



# ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОВЛОЖЕНИЯ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ Х70 ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ ОПЛАВЛЕНИЕМ

Академик НАН Украины С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, Д. П. НОВИКОВА, канд. техн. наук, В. Ф. ЗАГАДАРЧУК, инж., Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, С. Г. ГРИГОРЕНКО, канд. техн. наук, И. И. АЛЕКСЕЕНКО, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние энерговложения при контактной стыковой сварке оплавлением труб из стали 10Г2ФБ на пластические свойства сварных соединений. Показано, что ударная вязкость металла сварных соединений определяется его структурным состоянием и размером зерна. Для достижения стабильно высоких пластических свойств сварных соединений рекомендовано снижение энергоемкости процесса сварки, что обеспечивает формирование в металле соединений мелкозернистой двухфазной структуры — МАК-фазы в ферритной матрице.

*Ключевые слова:* контактная стыковая сварка оплавлением, энерговложение, низколегированная сталь, микроструктура, зерно, МАК-фаза, ударная вязкость

Контактная стыковая сварка оплавлением (КССО) нашла широкое применение в различных областях промышленного производства, в том числе в газовой промышленности при строительстве трубопроводов. Повышенный интерес к КССО объясняется прежде всего высоким и стабильным качеством сварных соединений в сочетании с высокой производительностью процесса сварки [1]. Качество соединений труб, полученных КССО, соответствует требованию действующего международного стандарта [2].

В последние годы на территории стран СНГ начато строительство трубопроводов нового поколения, рассчитанных на повышенное давление газа. При их сооружении используются толстостенные трубы из высокопрочных сталей класса прочности Х70 и Х80. Значительная часть таких трубопроводов будет сооружаться в северных районах РФ. В связи с этим новые нормативные документы устанавливают более высокие требования к качеству сварных соединений, в частности к ударной вязкости [3].

В ИЭС им. Е. О. Патона проведены исследования, направленные на изыскание путей повышения пластических свойств сварных соединений труб из стали класса прочности Х70, полученных КССО. Одним из основных факторов, определяющих формирование структуры металла сварного шва, выполненного КССО, является термический цикл, обусловленный энерговложением при сварке.

В работе [4] показано, что качественные соединения, выполненные КССО из различных низколегированных сталей, могут быть получены с

изменением термических циклов в широком диапазоне. При этом сокращение энерговложения с целью обеспечения требуемых свойств соединений необходимо сочетать с интенсивным оплавлением в период, предшествующий осадке, что сопровождается повышением потребляемой мощности. Однако при сварке труб (особенно с большими поперечными сечениями) в полевых условиях стремятся снизить мощность передвижных источников энергообеспечения. Поэтому в большинстве случаев предпочтение отдается режимам сварки с низкой удельной мощностью (10...14 В·А/мм<sup>2</sup>) и большим энерговложением.

Целью настоящей работы явилось исследование влияния структуры металла сварных швов трубной стали 10Г2ФБ класса прочности Х70, полученных КССО с различным энерговложением, на показатели ударной вязкости соединений.

Исследования проводили на пластинах из стали 10Г2ФБ производства Харцызского завода, вырезанных из труб с толщиной стенки 8 и 18 мм, ширина пластин составляла 300 мм. Благодаря проведенным ранее исследованиям [5] установлено, что при сварке пластин такой ширины достаточно точно моделируются условия нагрева и формирования соединений в процессе сварки труб большого диаметра. Используется трубная сталь следующего состава, мас. %: 0,078 С; 0,258 Si; 1,67 Mn; 0,05 Nb; 0,01 Ti; 0,017 Mo; 0,003 S; 0,007 P; 0,0026 O; 0,0061 N. Концентрация водорода составляла 1,64 см<sup>3</sup>/100 г. Сталь 10Г2ФБ характеризуется следующими механическими свойствами:  $\sigma_T = 516,8$  МПа;  $\sigma_B = 620$  МПа;  $\delta = 19\%$ ;  $KCV_{20} = 218,2$  Дж/см<sup>2</sup>.

В основу технологии соединения положен способ сварки непрерывным оплавлением с програм-

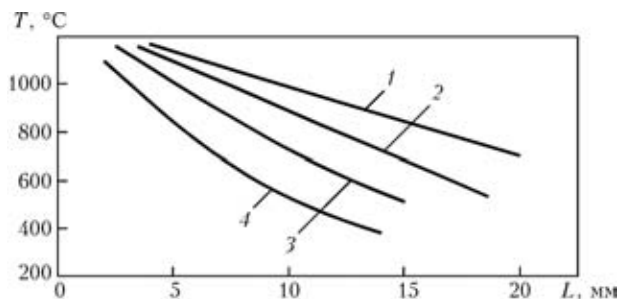


Рис. 1. Распределение температур в ЗТВ сварных соединений, полученных КССО при различной продолжительности и скорости оплавления: 1 —  $\tau = 180$  (режим А); 2 — 120; 3 — 60; 4 — 30 с (режим Б); L — расстояние от линии соединения

мным изменением основных параметров, предусматривающий три периода оплавления [4]. В процессе сварки изменяли длительность второго периода и конечную скорость оплавления в третьем периоде.

Исследованные термические циклы сварки характеризуются семейством кривых температурных полей стыков, выполненных с различной длительностью и конечной скоростью оплавления (рис. 1). Предельно возможный нагрев можно получить при КССО на режиме А (рис. 1, кривая 1). Длительность оплавления в данном случае составляет 180 с, максимальная удельная потребляемая мощность в конечный период сварки — 12 В·А/мм<sup>2</sup> (рис. 2). Повышение температуры нагрева свыше приведенных значений приводит к снижению механических свойств соединения в связи с образованием дефектов структуры (рыхлостей, расслоения и др.). КССО на режиме Б (рис. 1, кривая 4) обеспечивает отсутствие дефектов в зоне соединения (оксидных плен, непроваров) и формирование соединения с ЗТВ минимальной протяженности. Такие соединения удалось получить на пластинах меньшего сечения толщиной 8 мм при ограничении мощности лабораторной установки. Продолжительность оплавления в данном случае составляла 30 с, а максимальная удельная потребляемая мощность в конечный период сварки — 40 В·А/мм<sup>2</sup> (рис. 2, кривая 2).

Промежуточные режимы сварки (рис. 1, кривые 2 и 3) отличаются длительным оплавлением, максимальной потребляемой мощностью и обеспечивают уровень механических свойств, удов-

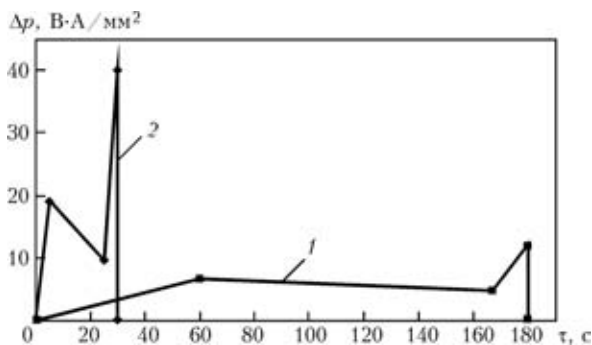


Рис. 2. Изменение удельной потребляемой мощности  $\Delta p$  при КССО на режимах А (1) и Б (2) в различные моменты оплавления

летворяющих требованиям нормативов, кроме ударной вязкости КСЧ.

Механические свойства соединений, полученных на режимах А и Б, приведены в таблице. Из приведенных данных видно, что различие в нагреве существенно влияет на ударную вязкость соединения. Поскольку в изломах ударных образцов дефекты отсутствовали, основной причиной снижения ударной вязкости соединений, полученных КССО на режиме А, было образование неблагоприятных структур.

С целью изучения влияния режимов сварки А и Б на характер образовавшихся структур в металле зоны соединения и ЗТВ проведен сравнительный металлографический анализ.

Для определения балла аустенитного зерна микроструктуру образцов исследовали на микроскопе «Неофот-32» при увеличении 100 путем визуального сравнения с эталонными шкалами по ГОСТ 5639–82 после травления в нитале. При увеличении 1000 проводили идентификацию структурных составляющих после травления в пикрате натрия [6] и подсчет объемной доли второй фазы по методике, описанной в работе [7].

Исходная структура стали в состоянии после контролируемой прокатки представляет собой вытянутые вдоль проката перлитные выделения в ферритной матрице (рис. 3). Размер ферритного зерна соответствует 7–8 баллам, твердость — 2530...2540 МПа. Интегральную твердость образ-

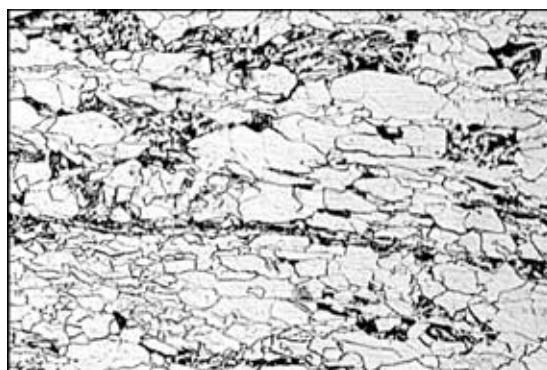


Рис. 3. Микроструктура (×500) стали 10Г2ФБ в состоянии поставки

**Механические свойства соединений, полученных КССО**

Режим сварки	$\sigma_r$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\alpha$ , град	КСЧ <sub>20</sub> Дж/см <sup>2</sup>
А	471,1	606,4	21,3	180	18,4
Б	515,3	619,4	19,2	180	208,3

Примечания. 1. Испытания образцов проводили в соответствии с требованиями стандарта API 1104. 2. Размер поперечного сечения ударного образца без надреза составлял 5×10 мм.



цов измеряли на твердомере Виккерса нагрузкой 50 Н (*HV* 5).

Характерной особенностью макроструктуры (рис. 4) является наличие в сварных стыках светлой полосы с мелкими темнотравящимися вкраплениями второй фазы и симметрично расположенными по обе стороны от нее ЗТВ.

Микроструктурный анализ позволяет выделить в стыках, выполненных на режимах *A* и *B*, наиболее характерные участки для проведения сравнительных металлографических исследований. Особенности структурных составляющих изучали в металле зоны соединения и ЗТВ в участках крупного зерна и нормализации, которые заметно отличаются друг от друга структурой и протяженностью.

В образце, выполненном на режиме *A*, в зоне соединения шириной 0,5 мм металл литой, рыхлости и оксидные пленки отсутствуют. Характерной структурой на этом участке является крупнозернистый феррит преимущественно 4 балла с незначительными дисперсными выделениями второй фазы. Твердость металла составляет 2500 МПа. К ней примыкают участки ЗТВ протяженностью примерно 2 мм с каждой стороны такой же зернистости (4 балла) ферритной матрицы и с расположенными в ней частицами второй фазы, объемная доля которых в структуре составляет 3,72 %. Травлением в пикрате натрия такие выделения идентифицированы как МАК-фаза [6]. Помимо

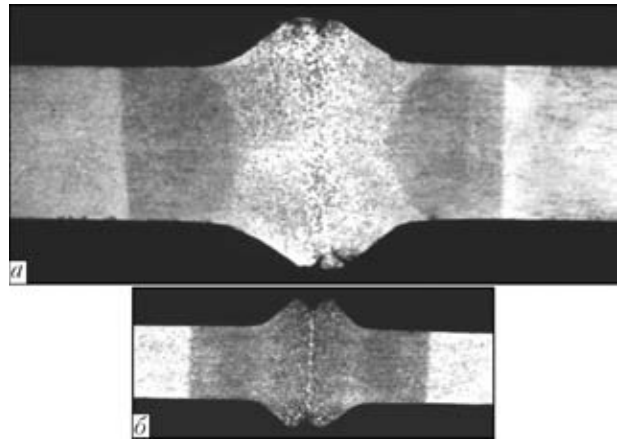


Рис. 4. Макрошлиф ( $\times 1,68$ ) сварных соединений, полученных КССО на режимах *A* (*a*) и *B* (*б*)

последней, в структуре отмечено образование по границам аустенитных зерен пластин полигонального феррита и элементов структуры с частицами МАК-фазы, расположенными параллельно друг другу и ориентированными вдоль ферритных границ. Согласно документу МИС такая структурная составляющая классифицируется как феррит с упорядоченной второй фазой (УВФ) [8]. Твердость на участке крупнозернистой структуры достигает значений 2800 МПа.

В районе исследуемых участков — зоны соединения и участка крупнозернистой структуры ЗТВ — температура нагрева металла достигает

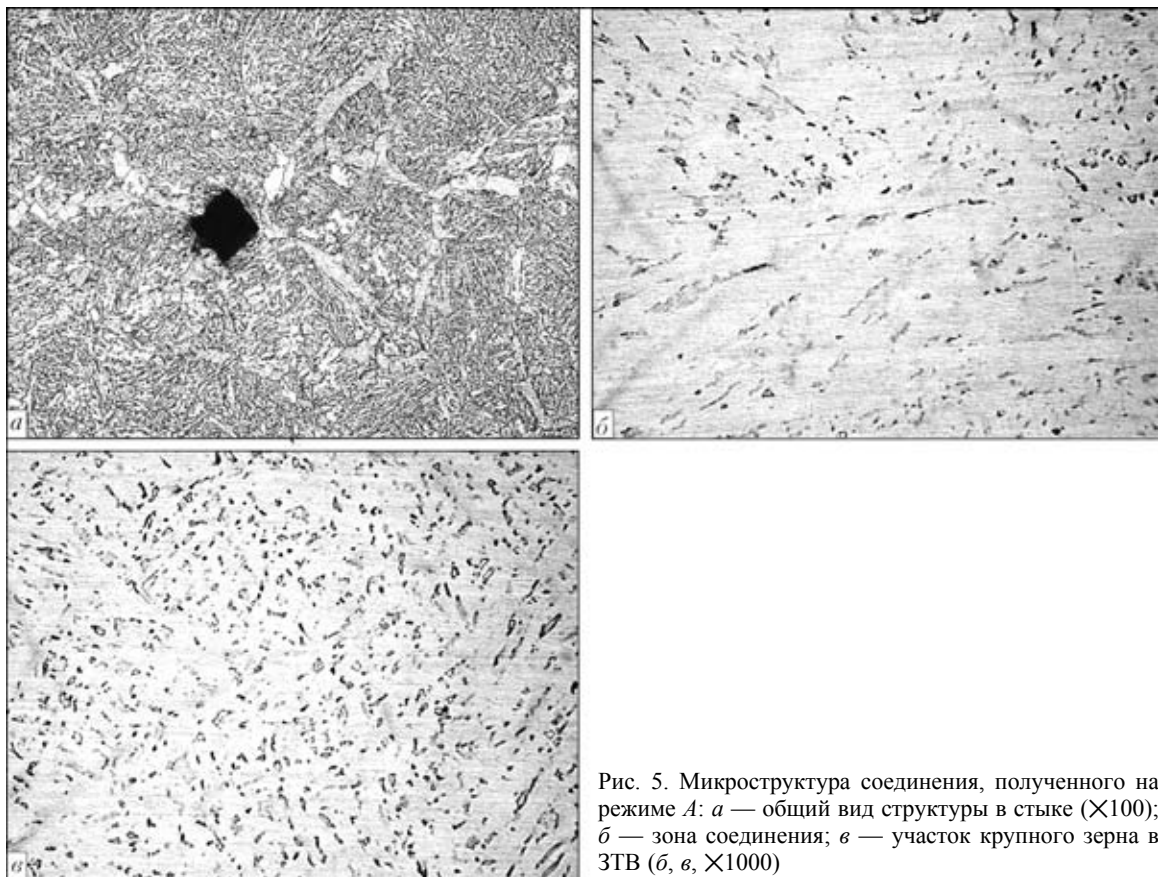


Рис. 5. Микроструктура соединения, полученного на режиме *A*: *a* — общий вид структуры в стыке ( $\times 100$ ); *б* — зона соединения; *в* — участок крупного зерна в ЗТВ (*б*, *в*,  $\times 1000$ )

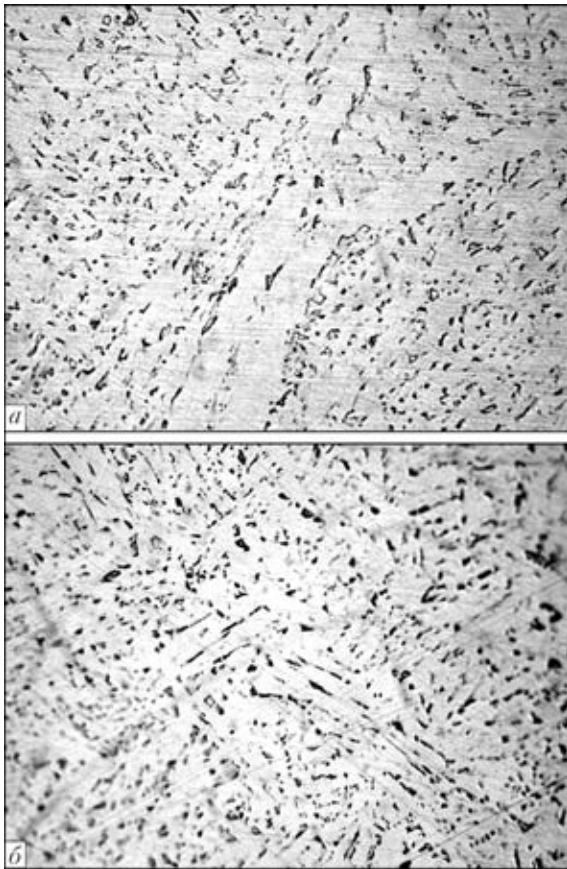


Рис. 6. Полигональный феррит (а) и феррит с УВФ (б) в стыке, сваренном на режиме А (а, б,  $\times 1000$ )

1200...1300 °С (см. рис. 1). Микроструктура сварного соединения, полученного на режиме А, представлена на рис. 5 и 6.

Для участка нормализации ЗТВ протяженностью примерно 11 мм, где металл нагревается от температуры несколько выше точки  $A_{c3}$  до 1100 °С, характерной является однородная структура с 7–8 баллом зерна, содержащая расположенные в ферритной матрице частицы МАК-фазы, более дисперсные, чем в предыдущих участках. Твердость участка нормализации составляет 2010...2020 МПа.

В ходе исследований структурного состояния образца, сваренного на режиме В (рис. 7), установлено, что в зоне соединения шириной 0,2 мм литой металл и оксидные пленки отсутствуют. В структуре присутствуют феррит преимущественно с размером зерна 6 баллов и редкие выделения МАК-фазы. Твердость этого участка равна 2010 МПа. Протяженность участка крупного зерна в металле ЗТВ составляет 0,8 мм. В структуре этого участка содержатся хаотически расположенные в ферритной матрице частицы МАК-фазы (2,55 %). Твердость металла на этом участке составляет 2400 МПа, размер зерна соответствует баллу 6.

Протяженность следующего структурного участка ЗТВ — участка нормализации — составляет 4,5 мм. Размер зерна на этом участке соответствует 7–10 баллам. Двухфазная структура — МАК-фаза в феррите — меняется незначительно.

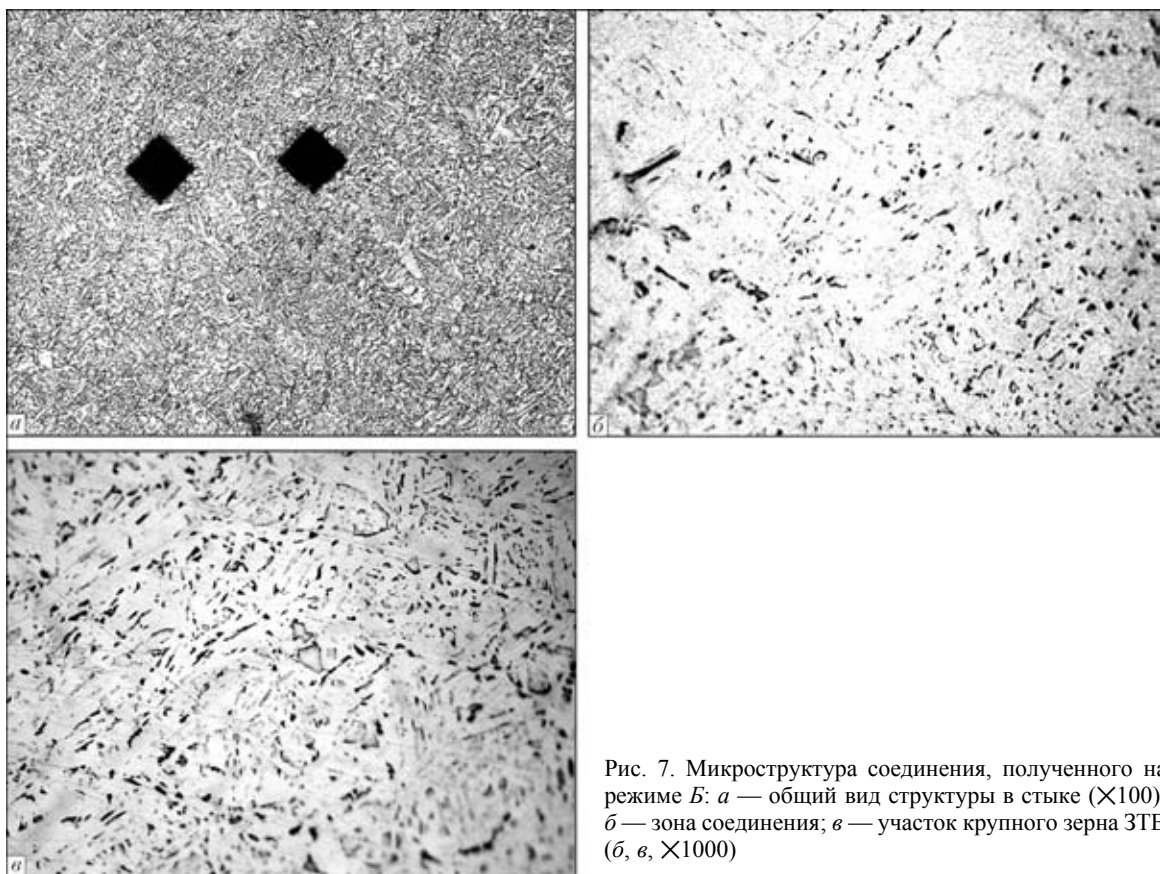


Рис. 7. Микроструктура соединения, полученного на режиме В: а — общий вид структуры в стыке ( $\times 100$ ); б — зона соединения; в — участок крупного зерна ЗТВ (б, в,  $\times 1000$ )

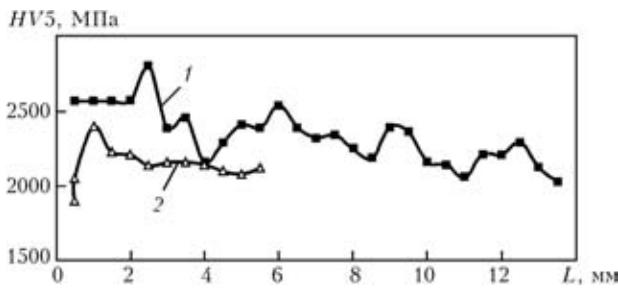


Рис. 8. Распределение твердости в зоне соединений, полученных КССО на режимах А (1) и Б (2)

Можно отметить измельчение второй фазы по сравнению с зоной соединения и участком крупного зерна.

Характер распределения твердости в металле зоны соединения и ЗТВ сварных стыков, выполненных на режимах А и Б, представлен на рис. 8. Как видно, твердость металла по зоне соединения соответственно равна 2500 и 2010 МПа. На участках крупнозернистой структуры ЗТВ твердость достигает значений 2800 и 2400 МПа. В участках нормализации исследованных соединений твердость металла равна 2010...2020 МПа. Наблюдаемое повышение твердости на участках крупнозернистой структуры может свидетельствовать о развитии в них процесса упрочнения металла, который может оказать отрицательное воздействие на ударную вязкость [9, 10].

В образце, сваренном на режиме А, в металле зоны соединения и крупнозернистой структуре ЗТВ зафиксированы наиболее низкие показатели ударной вязкости. В районе нормализации вязкость металла возрастает по мере удаления от участка крупного зерна и на расстоянии 3 мм от него достигает значений, близких к показателям основного металла (рис. 9, кривая 1). Все исследованные структурные участки в сварном образце, выполненном на режиме Б, отличаются высокой ударной вязкостью (рис. 9, кривая 2).

Из анализа приведенных данных можно заключить, что наблюдаемые существенные отличия показателей ударной вязкости сварных соединений, полученных с разным энерговыделением, следует прежде всего связывать с изменением таких структурных факторов, как размер аустенитного зерна, структура зоны соединения и участки крупного зерна ЗТВ. Согласно современным представлениям ударная вязкость сварных соединений низколегированных низкоуглеродистых сталей в значительной мере определяется размером зерна. Укрупнение зерен оказывает отрицательное воздействие на ударную вязкость соединений [8]. Присутствие в структуре сварных соединений полигонального феррита [11, 12] и участков феррита с УВФ [13] также оказывают отрицательное влияние на ударную вязкость соединений. Принятые в настоящей работе термические циклы КССО

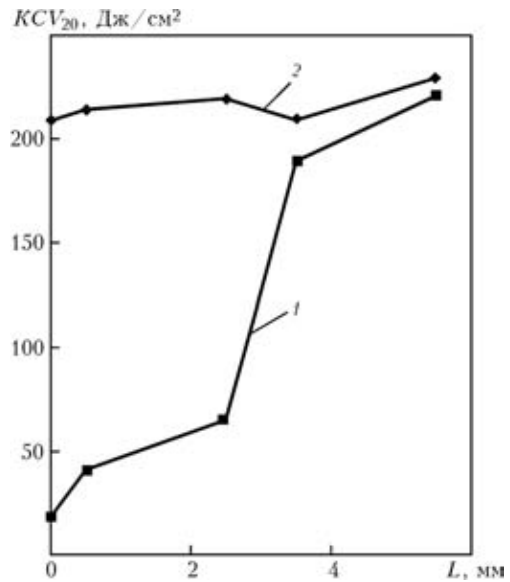


Рис. 9. Распределение ударной вязкости  $KCV_{20}$  в сварных соединениях, полученных КССО на режиме А (1) и Б (2)

инициируют появление МАК-фазы в структуре стыков, сваренных на режимах А и Б. В работах [9, 14] МАК-фаза отнесена к структурным факторам, вызывающим понижение пластичности и ударной вязкости металла швов из сталей указанного класса. Приняв во внимание изложенное выше, можно заключить, что выполнение сварки на режиме А способствует прежде всего укрупнению зерна в зоне соединения и на участке ЗТВ до 4 баллов, образованию полигонального феррита и участков феррита с УВФ, а также появлению МАК-фазы в их структуре с объемной долей до 3,72 %.

При сварке на режиме Б структура зоны соединения и участка крупного зерна существенно отличается от описанной выше: размер зерна соответствует 6 баллам, в структуре отсутствуют полигональный феррит и феррит с УВФ, а объемная доля МАК-фазы не превышает 2,55 %.

Характерная для режима А крупнозернистая структура шва, наличие в ЗТВ полигонального феррита и участков феррита с УВФ являются основными факторами, определяющими низкие показатели ударной вязкости КСВ. Отрицательную роль может играть присутствующая в структуре МАК-фаза. Для определения степени ее влияния на показатели ударной вязкости соединений, полученных КССО, необходимо проведение дополнительных исследований.

Ударные испытания исследуемых соединений показали, что предпочтительным является структурное состояние, формирующееся при сварке на режиме Б с низким энерговыделением. В этом случае гарантируются высокие и стабильные свойства сварных соединений труб из низколегированных сталей класса прочности Х70.

**Выводы**

1. Исследовано влияние энергозатрат при сварке низколегированных сталей 10Г2ФБ контактной стыковой сваркой оплавлением. Установлено, что получение качественных соединений, отвечающих требованиям стандартов, возможно при уменьшении энергозатрат в 3...4 раза по сравнению с принятыми технологиями. При этом механические свойства ( $\sigma_T$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\alpha$ ) отличаются незначительно, а ударная вязкость  $KCV$  существенно зависит от принятых при сварке термических циклов.

2. При сварке на режимах, обеспечивающих нагрев, близкий к максимальному, который можно получить при непрерывном оплавлении, наблюдается значительное снижение ударной вязкости в зоне соединения и примыкающих к ней участках. Основной причиной снижения  $KCV$  следует считать формирование крупнозернистой структуры (размер зерна 4 балла), присутствие полигонального феррита, феррита с УВФ, и возможно, МАК-фазы. Развитие на участке крупного зерна упрочнения металла также способствует снижению пластичности соединения.

3. Уменьшение энергозатрат (расходуемой энергии) в 4 раза, сопровождаемое ускорением оплавления, позволило восстановить показатели  $KCV$  до уровня основного металла. Улучшение пластических свойств следует связывать прежде всего с измельчением структуры металла (размер зерна 6 баллов), отсутствием полигонального феррита и феррита с УВФ. При этом наблюдается также уменьшение объемной доли МАК-фазы на 1,17 %.

4. При КССО сталей класса прочности Х70 для получения высоких показателей ударной вязкости  $KCV$  следует применять режимы сварки, отличающиеся меньшим энергозатратом при повышенной концентрации нагрева в узком прилегающем слое. Эта рекомендация не всегда выполняется, поскольку связана с повышением установленной мощности источников энергообеспечения.

В таких случаях после сварки следует применять термическую обработку — нормализацию.

1. Мазур И. И., Серафин О. М., Карпенко М. П. Электроконтактная сварка трубопроводов: пути совершенствования // Стр-во трубопроводов. — 1988. — № 4. — С. 8–11.
2. API Standard 1104. Welding of pipelines and related facilities. — Publ. Sept. 1999.
3. СП 105-34-96. Свод Правил сооружения магистральных газопроводов. — Введ. 11.09.96.
4. Кучук-Яценко С. И., Лебедев В. К. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1976. — 213 с.
5. Кучук-Яценко С. И., Жемчужников Г. В., Казымов Б. И. Влияние дефектов контактной стыковой сварки на прочность соединений при низких температурах // Автомат. сварка. — 1980. — № 12. — С. 1–3.
6. Атлас «Металлография железа» / Под ред. Ф. Н. Тавадзе. — М.: Металлургия, 1972. — Т.2. — 478 с.
7. Новая методика определения размеров ультрадисперсных неметаллических включений в металле сварных швов низколегированных сталей / Г. М. Григоренко, В. Ф. Грабин, В. В. Головкин и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 4. — С. 28–30.
8. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // Welding in the World. — 1986. — 24, № 7/8. — P. 144–148.
9. Гривняк И. Свариваемость современных высокопрочных сталей // Сб. тр. междунар. конф. «Сварка и родственные технологии — в XXI век» (Киев, нояб. 1998 г.). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 41–55.
10. Статическая прочность и механика разрушения стали / Под ред. В. Даля, В. Антона. — М.: Металлургия, 1986. — 565 с.
11. Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью швов на трубной низколегированной стали / Д. П. Новикова, Ю. Л. Богачек, С. Л. Мандельберг и др. // Автомат. сварка. — 1973. — № 8. — С. 6–9.
12. Влияние никеля на структуру и механические свойства шва, выполненного электродами с основным покрытием / И. К. Походня, В. Д. Макаренко, А. О. Корсун, С. С. Миличенко // Там же. — 1986. — № 2. — С. 1–5.
13. Морфологические особенности микроструктуры металла швов низколегированных сталей с ультранизким содержанием углерода / В. Ф. Грабин, В. Ф. Головкин, В. А. Костин, И. И. Алексеенко // Там же. — 2004. — № 7. — С. 17–22.
14. Гривняк И., Мацуда Ф. Металлографические исследования мартенситно-аустенитной составляющей (МАС) в ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей // Там же. — 1994. — № 3. — С. 22–30.

The effect of energy input in flash butt welding of 10G2FB steel pipes on ductile properties of welded joints was investigated. It is shown that impact toughness of metal of the welded joints is determined by its structural state and grain size. It is recommended to reduce energy consumption during the welding process to achieve consistently high ductile properties of the welded joints, as this provides formation of fine-grained two-phase structure in the weld metal, consisting of the MAC-phase in the ferritic matrix.

Поступила в редакцию 17.11.2006