



АРГОНОДУГОВАЯ ОБРАБОТКА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 30ХГСА

В. М. КУЛИК, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **Д. П. НОВИКОВА**, **В. Г. ВАСИЛЬЕВ**,
Г. Н. ГОРДАНЬ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние параметров режима и термического цикла локальной аргонодуговой обработки без расплавления на структуру металла и механические свойства сварного соединения высокопрочной стали. Показано, что в широких пределах скорости обработки дуговые нагревы до температур аустенитизации металла сварного соединения, закалившегося в процессе сварки, обеспечивают повторную закалку, а ниже температур аустенитизации — кратковременный отпуск. После местной аргонодуговой обработки повышается пластичность и ударная вязкость металла сварного соединения, улучшается характер разрушения, уменьшается чувствительность к концентраторам напряжений.

Ключевые слова: сварное соединение, дуговая обработка, высокопрочная сталь, нагрев, охлаждение, закалка, отпуск, структура, бейнит, мартенсит, остаточный аустенит, дилатодиаграмма, твердость, механические свойства, фрактограмма

Обеспечение высоких показателей пластичности, ударной вязкости, прочности и трещиностойкости сварного соединения при сварке высокопрочных закаливаемых сталей является сложной задачей. Решить ее можно путем снижения скорости охлаждения соединения после сварки за счет предварительного, сопутствующего и последующего подогревов, а также многослойной сварки [1–3], выполнения после сварки печного отпуска с минимальным перерывом или без него, местной обработки сварного соединения токами промышленной и высокой частоты, тепловыделяющими элементами, различного рода излучателями энергии, газовым пламенем, твердым топливом и др. [4]. Однако все эти меры усложняют технологический процесс, повышают трудо- и энергозатраты, снижают производительность, увеличивают стоимость работ, требуют использования специальных, отличных от сварочных, источников тепла, тем самым ограничивая возможность применения подогрева, особенно при изготовлении крупногабаритных конструкций.

Известны примеры использования в качестве источника тепла для сварки и последующей местной обработки сварного соединения электронного луча [5]. При дуговой сварке для такой обработки применяют также плазму, но для этого необходимо специальное оборудование. С помощью аргонодуговой обработки можно улучшать структуру и свойства, повышать долговечность сварных соединений при ударных и циклических нагружениях [6]. При этом преимущественно используют обработку с оплавлением металла. Этот же процесс, но без оплавления применяют пока ограниченно, хотя он позволяет осуществлять поверхностную закалку артиллерийских стволов [7], а при небольшой скорости обработки — измельчать структуру металла соединения и повышать ударную вязкость металла шва [8]. От режима дуговой обработки без оплавления существенно зависят значения температуры нагрева, а так-

же характер изменения структуры и свойств отпущенного основного металла [9]. Однако использование этих данных применительно к сварному соединению затруднительно, так как закаленный и отпущенный, литой и катаный металлы имеют свои особенности превращений при нагреве и охлаждении [10]. Связанные с этим трудности возрастают при АТИГ-сварке с узким глубоким проплавлением без разделки кромок.

Целью работы являлось определение возможности и особенностей изменения структуры металла сварного соединения, закалившегося в процессе сварки, улучшение его механических свойств, особенно вязкости, с помощью аргонодуговой обработки на разных режимах без расплавления. При этом целесообразно измельчать структуру металла сварного соединения для создания благоприятного соотношения ее составляющих, а также улучшения напряженного состояния металла за счет развития процессов отпуска и самоотпуска.

Исследовали соединения стали 30ХГСА толщиной 3 мм, выполненные аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом без присадочного металла. После сварки металл сварного соединения обладает бейнитно-мартенситной структурой закалки [8]. Поскольку металл шва по химическому составу является близким основному металлу, это дает возможность анализировать превращения, происходящие в нем при дуговой обработке, с помощью известных диаграмм [11, 12], полученных для стали 30ХГСА, которая производится и достаточно широко применяется при изготовлении сварных конструкций в Украине и за рубежом.

Однопроходная сварка и первый проход при двухпроходной сварке выполняли способом АТИГ со сквозным проплавлением. При втором проходе, выполненном с поперечными колебаниями электрода амплитудой 5...6 мм и частотой 2...3 Гц без наличия активирующего флюса, происходило подплавление металла шва и прилегающих к нему участков основного металла на глубину 1,0...1,5 мм. Сварка выполнялась на следующих режимах: $I_1 = 130...180$ А (при первом проходе); $I_2 = 110...160$ А (при втором проходе); $v_{св} = 12...17$ м/ч. Сварные соединения



Параметры аргонодуговой обработки сварного соединения

$v_{обр}$, м/ч	$I_{обр}$, А	Сторона образца	$T_{н}$, °С	Время охлаждения τ , с				ω_{6-5} , °С/с
				до 850 °С	до 550 °С	до 370 °С	до 150 °С	
4,5	55...60	Л	1200...1330	15...25	30...50	90...120	210...280	4...6
		О	1100...1200	14...17	20...30	60...80	140...180	10...12
12,5	80	Л	950...1100	2...6	10...20	40...60	160...220	8...10
		О	730...910	≤ 1...3	8...12	20...40	110...150	20...22
37,0	100...105	Л	930...1070	≤ 1...2	3...6	10...25	150...200	20...24
		О	500...650	—	—	—	90...140	—
80,0	145	Л	730...900*	—	< 3*	3...10*	130...170	3...10*
		О	400...500*	—	—	—	70...120	—

Примечания. 1. Л, О — соответственно лицевая и обратная сторона образца. 2. Значения, отмеченные звездочкой, экстраполированы. 3. ω_{6-5} — скорость охлаждения в интервале температур 600... 500 °С.

подвергали по всей ширине 1... 5-кратной аргонодуговой обработке без подплавления вольфрамовым электродом на токе $I_{обр} = 55... 145$ А со скоростью обработки $v_{обр} = 4,5... 80,0$ м/ч при длине дуги 8... 9 мм. Электроду придавались поперечные колебания амплитудой 7... 9 мм (большей, чем при сварке) и частотой 2... 3 и 3... 4 Гц соответственно при $v_{обр} = 4,5... 42,0$ и $80,0$ м/ч. О том, что подплавление не произошло, судили по отсутствию металлической ванны, сохранению внешнего вида поверхности соединения, а также по замерам температур термических циклов дополнительных обработок металла на разных режимах (таблица), о чем частично изложено в работе [9].

Макро- и микроструктуру металла сварных соединений исследовали с помощью микроскопа «Неофот-32» при 25-, 200-, 400- и 1000-кратных увеличениях после травления шлифов в водных растворах надсернистого аммония, нитрата и пикриновой кислоты. Твердость определяли по шкале HRC при нагрузке 1500 Н с усреднением пяти показаний, микротвердость — твердомером фирмы «Леко» при нагрузках 500 (для идентификации структурных составляющих) и 2000 (для установления зонального ее распределения) мН. Заметим, что при повышенной нагрузке показания усредняются и разброс их значений снижается. Фазовый состав оценивался по объемным изменениям с помощью вакуумного дифференциального dilatометра Шевенара при нагреве образцов размером 3×3×30 мм, вырезанных из металла шва без механической обработки его лицевой поверхности, а также из основного металла в состоянии поставки (после высокого отпуска). Нагрев проводился до температуры 550 °С со скоростью 150 °С/ч, после чего осуществляли выдержку в течение 1 ч и охлаждение на воздухе. Механические испытания сварных соединений проводили по ГОСТ 699–66 при использовании разрывных плоских спланированных с обратной стороны образцов без и с боковыми выборками по шву, а также ударных образцов с круглым надрезом. Изломы исследовали на растровом микроскопе JSM-T200 фирмы «Джеол» при подаче ускоряющего напряжения 25 кВ и прохождении тока зонда, равного 4 нА.

Аргонодуговая обработка характеризовалась кратковременным (несколько минут) термическим циклом, указанным в таблице. Из нее видно, что

температура нагрева $T_{н}$ сварного соединения при этой обработке на приведенных режимах существенно ниже температуры плавления 1460... 1520 °С, что также свидетельствует об отсутствии подплавления. Лицевая сторона сварного соединения при $v_{обр} = 4,5... 37,0$ м/ч нагревается заведомо выше температуры A_{c_3} , при этом происходит полная аустенитизация металла. В случае $v_{обр} = 80,0$ м/ч температура нагрева может не достигать A_{c_1} (735 °С), превышать A_{c_3} (850 °С) или находиться в интервале $A_{c_1}...A_{c_3}$, что обуславливает отсутствие, неполную или полную аустенитизацию, особенно на периферии зон обработки, вдоль которых располагаются чередующиеся участки, образовавшиеся при различных удельных мощностях дуги и продолжительности ее воздействия. С помощью увеличения тока достигается заведомо полная аустенитизация, а благодаря снижению тока ее можно избежать. С обратной стороны сварного соединения температура нагрева и возможность аустенитизации металла определяются скоростью обработки: при $v_{обр} = 4,5$ м/ч аустенитизация металла происходит однозначно; при $v_{обр} = 12,5$ м/ч — может происходить или не происходить (температура нагрева близка A_{c_1} и A_{c_3}); в случае $v_{обр} \geq 37,0$ м/ч — отсутствует. С увеличением скорости обработки существенно уменьшается продолжительность процесса аустенитизации металла.

В зависимости от температуры нагрева и химического состава (в пределах марочного) стали 30ХГСА, согласно диаграммам из [11, 12], значения температур минимальной устойчивости аустенита диффузионному и промежуточному превращениям близки 650 и 550... 400 °С, время охлаждения до указанных температур составляет соответственно не менее 3... 10 и 2... 10 с, а температура начала мартенситного превращения $M_{н} = 320... 370$ °С достигается в течение 2... 15 с. При этом мартенситное превращение практически отсутствует при $\omega_{6-5} = 1,5... 2,0$ °С/с и менее, но превалирует при $\omega_{6-5} \geq 40,0$ °С/с.

Охлаждение при аргонодуговой обработке происходит в 3... 40 раз быстрее (в зависимости от скорости обработки), чем при сварке, после выполнения второго прохода с $\omega_{6-5} = 1,5... 2,5$ и $3,0... 5,0$ °С/с соответственно с лицевой и обратной

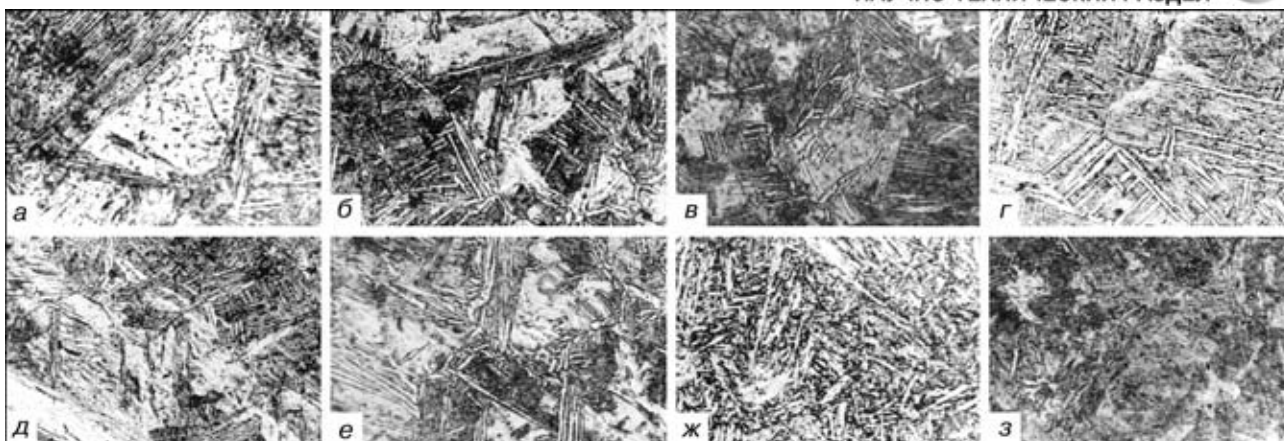


Рис. 1. Микроструктура (X500) металла шва с лицевой (а-д) и обратной (е-з) стороны до (а, е) и после аргодуговой обработки со скоростью 4,5 (б, е), 12,5 (в, ж) и 37,0 (з, э) м/ч

стороны образца, и при этом формируется структура закалки. Время и скорость охлаждения при обработке таковы (см. таблица), что диффузионное превращение аустенита отсутствует, но возможны следующие превращения: при $v_{обр} = 4,5... 12,5$ м/ч — бейнитное; при $v_{обр} = 37,0$ м/ч — бейнитное или мартенситное; при $v_{обр} = 80,0$ м/ч — преимущественно мартенситное.

Следовательно, при аргодуговой обработке с нагревом выше температуры A_c металл лицевой стороны сварного соединения подвергается повторной закалке. С обратной стороны при $v_{обр} \leq 12,0$ м/ч она может быть полной или неполной, а при $v_{обр} \geq 17,0$ м/ч — отсутствует. Металл, нагреваемый ниже A_c , подвергается отпуску, максимальная температура которого возрастает с уменьшением скорости обработки.

Время охлаждения лицевой и обратной стороны образца сварного соединения до температуры 150 °С, принимаемой за нижнюю границу существенных структурных изменений в металле, составляет соответственно 130...280 и 70...180 с; оно уменьшается с увеличением скорости обработки. При этом время охлаждения от температуры 320 °С, когда происходит самоотпуск повторно закалившегося металла, составляет соответственно 100...180 и 50...100 с, а естественное охлаждение до комнатной температуры происходит в течение нескольких минут. Исходя из приведенных данных, можно сделать вывод, что более полного протекания процессов отпуска и самоотпуска обрабатываемого металла следует ожидать в случае уменьшения скорости обработки.

Микроструктура металла шва и распределения микротвердости в сварном соединении после сварки и аргодуговой обработки приведены на рис. 1 и 2.

В состоянии после сварки микроструктура металла шва и участка перегрева (УП) ЗТВ представляет собой крупнокристаллическую бейнитно-мартенситную смесь, т. е. является закалочной (рис. 1, а, д). По всей толщине шва в микроструктуре металла просматриваются иглы верхнего и нижнего бейнита в светлой матрице мартенсита. Микротвердость HV 3,8...5,8 ГПа металла шва и УП ЗТВ несущественно изменяется по его высоте и имеет большой (2 ГПа) разброс значений. Некоторое уменьшение микротвердости металла УП ЗТВ наблюда-

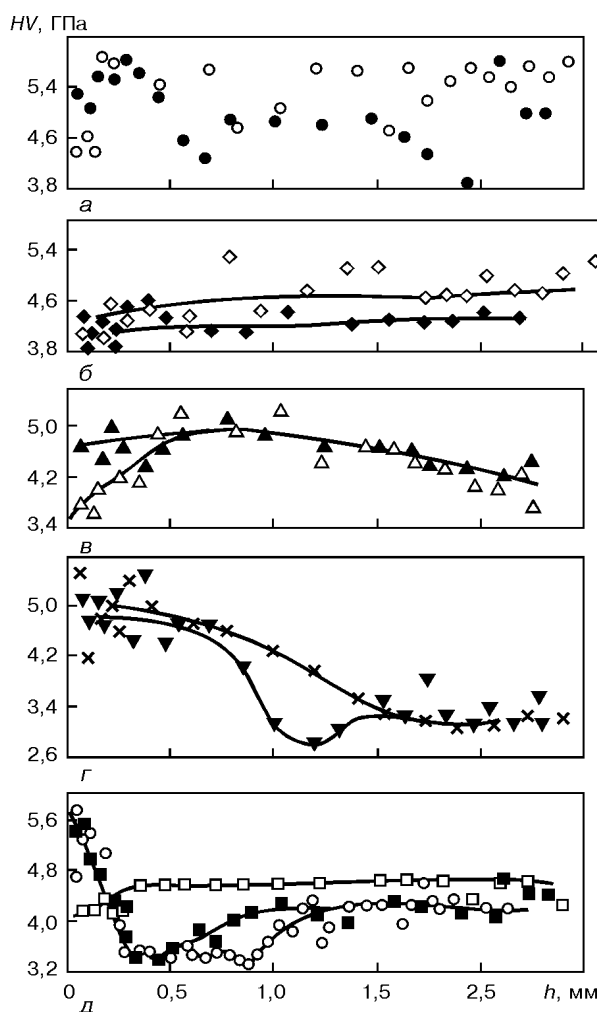


Рис. 2. Распределение микротвердости HV по высоте h шва (●, ◆, ▲, ▼, ■) и УП ЗТВ (○, □, △, ×, ◇) соединения в состояниях после сварки (а) и аргодуговой обработки со скоростью 4,5 (б), 12,5 (в), 37,0 (г) и 80,0 (д) м/ч

ется с лицевой стороны образца на глубине до 0,15 мм (рис. 2, а). Твердость металла шва с лицевой и обратной стороны соответственно составляет HRC 51,0 и 51,9, размер аустенитного зерна УП ЗТВ — 5...6 баллов.

После обработки со скоростью 4,5 м/ч, сопровождавшейся нагревом всего соединения выше температуры A_c , микроструктура металла шва и УП

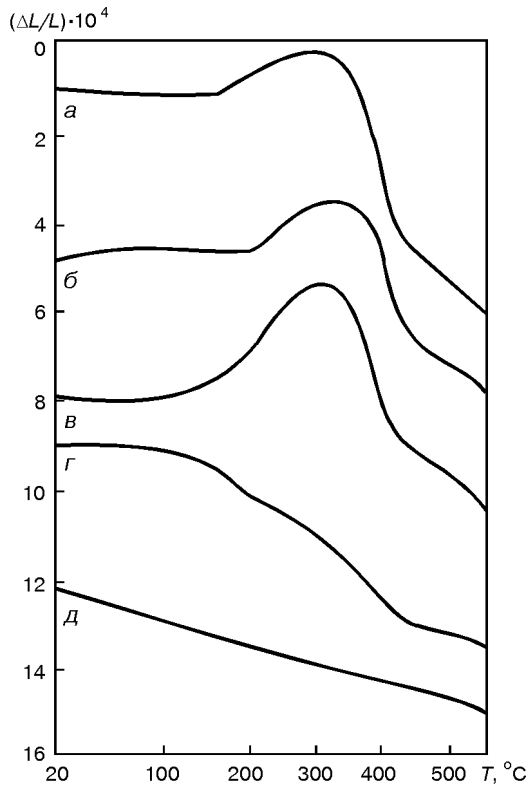


Рис. 3. Дилатогаммы металла шва (а-г) и отпущенного основного металла (д): а-г — см. обозначения рис. 1; $\Delta L/L$ — относительное изменение длины образца

ЗТВ становится измельченной и представляет собой смесь слаботравящихся участков мартенсита с иглами верхнего бейнита. Микротвердость HV металла шва по всей высоте равна 3,8... 4,6 ГПа, УП ЗТВ с лицевой стороны шва имеет HV 4,0... 4,6 ГПа, с обратной — HV 4,6... 5,3 ГПа (см. рис. 2, б), а твердость шва с лицевой и обратной стороны соответственно равна HRC 39,8 и 42,7, что в целом ниже, чем в состоянии после сварки. Меньшая твердость с лицевой стороны образца обусловлена меньшей скоростью охлаждения при промежуточном превращении аустенита (см. таблицу). Размер аустенитного зерна металла УП ЗТВ имеет тенденцию увеличения до 5 баллов.

После обработки с $v_{обр} = 12,5$ м/ч микроструктура металла шва и УП ЗТВ имеет вид смеси мартенсита, верхнего и нижнего бейнита (см. рис. 1, в, ж), который остается в верхней части сварного соединения. При этом количество верхнего бейнита несколько уменьшается, столбчатые кристаллиты измельчены, а дендритная структура металла в результате нагрева преобразовывается в дезориентированную структуру равноосных зерен. В нижней части шва сохраняется крупноиглочатость структуры, а в глубокоотравящихся несколько размытых иглах происходит распад, о чем можно судить по возникновению шероховатости, вызванной наличием мелких цементитных частиц. Границы аустенитного зерна УП ЗТВ вытравливаются хуже, его размер составляет 5... 6 баллов.

Твердость металла шва, обработанного с $v_{обр} = 12,5$ м/ч, составляет HRC 48,2 (с лицевой) и 39,4 (с обратной стороны), т. е. понижается по сравнению с исходной (особенно с обратной стороны

образца). Микротвердость металла сварного соединения в целом также уменьшается (см. рис. 2, в): в металле шва она равна HV 4,3... 5,1 ГПа, в УП ЗТВ — HV 3,5... 5,3 ГПа. Наибольшие ее значения отмечаются на глубине 0,5... 1,0 мм с постепенным уменьшением в направлении лицевой и обратной поверхностей сварного соединения.

Изменение микроструктуры при сохранении достаточно высокой твердости металла шва с его лицевой стороны вызвано нагревом заведомо выше A_{c3} до температур устранения структурной наследственности [13] с дальнейшей закалкой при охлаждении со скоростью 8... 10 °C/с. В металле обратной стороны шва, которая нагревалась до температур, близких A_{c1} и A_{c3} , изменение его микроструктуры и снижение твердости вызываются резкой интенсификацией процессов отпуска при температурах, близких A_{c1} , неполной закалкой из межкритического интервала, повышением температуры M_n и увеличением времени самоотпуска мартенситной составляющей вследствие повышения температуры начала промежуточного превращения менее стабилизированного аустенита и усиления диффузионного перераспределения в нем углерода.

Последующее увеличение скорости обработки до 37,0 м/ч вызывает измельчение и нарушение иглочатости микроструктуры металла сварного соединения только с лицевой стороны (см. рис. 1, з, э), где имеет место уменьшение размера аустенитного зерна УП ЗТВ до 7 баллов; микроструктура идентифицируется как смесь мартенсита с нижним бейнитом и небольшим количеством верхнего бейнита. С обратной стороны шва в микроструктуре металла просматриваются серые зернистые иглы верхнего бейнита и отпущенного мартенсита.

Обработанный металл шва приобретает твердость с лицевой стороны HRC 49,9, близкую к исходной в состоянии после сварки, с обратной она составляет HRC 40,6. По высоте сварного шва соединения образуются характерные зоны (см. рис. 2, з). Первая зона — повышенной микротвердости HV 4,2... 5,4 ГПа — распространяется от лицевой поверхности шва на глубину 0,5... 0,8 мм. Вторая зона, где имеет место снижение микротвердости до HV 3,3... 3,5 ГПа, располагается на глубине 0,8... 1,5 мм; в ее пределах на глубине 1,0... 1,3 мм наблюдается провал микротвердости до HV 2,8 ГПа. В третьей зоне — на глубине более 1,5 мм микротвердость изменяется незначительно — в пределах HV 3,1... 3,5 ГПа. Следовательно, металл сварного соединения подвергается повторной закалке лишь с лицевой стороны, а с обратной он отпускается. Повышенная (20... 24 °C/с) скорость охлаждения повторно закаливающегося металла (см. таблицу) обуславливает относительное увеличение его микротвердости (по сравнению с обработкой при $v_{обр} = 4,5$ и 12,5 м/ч).

Последующее увеличение скорости обработки сварного соединения до $v_{обр} = 80,0$ м/ч при полторагодовом повышении тока вызывает уменьшение (до 0,2... 0,3 мм) толщины слоя повторно закаливающегося металла сварного соединения в местах при-



мого воздействия дуги и возрастание его микротвердости до HV 5,3... 5,7 ГПа. При этом наблюдается увеличение толщины слоя металла сварного соединения, отпущенного с обратной стороны, и образование провалов микротвердости HV 3,3... 3,6 ГПа как в металле шва, так и УП ЗТВ. Эти провалы, по нашему представлению, являются проявлением зонального обезуглероживания металла, нагретого до температур, близких A_{c1} , при межфазном перераспределении углерода. В местах косвенного воздействия дуги на УП ЗТВ, где металл нагревается ниже температур аустенитизации, участки повторной закалки и провала микротвердости отсутствуют, наблюдается только снижение микротвердости металла у поверхности сварного соединения, что является следствием отпуска. Снижения твердости по всей лицевой поверхности сварного соединения можно добиться уменьшением тока и увеличением скорости обработки (последнее менее целесообразно из-за резкого увеличения неравномерности нагрева металла сварного соединения, глубины прогрева и сокращения продолжительности пребывания его в нагретом состоянии). С точки зрения поверхностного упрочнения, допустимо небольшое увеличение тока и снижение скорости обработки для нагрева заведомо выше A_{c3} .

Проведенные дилатометрические исследования подтверждают факт закалки металла шва после сварки и последующей аргонодуговой обработки с $v_{обр} = 4,5$ и $12,5$ м/ч, что выражается в нарушении монотонности изменения длины образца при нагреве (см. рис. 3, а-в). На дилатограммах фиксируется наличие температурных участков превращения остаточного аустенита в мартенсит с увеличением объема металла. На них накладываются участки карбидного превращения при температуре 300... 400 °С и участки коагуляции карбидов при температуре 430... 550 °С. Дилатометрические эффекты превращения остаточного аустенита подтверждают наличие в структуре бейнита.

Аргонодуговая обработка с $v_{обр} = 4,5$ и $12,5$ м/ч увеличивает в металле шва количество остаточного аустенита соответственно на 3,0... 3,5 и 7,5 %, а также изменяет температуру начала превращения его в мартенсит соответственно с 170 до 200 и 100 °С. Следует отметить, что при обработке с $v_{обр} = 12,5$ м/ч металл шва с обратной стороны подвергается кратковременному отпуску с распадом остаточного аустенита, его количество в повторно закаленном металле фактически превышает 8 %. Увеличение содержания остаточного аустенита в металле с бейнитно-мартенситной структурой свидетельствует о возрастании доли бейнитной составляющей за счет снижения доли мартенсита [13, 14]. Это подтверждается уменьшением дилатометрического эффекта карбидного превращения.

Как нам представляется, содержание остаточного аустенита после таких обработок увеличивается вследствие снижения устойчивости аустенита по сравнению с аустенитом, сформировавшимся в процессе кристаллизации металла шва, и повышения температуры начала промежуточного превращения. Процесс образования остаточного аустенита стано-

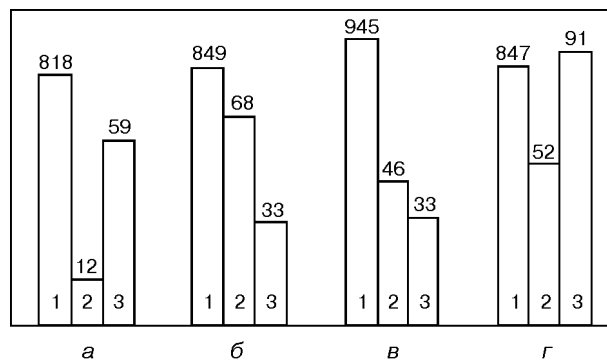


Рис. 4. Механические свойства сварного соединения до и после обработки с $v_{обр} = 12,5$ м/ч: 1 – $\sigma_{в}^н$ (МПа); 2 – $a_{н}^н$ (Дж/см²); 3 – $a_{н}^{ЗТВ}$ (Дж/см²); а-г – см. обозначения рис. 1

вится более интенсивным с возрастанием скорости обработки с 4,5 до 12,5 м/ч из-за уменьшения температуры нагрева на 230... 250 °С и в 4... 7 раз времени аустенитизации (см. таблицу). Небольшое повышение доли остаточного аустенита может сопровождаться как дополнительным увеличением в нем содержания углерода, так и повышением его устойчивости; при увеличении доли остаточного аустенита в 2,5... 2,7 раза содержание углерода в нем уменьшается, вследствие чего температура начала распада аустенита понижается. Увеличение в закаленном металле доли пластичных составляющих структуры (бейнита, остаточного аустенита) должно оказывать положительное влияние на повышение пластичности и ударной вязкости сварного соединения высокопрочной стали.

Дилатограмма образца металла шва, обработанного при $v_{обр} = 37,0$ м/ч, существенно отличается от описанных выше и во многом подобна дилатограммам отпущенного основного металла (см. рис. 3, з, д). Однако небольшой горизонтальный участок кривой в области температур до 100 °С и ступенька в интервале температур 200... 250 °С указывают на присутствие в образце небольшого (около 0,5 %) количества остаточного аустенита. Непосредственно в повторно закаленном металле, толщина слоя которого составляет 1/4... 1/3 толщины соединения, содержание остаточного аустенита составляет 1,5... 2,0 %. Увеличение на порядок, по сравнению с условиями сварки, скорости охлаждения металла шва (см. таблицу) вызывает снижение температуры промежуточного превращения, уменьшение в 1,5... 2,0 раза содержания остаточного аустенита и визуально наблюдаемого верхнего бейнита (см. рис. 1), способствует существенному возрастанию в структуре мартенситно-бейнитной смеси доли мартенситной составляющей [13]. Ослабление процесса бейнитного превращения является предпосылкой для меньшего науглероживания непревращенной части аустенита, относительного повышения точки M_n и температуры самоотпуска образуемого мартенсита.

Результаты металлографических и дилатометрических исследований сварных соединений стали 30ХГСА свидетельствуют о том, что при аргонодуговой обработке на различных режимах металл шва и УП ЗТВ претерпевает такие изме-

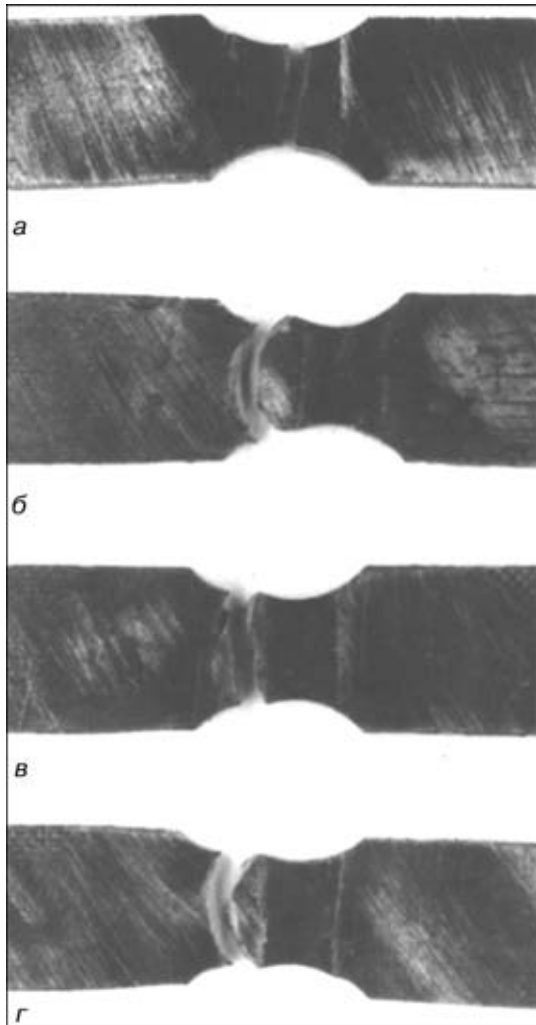


Рис. 5. Сварные образцы после испытаний на разрыв (см. обозначения рис. 1)

нения, вследствие которых возможно улучшение пластичности и ударной вязкости металла.

Результаты механических испытаний сварных соединений в состояниях после сварки и аргонодуговой 1...5-кратной обработки с $v_{обр} = 4,5...80,0$ м/ч приведены на рис. 4 и 5. Высокая прочность закалившегося в процессе сварки металла сварного соединения предопределяет разрыв образцов постоян-

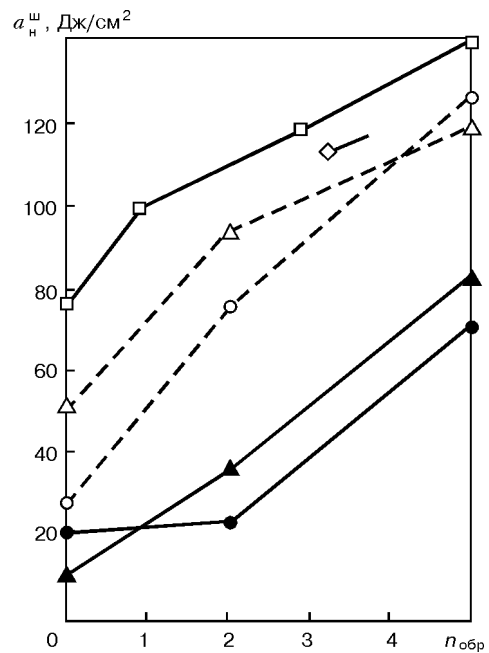


Рис. 6. Влияние кратности $n_{обр}$ аргонодуговой обработки с разными скоростями на ударную вязкость $a_n^ш$ металла одно- (▲, ●) и двухпроходного (□, ◇, Δ, ○) швов: □ — 42 м/ч; ◇ — 80,0; Δ, ▲ — 6,0; ○, ● — 17,0 м/ч

ного сечения вне шва по менее прочному основному металлу. Не подвергнутые аргонодуговой обработке образцы с боковыми выборками разрушаются по наименьшему сечению шва с образованием во многих случаях надрывов в металле ЗТВ (см. рис. 4, а); при этом $\sigma_b^ш = 760...818$ МПа (в зависимости от режима сварки). После аргонодуговой обработки на разных режимах разрушение происходит за пределами шва (см. рис. 4, б-г). Это свидетельствует о более высокой, чем у основного металла, прочности ($\sigma_b^ш > 703...945$ МПа) при некотором повышении пластичности, а также о снижении чувствительности металла шва к концентраторам напряжений.

Ударная вязкость металла сварного соединения закаливающейся стали в состоянии после сварки имеет низкие значения, особенно в центре шва (рис. 5, а и б). Она однозначно повышается после аргонодуговой обработки в широких (4,5...80,0 м/ч)

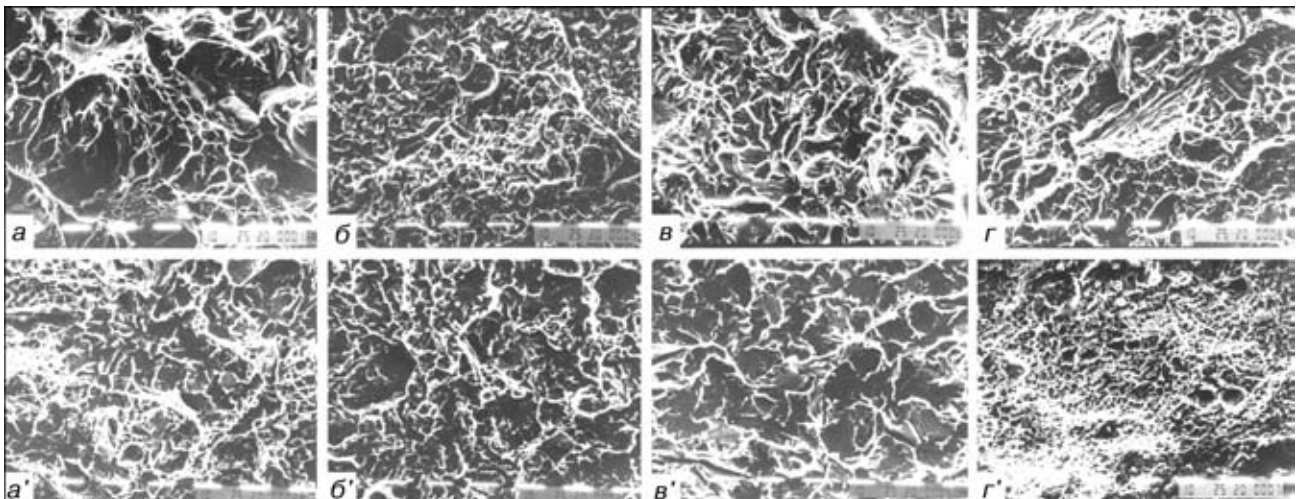


Рис. 7. Фрактограммы излома швов (а-г) (см. рис. 1) и металла ЗТВ (а'-г') при выполнении этих швов



пределах скоростей и возрастает с увеличением их кратности. Обращает внимание то, что при обработке, сопровождающейся отпуском металла ($v_{обр} = 37,0 \dots 80,0$ м/ч), ударная вязкость металла шва имеет высокие значения. Преимущественный отпуск металла УП ЗТВ при $v_{обр} = 80,0$ м/ч может быть причиной наибольшего увеличения значений его ударной вязкости.

Положительное влияние аргонодуговой обработки на ударную вязкость хорошо согласуется с результатами фратографических исследований мест разрушений (рис. 7). Если в состоянии после сварки поверхность разрушения шва крупнокристаллическая с редкими отдельными зонами вязкого разрушения, то после аргонодуговой обработки размеры кристаллитов уменьшаются, а участков пластической деформации становится значительно больше. После аргонодуговой обработки с $v_{обр} = 12,5$ и $37,0$ м/ч на поверхностях разрушения выявляются много фасеток, имеющих вязкий характер разрушения.

Увеличение ударной вязкости и пластичности металла сварного соединения закалившейся стали косвенно свидетельствуют об уменьшении структурных напряжений и возможности повышения стойкости против образования холодных трещин. Сохранение при этом высокой прочности обеспечивает улучшение несущей способности сварного соединения и повышение его работоспособности при циклических нагружениях.

Заключение

При аргонодуговой обработке без подплавления закалившийся в процессе сварки металл сварного соединения претерпевает повторную закалку в местах нагрева до температуры аустенитизации и отпуск в менее нагретых местах. Характер и полнота превращений, образование и размеры зон повторной закалки и отпуска регулируются током и скоростью обработки. Она позволяет измельчать и преобразовывать структуру металла из литой в зернистую, изменять ее фазовый состав, регулировать твердость различных участков сварного соединения закалившейся стали. С помощью аргонодуговой обработки можно повышать пластичность и удар-

ную вязкость, улучшать характер разрушения, уменьшать чувствительность к концентраторам напряжений при сохранении достаточно высокой прочности соединений. Для повышения положительного эффекта аргонодуговой обработки целесообразно увеличение ее кратности. Можно полагать, что местная обработка дугой, особенно в режиме преимущественного отпуска, позволит упростить, а также частично или полностью исключить проведение промежуточного или последующего печных отпусков.

1. Козлов Р. А. О свариваемости теплоустойчивых сталей // Свароч. пр-во. — 1979. — № 2. — С. 12–15.
2. Макаров Э. А. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
3. Бурский Г. В., Савицкий М. М., Новикова Д. П. Спротивляемость ЗТВ сварных соединений закаливающихся высокопрочных сталей замедленному разрушению при двухдуговой сварке // Автомат. сварка. — 1998. — № 2. — С. 12–15.
4. Винокуров В. А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. — М.: Машиностроение, 1968. — 215 с.
5. А. с. 1792035 СССР, МКП² В 23 К 15/00. Способ электронно-лучевой сварки / А. С. Павлов, В. И. Захаров, И. В. Скоробогатов, В. А. Конин. — Оpubл. 1996, Бюл. № 7.
6. Аргоно-дуговая обработка — резерв снижения металлоемкости сварных конструкций / А. Е. Аснис, Г. А. Иващенко, И. Х. Френкель, И. Л. Корень // Автомат. сварка. — 1980. — № 6. — С. 69–70.
7. Бондаренко Л. И., Пузрип Л. Г. Аргоно-дуговая поверхностная закалка как средство упрочнения артиллерийских стволов // Там же. — 2000. — № 2. — С. 36–38.
8. Исследование дуговой обработки сварных соединений высокопрочной стали / В. М. Кулик, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова, Г. Н. Гордань // Там же. — 1999. — № 5. — С. 19–24.
9. Кулик В. М., Бурский Г. В., Савицкий М. М. Особенности дуговой обработки закаливающихся сталей без расплавления // Там же. — 2000. — № 5. — С. 31–35.
10. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 276 с.
11. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник. — М.: Металлургия, 1965. — 495 с.
12. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
13. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд.: В 3 т. Т. 2. Основы термической обработки / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — М.: Металлургия, 1983. — 368 с.
14. Попов А. А. Фазовые превращения в металлических сплавах. — М.: Металлургиздат, 1963. — 311 с.

Effect of parameters of conditions and thermal cycle of a local arc treatment without melting on changing the metal structure and mechanical properties of the high-strength steel welded joint was studied. It is shown that the arc heating within the wide ranges of treatment rate up to the temperatures of austenization of the welded joint metal, being hardened during welding, causes the repeated hardening, while at the temperatures below the austenization temperatures a short-time tempering is occurred. After the local arc treatment the ductility and impact strength of the welded joint metal are increased, the mode of fracture is improved, the sensitivity to stress raisers is decreased.

Поступила в редакцию 10.07.2000,
в окончательном варианте 27.10.2000