

УДК 621.791.72:621.791.052:620.17

В. В. ДМИТРИК, д-р техн. наук

Н. В. ЛУЧКА, О. В. СКЛЯР

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков

К УЛУЧШЕНИЮ КАЧЕСТВЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕТАЛЛА ШВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ

Изучена возможность улучшения качественных характеристик исходной структуры сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей путем использования процесса механизированной сварки в смеси защитных газов CO_2+Ar .

Вивчена можливість покращення якісних характеристик вихідної структури зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей шляхом використання процесу механізованого зварювання в суміші захисних газів $CO_2 + Ar$.

Введение

Известно, что повреждаемость сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатирующихся (>250 000ч) в условиях ползучести и малоциклового усталости, в значительной мере зависит от их структуры. Получение сварных соединений паропроводов с уменьшенной исходной структурной, а так же химической и механической неоднородностью, целесообразно для уменьшения интенсивности их повреждаемости в процессе длительной эксплуатации.

Основная часть

Структуру, химсостав и свойства металла шва сварных соединений паропроводов, состоящих из теплоустойчивых Cr-Mo-V перлитных сталей, табл. 1., изучали на образцах изготовленных в соответствии с требованиями нормативной документации [1–2], с использованием электродной проволоки, табл. 2.

Таблица 1

Химсостав исходных образцов для сварки из стали 15X1M1Ф

Содержание элементов в %							
C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
0,14	0,15	0,62	1,25	1,0	0,25	0,012	0,019

Таблица 2

Химсостав электродной проволоки СВ-08ХМФА

Содержание элементов в %								
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S
0,09	0,20	0,45	1,0	0,15	0,60	0,25	0,020	0,020

Штатную технологию представляла ручная дуговая сварка (РДС) и механизированная плавящимся электродом, используемая на ТЭЦ для изготовления сварных соединений паропроводов при модернизации энергоблоков. Предлагаемая технология включала полуавтоматическую сварку в смеси защитных газов (75 % CO_2+25Ar). Параметры режима предлагаемой технологии подбирали на основе моделирования сварочного нагрева изготавливаемых соединений [3–4].

Установили, что при скорости превращения $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$, составляющей 5-10°С/с структура металла шва представляет нижний бейнит 75–90 %, феррит – остальное, а при скорости 0,5–5 °С/с – верхний бейнит и феррит в количестве, близком к приведенному, рис.1. Отличающаяся степень сварочного нагрева изготавливаемых соединений, а также отпуск

(730–750 °С, 3–5 ч) вызывает формирование начальной стадии сегрегации хрома, молибдена и марганца в приграничных зонах кристаллов α -фазы, рис. 2., табл. 3. При длительной эксплуатации сегрегация заметно увеличивается.

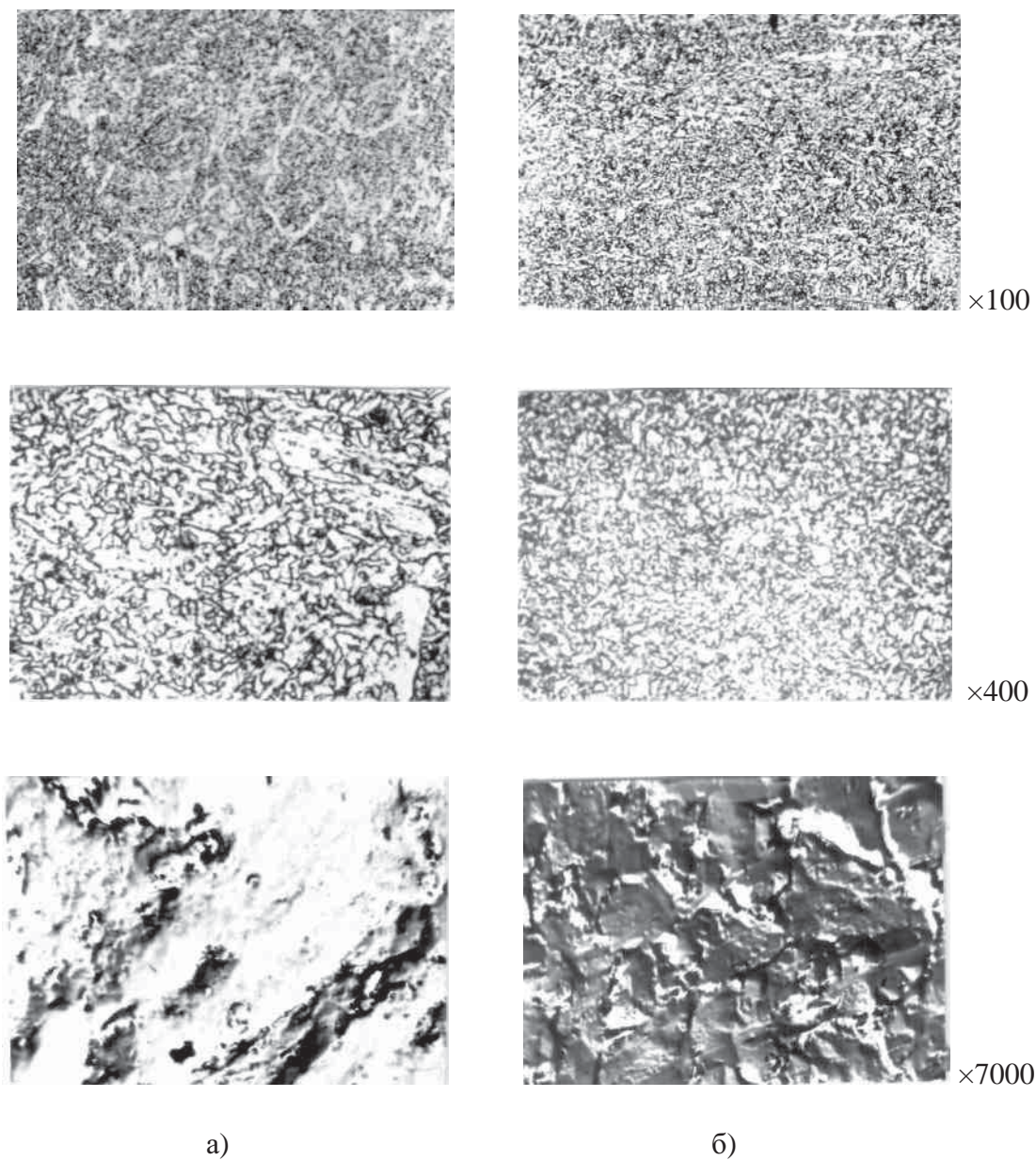


Рис. 1. Структура металла шва. Сплав 09XMФА. Отпуск при 730°С, 3ч:
 а) механизированная сварка по штатной технологии; б) механизированная сварка по предлагаемой технологии

Образование сегрегации можно объяснить тем, что атомы Mn, Cr, Mo и V, имеющие большие атомные радиусы, чем Fe (Mn=1,30 Å; Cr=1,27 Å; V=1,35Å; Fe=1,26Å) [6], стремятся в кристаллах α -фазы снизить свою энергию, что представляется возможным в приграничных растянутых зонах кристаллов, куда они и перемещаются. Si не перемещается, хотя его атомный радиус больше, чем Fe (Si=1,34Å). Эффект сегрегации связан с фазовыми напряжениями и деформацией зерен α -фазы. В приграничных зонах зерен (субзерен) имеет место градиент концентрации растворенных элементов, зависящий от их атомных радиусов. Качественно можно показать, что в условиях одинакового химсостава свариваемых сталей уровень сегрегации контролируется температурным режимом, а локальный перегрев металла шва способствует увеличению ее уровня.

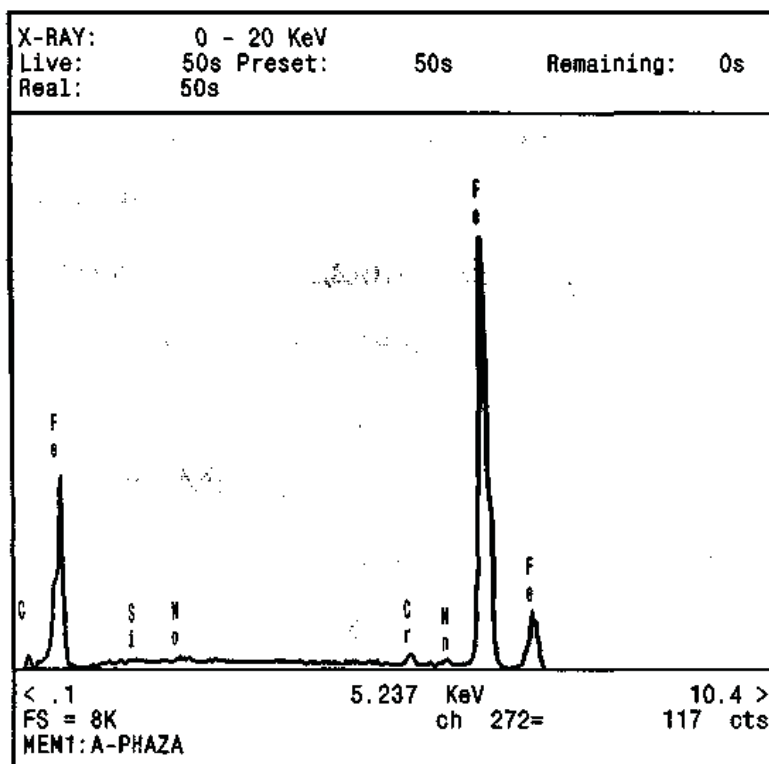


Рис. 2. Исходная сегрегация элементов в зернах α -фазы металла шва. Сплав типа 08ХМФ. Сварные соединения из стали 12Х1МФ

Таблица 3

Исходная сегрегация легирующих элементов в металле шва (атомные %).
 Отпуск при 750°C, 5 ч.

Легирующий элемент	РДС	Механизированная сварка в смеси CO ₂ +Ar
Cr	1,4	1,3
Mo	0,9	0,7

В условиях длительной эксплуатации сварных соединений паропроводов сегрегация заметно влияет на миграцию границ зерен при их разориентировке $>15^\circ$ и незначительно при $<15^\circ$. Миграция оказывает контролирующее воздействие на проскальзывание и потерю когерентности коагулирующих вторых фаз с мартенситными зернами α -фазы, что способствует образованию пор.

Зарождение и развитие пор ползучести в сварных соединениях паропроводов имеет место, когда их массовая деформация $<1,0\%$, что соответствует требованиям нормативной документации [7–8]. Однако деформация отдельных участков зоны термического влияния, при допустимой массовой деформации, может составлять 4–8 % [9].

Установили, что температурный режим предлагаемого процесса сварки, учитывающий данные моделирования сварочного нагрева [3–4], обеспечивает, по сравнению с температурным режимом штатного процесса сварки (РДС) меньший исходный уровень сегрегации Cr и Mo в кристаллах α -фазы, чему способствует уменьшение диффузионной подвижности приведенных элементов (табл. 3).

Изучали морфологию поверхности разрушения по металлу шва ударных образцов (V-образный надрез посередине металла шва) (рис. 3). Для изучения использовали методы электронной фрактографии.

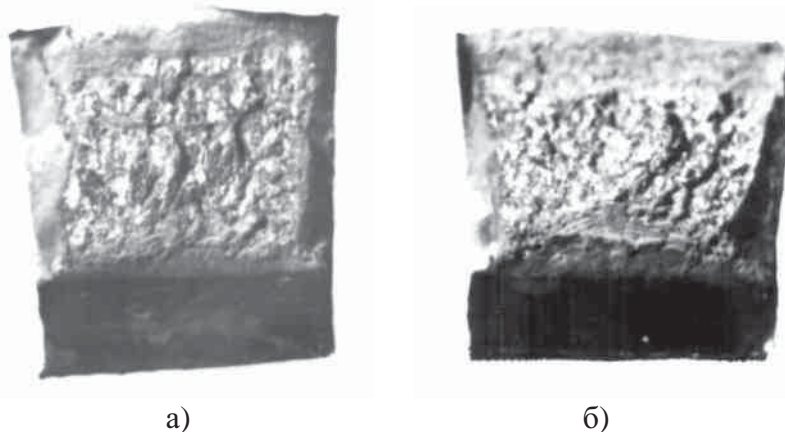


Рис. 3. Поверхность излома ударных образцов с V-образным надрезом посередине металла шва: $\times 5,5$. а) – автоматическая сварка по штатной технологии; б) – по предлагаемой

Микрофрактографические исследования поверхности изломов ударных образцов проводили с использованием метода двухступенчатых угольных реплик на электронном микроскопе.

Установили, что поверхность излома без термообработки после сварки характеризуется наличием трех зон: 1) вязкого зарождения трещины (рис. 4); 2) хрупкого распространения трещины рис. 5–6; 3) вязкого долома. Первая из указанных зон имеет явно выраженное чашечное строение (рис. 4).

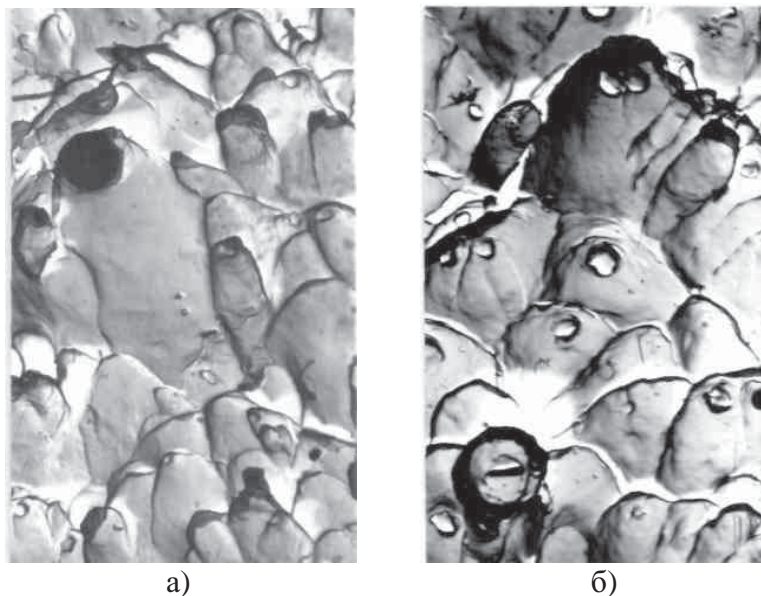


Рис. 4. Зона вязкого зарождения трещины в металле шва. $\times 4000$: а) автоматическая сварка по штатной технологии; б) по предлагаемой

Форма и размеры чашек определяются: начальной внутренней свободной энергией микропустот; структурой, прилегающей к направлению развития трещин; величиной пластической деформации на поверхности излома при образовании и развитии чашек. Можно показать, что в зоне зарождения трещины образцов, изготовленных по предлагаемой технологии, чашки имеют большие размеры, чем в образцах штатной, что соответствует большему запасу вязкости. В зоне распространения трещины образцов, изготовленных по штатной технологии преимущественно наблюдали хрупкий транскристаллитный излом (рис. 5.).

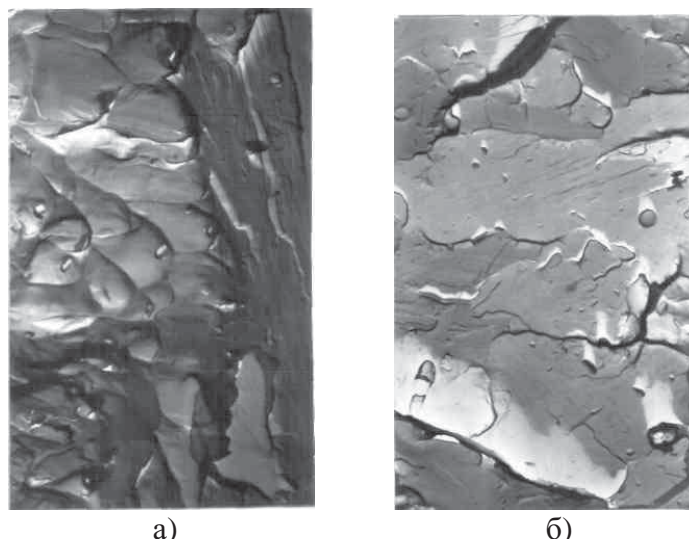


Рис. 5. Зона распространения трещины в металле шва. $\times 4000$.
Образцы без термообработки: обозначения а), б) – см. рис. 4.

В образцах, изготовленных по предлагаемой технологии, элементы хрупкого разрушения по телу зерен чередуются с фасетками вязкого чашечного излома (рис. 5), а также встречаются отдельные участки вязкого разрушения. Зону долома ввиду ее незначительной роли в процесс разрушения не исследовали.

Изучение поверхности излома ударных образцов, изготовленных по предлагаемой технологии, подвергнутых термообработке, позволило обнаружить определенные отличия от аналогичных структур образцов штатной. Поверхность излома изучаемых образцов представляла чередование участков хрупкого разрушения по дендритам с фасетками чашечного строения (рис. 6). Причем, в образцах изготовленных по предлагаемой технологии количество вязких составляющих было большим, чем в образцах изготовленных по штатной.

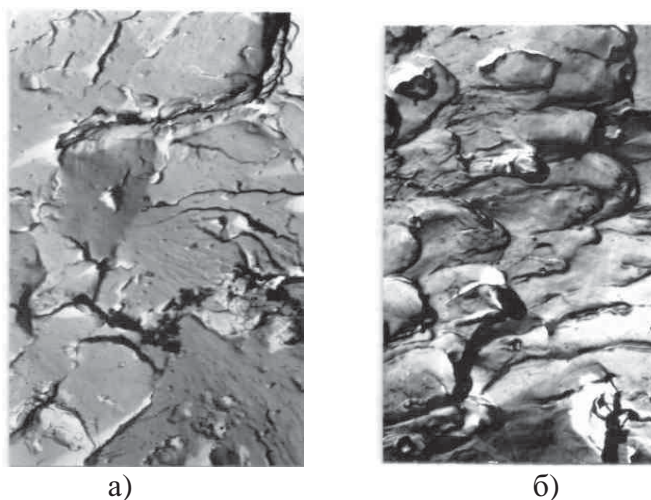


Рис. 6. Зона распространения трещины в металле шва. $\times 4000$.
Отпуск при 730°C , 3ч: а), б) – см. рис. 4-5.

Кратковременные механические свойства металла шва образцов, изготовленных по предлагаемой и по штатной технологиям определили в соответствии с требованиями [1–2, 8]: 1) без термической обработки, табл. 4; 2) с термической обработкой, отпуск при 730°C , 3ч, табл. 5. Твердость металла шва измеряли по методу Виккерса с нагрузкой на пирамиду 30кгс и с расстоянием между замерами 1мм. По результатам замеров строили схемы, характеризующие распределение значений твердости металла шва [10].

Таблица 4

Механические свойства металла шва. Без термической обработки

Процесс сварки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Сварка по предлагаемой технологии	<u>400 – 450</u> 430	<u>560 – 580</u> 570	<u>5,0 – 7,5</u> 6,0	<u>13,0 – 15,0</u> 14,0	<u>40 – 49</u> 48
Сварка на штатной технологии	<u>480 – 490</u> 480	<u>510 – 520</u> 515	<u>5,0 – 5,5</u> 5,0	<u>11,0 – 15,6</u> 13,0	<u>46 – 47</u> 46

Таблица 5

Механические свойства металла шва. Без термической обработки

Процесс сварки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
Сварка по предлагаемой технологии	<u>465 – 490</u> 480	<u>580 – 595</u> 588	<u>20,5 – 21,5</u> 21,0	<u>55,5 – 57,5</u> 56,5	<u>55 – 56</u> 55
Сварка на штатной технологии	<u>471 – 459</u> 450	<u>570 – 575</u> 572	<u>18,2 – 20,0</u> 19,0	<u>54,0 – 55,0</u> 54,0	<u>52 – 53</u> 52

Установили, что отпуск при 730 °С снижает в сварных соединениях напряжения, однако вызывает увеличение разупрочнения металла участка неполной перекристаллизации.

Значение микротвердости металла шва образцов после термообработки, изготовленных по штатной и по предлагаемой технологиям, отличались незначительно. Можно показать, что структура и кратковременные механические свойства металла шва образцов изготовленных на предлагаемой технологии, обладают более высокими свойствами, чем образцов штатной.

Выводы

1. Установили, что использование механизированной сварки в CO₂+Ar позволит получать сварные соединения паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей с уменьшенной исходной структурой, химической и механической неоднородностью, что способствует увеличению стабильности структуры при их длительной эксплуатации.

Список литературы

1. МУ 34-70-161-87. Методические указания по металлографическому анализу при оценке качества и исследования причин повреждений сварных соединений паропроводов из сталей 12X1МФ и 15X1М1Ф тепловых электростанций// М.: ВТИ им. Ф. Э. Дзержинского, 1987. – 190 с.
2. Типовая инструкция по контролю и продлению службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций РД 34.17.421-92. – М.: Служба передового опыта ОРГРЭС, 1992. – 94 с.
3. Дмитрик В. В. Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки на основе схемы Галеркина// Доповіді національної академії наук України. – 2002. – № 5. – С. 101-108.
4. Дмитрик В. В. Разработка метода определения температурного режима расплава ванны// Известия высших учебных заведений. Машиностроение. Москва. – 1999. – №1. – С. 76–80.

5. Русинова И. И., Никитин Ю. М., Немчанинова Л. И. Сварка труб из Cr-Mo-V сталей при изготовлении тепломеханического оборудования// Теплоэнергетика. – 1987. – № 6. – С. 50–53.
6. Таблицы физических величин. Справочник под ред. академика И. К. Кикаина. – М.: Атомиздат. – 1976. – № 7. – 1005 с.
7. ОСТ 34-70-690-96. Металл паросилового оборудования электростанций. М.: ВТИ, 1977. – 90 с.
8. РД 135-34. 1-003-01 (РТМ-1с). Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования. М.: НПО ОБТ, 2001. – 72 с.
9. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов. – М.: Машиностроение, 2002. – 351 с.
10. Дмитрик В. В. Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей// Автоматическая сварка. – 2000. – № 4. – С. 27–30.

**TO IMPROVE QUALITY CHARACTERISTICS WELD METAL WELDS
STEAM WELDS TO IMPROVEMENT OF HIGH-QUALITY CHARACTERISTICS
OF METAL OF GUY-SUTURES OF THE WELD-FABRICATED CONNECTIONS
OF PAROPROVODOV**

V. V. DMITRIK, D-r Scie.Tech., Pf.
N. V. LUCHKA, O. V. SKLJAR

The possibility of improving the qualitative characteristics of the original structure of welded joints of heat-resistant pearlitic steels by the use of mechanized welding process in the shielding gas mixture of CO₂ + Ar.

Поступила в редакцию 28.05 2012 г.