10.
13. *Влияние* импульсной обработки металлической ванны дугой переменной мощности на формирование структуры, морфологию и распределение неметаллических включений при кристаллизации швов низколегированной стали // И. К. Походня, В. Ф. Грабин, В. В. Головки и др. // Свароч. пр-во. — 1996. — № 3. — С. 9–14.
14. *Механизм* и кинетика распада аустенита в ЗТВ низколегированной стали при сварке под флюсом пульсирующей дугой // И. К. Походня, В. Ф. Грабин, В. В. Головки, Д. П. Новикова // Автомат. сварка. — 1997. — № 4. — С. 3–13.
15. *Гривняк И.* Свариваемость современных высокопрочных сталей: Сб. трудов «Сварка и родственные технологии — в XXI век». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 41–55.

It is shown that processing of welded joints on 30KhGSA steel improves weld metal formation, refines its structure, produces higher impact toughness of the HAZ metal in the welded joint. It is established that in argon-arc treatment of a welded joint on medium-carbon alloyed steel MAC-phase precipitates can form in the HAZ overheated region.

Поступила в редакцию 14.04.2003

Хорватское сварочное общество проводит 3-ю Международную конференцию «СВАРКА В МОРСКИХ УСЛОВИЯХ» «Welding in Maritime Engineering»

2–5 июня 2004 г.

Остров Хвар, Хорватия

Тематика конференции:

- ✓ свариваемость материалов
- ✓ расходные и присадочные материалы для сварки и родственных процессов
- ✓ автоматизация сварки
- ✓ сварка и родственные процессы
- ✓ сварочное оборудование
- ✓ судостроительные технологии
- ✓ подводная сварка и другие подводные технологии
- ✓ подводные трубопроводы
- ✓ расчет и проектирование сварных соединений в судостроении и строительстве морских платформ
- ✓ обучение персонала
- ✓ требования к качеству сварной продукции
- ✓ «сухие» и подводные методы испытания сварных конструкций
- ✓ морская, подводная и глубоководная медицина
- ✓ коррозия и защита поверхностей в морском машиностроении
- ✓ износ и износостойкость



Языки конференции хорватский и английский

Адрес оргкомитета:
 HR 10000 Zagreb, I. Lucica 1, Croatia
 Phone +385 16168597
 Phone/Fax: +38516157108
 e-mail: hdtz.cws@fsb.hr <http://hdtz./fsb.hr>