

9. Газотермические покрытия из порошковых материалов. Справочник. // Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов Л.С. Сидоренко, Е.Н. Андратовская. – К. : Наукова думка, 1983. – 568 с.
10. Пузряков А.П. Механизм разрушения напыленных покрытий при определении их адгезионной прочности штифтовым методом / А.П. Пузряков А.И. Еремичев, В.А. Гаранов // Порошковая металлургия. – 1982. – № 7. – С. 87-91.

Bibliography:

1. Fedorchenko I.M. Antifriction composite sintered materials / I.M. Fedorchenko, L.I. Pugina. – Kiev : Naukova Dumka, 1980. – 403 p. (Rus.)
2. Sidorenko S.I. Materials science fundamentals of surface engineering / S.I. Sidorenko, V.N. Pashchenko, V.D. Kuznetsov. – К. : Naukova dumka, 2002. – 230 p. (Rus.)
3. Encyclopedia of inorganic materials. – Kiev : Home Edition Ukr. Soviet Encyclopedia, 1977. – Т. 2. – 813 p. (Rus.)
4. Puchkov V.N. Solid lubricants: experiences and perspectives / V.N. Puchkov, A.P. Semenov, V.G. Pavlov // Friction and lubrication of machines and mechanisms. – 2007. – № 11. – P. 36-46.
5. Composite materials. Book of reference Ed. V.V. Vasilyev, YU.M. Tarnopolskiy. – М. : Mashinostroenie, 1990. – 480 p. (Rus.)
6. Semenov A.P. Antifriction materials: experiences and perspectives / A.P. Semenov // Friction and lubrication of machines and mechanisms. – 2007. – № 12. – P. 21-36. (Rus.)
7. Thermal spraying of coatings containing solid lubricants / A. Borisova, Y. Borisov, A. Tunik et al. // Proc of the 1st Unaided thermal spray conf. (AAhen, Germany, March, 1999). – P. 701-711.
8. Khasuy A. Spraying technology / A. Khasuy. – М. : Mashinostroenie, 1975. – 288 p. (Rus.)
9. Thermal spray coating of powder materials. Book of reference // YU.S. Borisov, YU.A. Kharlamov L.S. Sidorenko, Ye.N. Andratovskaya. – Kiev : Naukova Dumka, 1983. – 568 p. (Rus.)
10. Puzryakov A.P. The failure mechanism of sputtered coatings to determine their adhesion by pin / A.P. Puzryakov A.I. Yeremichev, V.A. Garanov // Powder metallurgy. – 1982. – № 7. – P. 87-91. (Rus.)

Рецензент: В.Я. Зусин
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 09.09.2012

УДК 621.791.44:669.15-194.2

©Григоренко С.Г.*

**СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ОПЛАВЛЕНИЕМ СТАЛИ 10Г2ФБ,
ПОЛУЧЕННЫХ В РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЯХ**

Изучено влияние термодформационных параметров при контактной стыковой сварке оплавлением труб из стали 10Г2ФБ на формирование структуры сварных соединений. Установлено, что негативное влияние на вязкость соединений, выполненных на типовом режиме, оказывает присутствие в крупнозернистой структуре зоны соединения и ЗТВ участков полигонального феррита и феррита с упорядоченной второй фазой. Снижение энергозложения при сварке обеспечивает формирование в соединении мелкозернистой двухфазной структуры – МАК – «фазы» в ферритной матрице. Такая структура обеспечивает повышение пластических свойств соединений.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением (КССО), низколегированная сталь, микроструктура.

* канд. техн. наук, ИЭС им. Е.О. Патона, г. Киев

Григоренко С.Г. Структурные особенности сварных соединений КССО стали 10Г2ФБ, полученных в различных термомеханических условиях. Исследовано влияние термомеханических параметров при контактной стыковой сварке оплавлением труб из стали 10Г2ФБ на формирование структуры сварных соединений. Установлено, что отрицательное влияние на прочность соединений, полученных в стандартном режиме, оказывает наличие в крупнозернистой структуре зоны соединения и ЗТВ областей полигонального феррита и феррита с упорядоченной второй фазой. Снижение энергозатрат при сварке обеспечивает формирование в соединении мелкозернистой двухфазной структуры – МАК – «фазы» в ферритной матрице. Такая структура обеспечивает повышение пластических свойств соединений.

Ключові слова: контактне стыкове зварювання оплавленням (КСЗО), низьколегована сталь, мікроструктура.

S.G. Grigorenko. Structural features of welded joints were FBW 10G2FB obtained in different thermal deformation conditions. The effect of thermal deformation parameters for butt fusion welding of steel tubes 10G2FB on the structure of welded joints was investigated. Found that the negative impact on the strength of connections made on the standard mode, has a presence in a coarse-grained structure of a bond and HAZ sections of polygonal ferrite and ferrite with the ordering of the second phase. Reduction of energy input in welding ensures the formation of a compound fine two-phase structure – MAC – «phase» in the ferrite matrix. This structure enhances the plastic properties of compounds.

Keywords: flash butt welding (FBW), low-alloy steel, microstructure.

Постановка проблеми. Контактная стыковая сварка оплавлением – одна из разновидностей сварки давлением, при которой соединение деталей происходит в процессе взаимной деформации их торцов, предварительно нагретых до температуры плавления свариваемых материалов. Благодаря высокому и стабильному качеству сварных соединений в сочетании с высокой производительностью процесса [1] этот вид сварки нашел широкое применение в различных областях промышленности, в том числе и при строительстве газовых трубопроводов.

В последние годы на территории стран СНГ начато строительство трубопроводов нового поколения, рассчитанных на повышенное давление газа. Учитывая, что значительная часть таких трубопроводов будет работать в сложных климатических условиях, к качеству сварных соединений были установлены более высокие требования [2].

Анализ последних достижений и публикаций. В ИЭС им. Е.О. Патона, на протяжении многих лет, ведутся работы по исследованию возможностей повышения пластических свойств сварных соединений высокопрочных трубных сталей, полученных КССО [3-5]. Показано, что качественные соединения, выполненные КССО, могут быть получены с изменением термических циклов в широком диапазоне. Изменение параметров режима сварки влияет на структуру, формирующуюся в зоне соединения, а структурное состояние сварного соединения во многом определяет его механические свойства. В работах [6-10] исследовалась взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью сварных швов, полученных дуговыми способами сварки. Из анализа приведенных в них данных можно сделать вывод, что от соотношения структурных составляющих в значительной мере зависят прочность и вязкость сварных соединений, полученных дуговыми способами сварки.

Цель работы – Изучить особенности формирования структуры сварных соединений трубной стали 10Г2ФБ, полученных КССО с различным энергозатратением ее влияние на показатели ударной вязкости.

Изложение основного материала. Исследования проводили на пластинах из стали 10Г2ФБ шириной 300 мм, вырезанных из труб с толщиной стенки 8 и 18 мм производства Харьковского завода. Проведенными ранее исследованиями [4] установлено, что при сварке пластин такой ширины достаточно точно моделируются условия нагрева и формирования соединений в процессе сварки труб большого диаметра.

Для металлографических исследований было выбрано два образца соединений, полученных на разных режимах: № 1 – длительность оплавления составляла 180 с, максимальная

удельная потребляемая мощность в конечный период сварки – 12 ВА/мм², «мягкий» режим; № 2 – длительность оплавления составляла 30 с, а максимальная удельная потребляемая мощность в конечный период сварки - 40ВА/мм², «жесткий» режим.

Микроструктуру исследовали методами световой и электронной металлографии с использованием микроскопа «Неофот-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «JEOL». Исследование тонкой структуры проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM – 200СХ. Для идентификации структурных составляющих исследуемых образцов применяли травление в нитале и реактиве Чижевского (горячий раствор пикрата натрия) [11]. Травление в растворе пикрата натрия применяли для выявления в структуре МАК – «фазы». Эта структурная составляющая при таком травлении, в отличие от цементита, не окрашивается в темный цвет, а остается светлой.

Впервые о присутствии МАК – «фазы» в металле сварных швов, выполненных дуговой сваркой на низколегированных сталях, сообщалось в работах [12, 13]. Согласно современным представлениям [8] МАК – «фаза» является комплексной микроструктурой, образующейся в интервале температур формирования верхнего и нижнего бейнита. МАК – «фаза» состоит из двух типов цементита – структурно-свободного, выделяющегося из аустенита при температурах ниже 500°С, и игольчатого. Появление игольчатого цементита обусловлено самоотпуском речного дислокационного мартенсита с точкой $M_n = 400$ °С. Обогащенный углеродом аустенит в процессе дальнейшего охлаждения превращается в пластинчатый двойниковый мартенсит с точкой M_n ниже 250 °С. Помимо двух типов цементита и мартенсита в структуре МАК – «фазы» содержится остаточный аустенит. Следовательно, такое название она получила согласно своим структурным составляющим. В работах японских исследователей [14, 15] и И. Гривняка [7] она названа компонентом М – А или мартенсито-аустенитной составляющей (МАС).

На рис. 1 представлена макроструктура типового образца, полученного КССО.

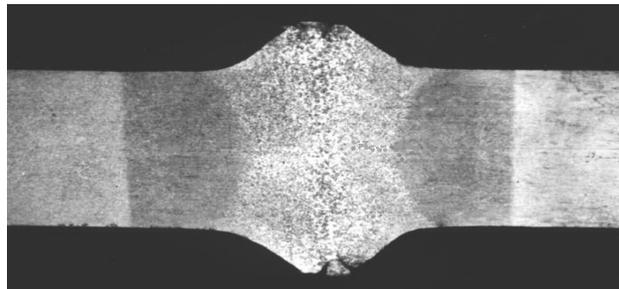


Рис. 1 – Макроструктура типового образца, полученного КССО (укр. 1,68)

Характерной особенностью макроструктуры является наличие по линии соединения светлой полосы с мелкими темнотравящимися вкраплениями второй фазы и симметрично расположенными по обе стороны от нее зон термического влияния.

Особенности структурных составляющих изучали в зоне соединения и ЗТВ (участки крупного зерна и нормализации). Анализ микроструктуры позволил выделить на исследуемых образцах наиболее характерные области, которые, в зависимости от режима сварки, заметно отличаются друг от друга, как структурой, так и протяженностью.

В зоне соединения образца № 1 (ширина ~ 0,5 мм) литой металл, рыхлости и оксидные пленки отсутствуют. Характерной структурой на этом участке является крупнозернистый феррит преимущественно 4 балла с незначительными дисперсными выделениями МАК – «фазы». Твердость металла зоны соединения составляет 2500 МПа. К ней примыкают участки ферритной матрицы протяженностью ~ 2,0 мм такой же зернистости (балл 4). Внутри ферритных зерен расположены частицы МАК – «фазы», объемная доля которых в структуре составляет 3,72 %. Помимо МАК – «фазы» матрицы отмечено появление по границам бывших 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) [16]. Твердость на участке крупнозернистой структуры достигает зна-

чений 2800 МПа.

В районе исследуемых участков – зоны соединения и участка крупнозернистой структуры ЗТВ – температура нагрева металла достигает 1200...1300°С. Микроструктура образца № 1, представлена на рис. 2, 3.

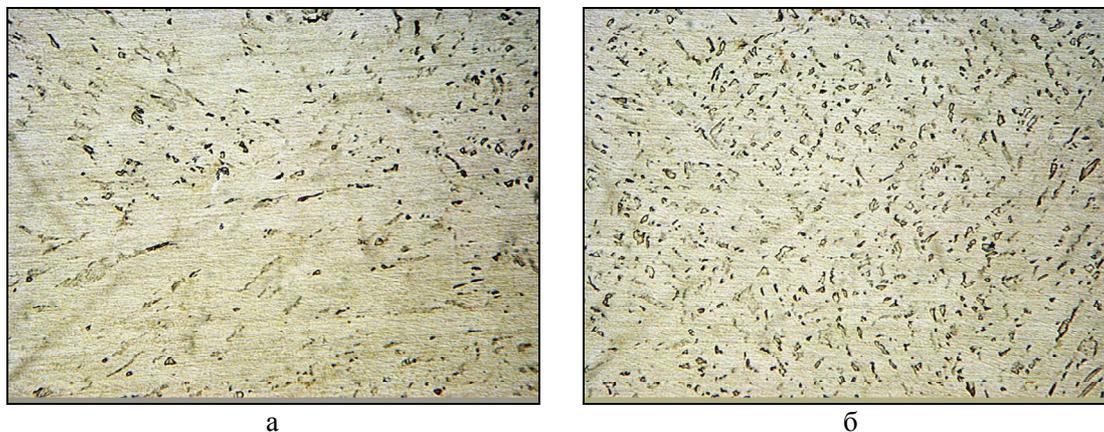


Рис. 2 – Микроструктура образца № 1: *а* – зона соединения, *б* – участок крупного зерна в ЗТВ (травление в пикрате, ×1000)

Для участка нормализации ЗТВ протяженностью примерно 8,0 мм, где металл нагревается 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 соответствует 2010...2020 МПа.

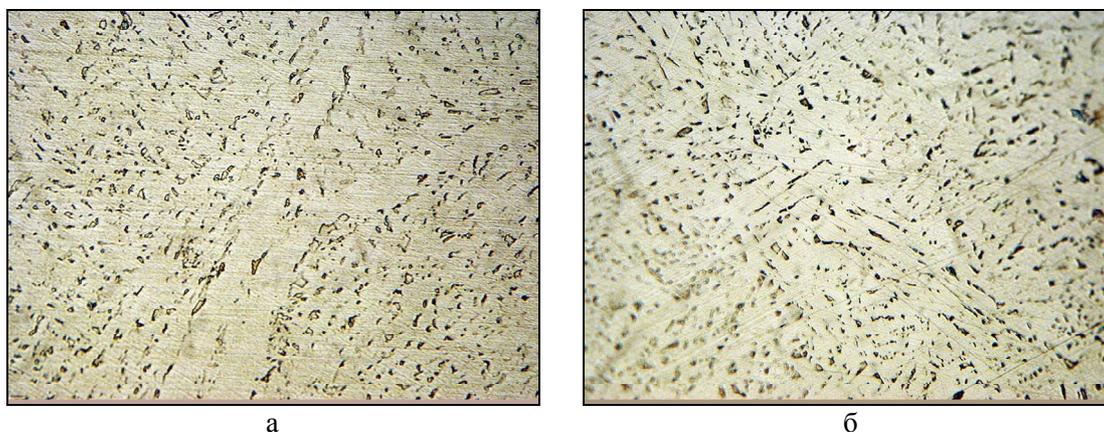


Рис. 3 – Микроструктура образца № 1: *а* – полигональный феррит, *б* – феррит с УВФ (травление в пикрате, ×1000)

В структуре образца № 2, по линии соединения, как и в предыдущем случае, литой металл и оксидные пленки не наблюдаются. Ширина этой зоны примерно 0,2 мм. Структура представляет собой феррит с размером зерна преимущественно 6 балла и незначительные выделения МАК – «фазы». Твердость равна 2010 МПа. Протяженность участка крупного зерна в ЗТВ составляет 0,8 мм. В структуре содержатся хаотически расположенные в ферритной матрице частицы МАК – «фазы» в количестве 2,55%. Твердость металла на этом участке составляет 2400 МПа, размер зерна соответствует баллу 6. На рис. 4 приведена микроструктура образца № 2.

Протяженность участка нормализации составляет 4,5 мм. Размер зерна соответствует 7 - 10 баллу. Двухфазная структура – МАК – «фаза» в феррите – меняется незначительно. Можно отметить измельчение второй фазы по сравнению с зоной соединения и участком крупного

зерна. Твердость соответствует 2010...2020 МПа.

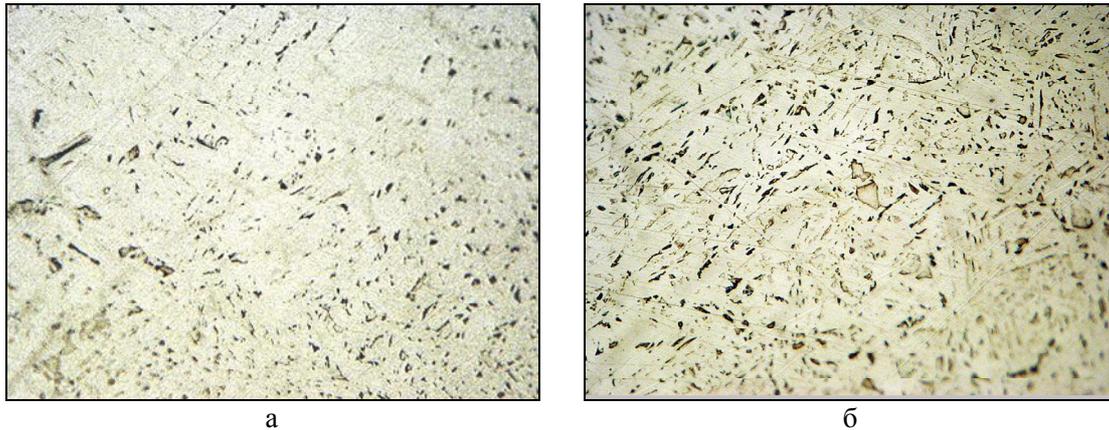


Рис. 4 – Микроструктура образца № 2: *а* – зона соединения, *б* – участок крупного зерна в ЗТВ (травление в пикрате, $\times 1000$)

Повышение твердости, наблюдаемое на участках крупнозернистой структуры, может свидетельствовать о развитии в них процесса упрочнения металла, способного оказать отрицательное воздействие на ударную вязкость [8]. В связи с этим были проведены исследования по выявлению фаз, которые упрочняют металлы на участке крупного зерна ЗТВ соединения, полученного на «мягком» режиме (образец № 1).

Исследование структуры на электронном микроскопе показали, что на расстоянии 0,5 – 0,7 мм от линии соединения в ферритной матрице хаотично расположены дисперсные выделения (рис. 5).

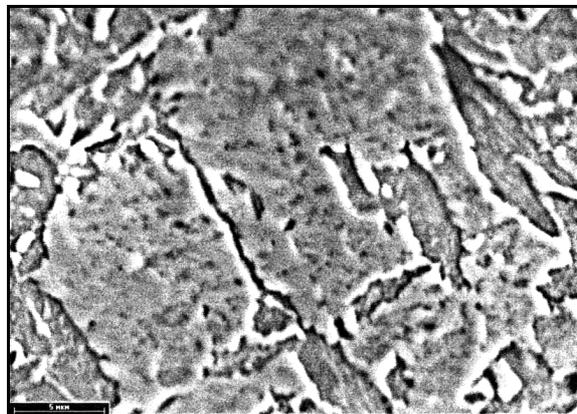


Рис. 5 – Микроструктура ферритного зерна на расстоянии 0,5 мм от линии соединения

В работе [17] было показано, что присутствие в конструкционных свариваемых сталях таких легирующих элементов, как ванадий, ниобий и титан способствуют развитию упрочнения за счет дисперсных выделений в зоне соединения, что может привести к ухудшению показателей вязкости.

Для изучения тонкой структуры этой зоны были проведены исследования на просвечивающем электронном микроскопе, которые показали, что она состоит из ферритных зерен и раздробленных карбидных фаз. Для внутренних объемов феррита характерна высокая плотность дислокаций, формирование разных типов субструктурных элементов – блоков, субзерен, фрагментов, отдельных скоплений дислокаций, а также следы активного перераспределения дефектов кристаллической решетки, проявляющихся в виде систем скольжения. Фазовые выделения (ФВ) можно разделить на два типа, которые отличаются размером, морфологией и соста-

вом.

Первый тип ФВ – сравнительно большие по размеру (от 3 до 10 мкм), вытянутой формы. В некоторых участках ферритных зерен они имеют вид дисперсных скоплений, расположенных вдоль исходных цементитных пластин. ФВ второго типа преимущественно глобулярные, размером до 1 мкм, расположенные во внутренних объемах ферритных зерен. Следует отметить, что если ФВ первого типа по составу представляют собой Fe_3C , то второго типа – преимущественно карбиды типа MoC (рис. 6), VC (рис. 7).

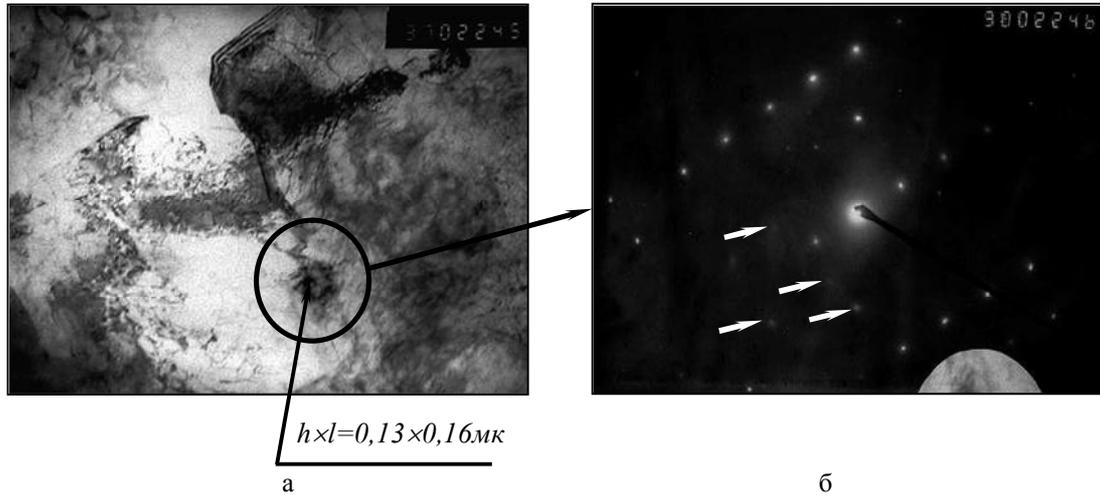


Рис. 6 – Электронно-микроскопическое изображение карбидов молибдена (а, $\times 3700$) и микродифракционные отражения от дисперсных ФВ (б)

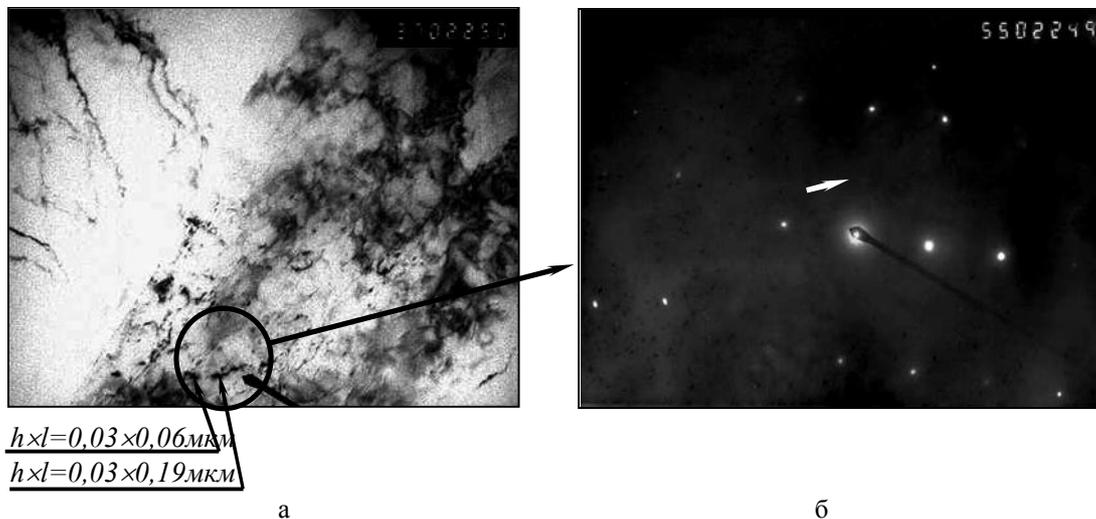


Рис. 7 – Электронно-микроскопическое изображение карбидов ванадия (а, $\times 3700$) и микродифракционные отражения от дисперсных ФВ (б)

Таким образом, повышение твердости металла в участках крупного зерна ЗТВ можно объяснить выделением в ферритной матрице дисперсных карбидов VC и MoC .

На рис. 8 представлены результаты испытаний образцов на ударную вязкость KCV.

В образце № 1, сваренном на «мягком» режиме, в зоне соединения и крупного зерна ЗТВ зафиксированы наиболее низкие показатели ударной вязкости. В зоне нормализации вязкость металла возрастает и на расстоянии 3 мм от него достигает значений, близких к показателям основного металла. Все исследованные структурные участки образца № 2, полученного на «жестком» режиме, обладают высокой ударной вязкостью.

Наблюдаемые существенные отличия в показателях ударной вязкости сварных соедине-

ний, виконаних с різним енерговложением, связаны, прежде всего, с размером зерна и структурой сварного соединения.

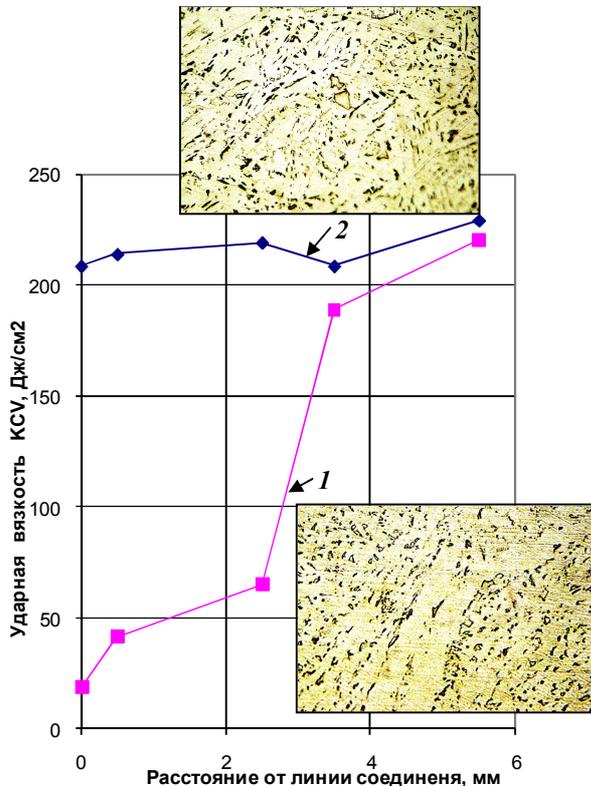


Рис. 8 – Ударная вязкость KCV соединений при +20°С: 1 – образец № 1; 2 – образец № 2

Выводы

1. При сварке на режимах с высоким энерговлжением формируется крупнозернистая структура с участками полигонального феррита, феррита с упорядоченной второй фазой и МАК – «фазой».
2. Уменьшение энерговлжения в 4 раза способствует измельчению зерна в зоне соединения и ЗТВ и уменьшению объемного содержания МАК – «фазы». При этом полигональный феррит и феррит с упорядоченной второй фазой в структуре отсутствуют.
3. Повышение твердости металла в участках крупного зерна ЗТВ можно объяснить выделением в ферритной матрице дисперсных карбидов.
4. Основными факторами, определяющими низкие показатели ударной вязкости, являются крупнозернистая структура, а также наличие полигонального феррита и феррита с упорядоченной второй фазой.
5. Для получения высоких и стабильных показателей ударной вязкости предпочтительным является структурное состояние, формирующееся при сварке на режиме с более низким энерговлжением («жесткий» режим).

Список использованных источников:

1. Мазур И.И. Электроконтактная сварка трубопроводов: пути совершенствования / И.И. Мазур, О.М. Серафин, М.П. Карпенко // Строительство трубопроводов. – 1988. – №4. – С. 8-11.
2. Свод Правил сооружения магистральных газопроводов. СП 105-34-96. Утверждено РАО «Газпром» 11.09.1996 г. Москва, 1996.
3. Кучук-Яценко С.И. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.К. Лебедев. – Киев : Наукова думка, 1976. – 213 с.
4. Кучук-Яценко С.И. Влияние дефектов контактной стыковой сварки на прочность соединений при низких температурах / С.И. Кучук-Яценко, Г.В. Жемчужников, Б.И. Казымов // Автоматическая сварка. – 1980. – № 12. – С. 1-3.
5. Кучук-Яценко С.И. Контактная стыковая сварка трубопроводов / С.И. Кучук-Яценко. – Киев : Наукова думка, 1986. – 208 с.
6. Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металла швов на трубной низколегированной стали / Д.П. Новикова [и др.] // Автоматическая сварка. – 1973. – №8. – С. 6-9.
7. Гривняк И. Металлографическое исследование мартенситно-аустенитной составляющей (МАС) металла ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей / И. Гривняк, Ф. Матцуда // Автоматическая сварка. – 1994. – № 3. – С. 22-30.
8. Гривняк И. Свариваемость современных высокопрочных сталей / И. Гривняк // Сборник трудов междунар. конф. «Сварка и родственные технологии – в XXI век». – Киев. – Ноябрь 1998. – С. 41-55.
9. Matsuda F. An investigation on the behavior of M – A constituent in simulated HAZ of HSLA steel. – S. 1. (1990), 20 p. – (Intern Inst. of Welding; DOC: IX – B – 1591 – 90).
10. Особенности аргодуговой обработки с подплавлением сварного соединения закалива-

- шейся стали / В.М. Кулик [и др.] // Автоматическая сварка. – 2004. – № 3. – С. 16-21.
11. Атлас «Металлография железа»: Пер. с англ. Под редакцией акад. Ф.Н. Тавадзе. – М. : Металлургия, 1972. – Т. 2. 478 с.
 12. О структурных составляющих металла шва на низколегированных сталях / А.М. Макара [и др.] // Автоматическая сварка. – 1967. – № 3. – С. 1-6.
 13. Макара А.М. О структуре высокопрочных низколегированных швов / А.М. Макара [и др.] // Автоматическая сварка. – 1969. – № 6. – С. 11-15.
 14. Yurioka N., Suzuki H and Oshita: Welding J., Vol. 62, №9, (1983), p. 143s – 153s.
 15. Yurioka N.: TMCP steels and their welding. DOC./WIX – 1739 – 94 rew. (1995). Welding in the world, Vol. 35, №5, (1995).
 16. 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.
 17. Хауман В. Статическая прочность и механика разрушения сталей / В. Хауман. – М. : Металлургия, 1988. – 565 с.

Bibliography:

1. Mazur I.I. Electrocontact welding of pipelines: ways to improve / I.I. Mazur, O.M. Serafin, M.P. Karpenko // Pipeline. – 1988. – № 4. – P. 8-11. (Rus.)
2. Set of Rules of construction of trunk pipelines. SP 105-34-96. Approved by RAO «Gazprom» 11.09.1996, Moscow, 1996. (Rus.)
3. Kuchuk-Yatsenko S.I. Contact butt welding of continuous melting / S.I. Kuchuk-Yatsenko, V.K. Lebedev. – Kiev : Naukova Dumka, 1976. – 213 p. (Rus.)
4. Kuchuk-Yatsenko S.I. The influence of defects butt welding strength compounds at low temperatures / S.I. Kuchuk-Yatsenko, G.V. Zhemchuzhnikov, B.I. Kazymov // of automatic welding. – 1980. – № 12. – P. 1-3. (Rus.)
5. Kuchuk-Yatsenko S.I. Contact butt welding of pipelines / S.I. Kuchuk-Yatsenko. – Kiev : Naukova Dumka, 1986. – 208 p. (Rus.)
6. The relationship with the microstructure of weld metal toughness to nizkolegiro bath tube steel / D.P. Novikova [etc.] // Automatic welding. – 1973. – № 8. – P. 6-9. (Rus.)
7. Grivnyak I. Metallographic study martensite-austenite constituent (MAC) HAZ metal of high-alloy steels / I. Grivnyak, F. Matsuda // Automatic welding. – 1994. – № 3. – P. 22-30. (Rus.)
8. Grivnyak I. Weldability of modern high-strength steel / I. Grivnyak // Proceedings of the Intern. Conf. «Welding and related technologies - in the XXI century». – Kiev. – November 1998. – P. 41-55. (Rus.)
9. Matsuda F. An investigation on the behavior of M – A constituent in simulated HAZ of HSLA steel. – S. 1. (1990), 20 p. – (Intern Inst. of Welding; DOC: IX – B – 1591 – 90).
10. Features TIG processing podplavlenniem weld hardening steels / V.M. Kulik [etc.] // Automatic welding. – 2004. – № 3. – P. 16-21. (Rus.)
11. Atlas «Metallography of iron»: Trans. from English. Edited by Acad. FN Tavadze. - Moscow, Metallurgy, 1972. – Т. 2. 478 p. (Rus.)
12. The structural components of the weld metal for low-alloy steels / А.М. Makara [etc.] // Automatic welding. – 1967. – № 3. – P. 1-6. (Rus.)
13. Makara A.M. On the structure of high-strength low-alloy welds / А.М. Makara [etc.] // Automatic welding. – 1969. – № 6. – P. 11-15. (Rus.)
14. Yurioka N., Suzuki H and Oshita: Welding J., Vol. 62, №9, (1983), p. 143s – 153s.
15. Yurioka N.: TMCP steels and their welding. DOC./WIX – 1739 – 94 rew. (1995). Welding in the world, Vol. 35, №5, (1995).
16. 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.
17. Khauman V. Static strength and fracture mechanics of steel / V. Khauman. – Moscow : Metallurgy, 1988. – 565 p. (Rus.)

Рецензент: В.Я. Зусин
д-р техн. наук, проф. ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 07.11.2012