

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ**Главный редактор
Б. Е. ПАТОНЮ. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко,
В. И. Кирьян, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
О. К. Назаренко, В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко**МЕЖДУНАРОДНЫЙ****РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
А. С. Зубченко (Россия)
М. Зиниград (Израиль)
В. И. Лысак (Россия)
У. Рейсген (Германия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пиллярчик (Польша)
О. И. Стеклов (Россия)
Г. А. Туричин (Россия)**УЧРЕДИТЕЛИ:**Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)**Адрес редакции:**ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com
URL: www.rucont.ru**Редакторы:**Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка:
И. Р. Наумова, А. И. Сулима,
Д. И. СередаСвидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111XЖурнал входит в перечень
утвержденных Министерством
образования и науки Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степенейЖурнал переиздается
на английском языкеИЭС им. Е. О. Патона под названием
«The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X**The Paton**
WELDING JOURNALЗа содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная**СОДЕРЖАНИЕ****НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

- Головко В. В., Походня И. К.* Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей 3
- Махненко В. И., Олейник О. И., Шекера В. М.* Определение контактного давления усиливающей муфты при ремонте трубопроводов с поверхностными дефектами 12
- Похмурский В. И., Студент М. М., Похмурская А. В., Рябцев И. А., Гвоздецкий В. М., Ступницкий Т. Р.* Газообразивная износостойкость при повышенных температурах покрытий, полученных дуговой металлизацией 16
- Пантелеймонов Е. А., Ныркова Л. И.* Применение индукционной термообработки для обеспечения коррозионной стойкости сварных труб из нержавеющей стали 24

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Махлин Н. М., Попов В. Е., Федоренко Н. С., Бурба А. В., Пышный В. М., Дюков В. А., Гонтарев В. Б.* Применение автоматической орбитальной сварки при изготовлении чехлов нейтронных измерительных каналов ядерных реакторов 29
- Голобородько Ж. Г., Драган С. В., Симутенков И. В.* Автоматическая наплавка под флюсом конструкционных сталей с поперечными высокочастотными перемещениями электрода 35
- Нестеренков В. М., Кравчук Л. А., Архангельский Ю. А., Бондарев А. А.* Формирование сварных швов при электронно-лучевой сварке жаропрочных сталей марок 10X9MФБА и 10X12M 39
- Кузнецов В. Д., Степанов Д. В., Маковей В. А., Черняк Я. П.* Износостойкость наплавленного металла типа углеродистых и хромомарганцевых сталей в условиях сухого трения скольжения металла по металлу 44

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Фальченко Ю. В., Половецкий Е. В., Капитанчук Л. М.* Распределение химических элементов в зоне соединения алюминиевого сплава АМг6 с титановым ВТ6, полученного диффузионной сваркой в вакууме 48
- Зарубежный опыт 50
- Диссертации на соискание ученой степени 52

ХРОНИКА

- Международный конкурс молодых сварщиков в Чехии 54
- Конкурс молодых сварщиков Львовской области 56
- Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук 57
- К 110-летию со дня рождения А. П. Александрова 60
- ИНФОРМАЦИЯ 63

Журнал «Автоматическая сварка» реферирован и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldsearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферирован в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
Guan Qiao (China)
A. S. Zubchenko (Russia)
M. Zinigrad (Israel)
V. I. Lysak (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
U. Reisgen (Germany)
O. I. Steklov (Russia)
G. A. Turichin (Russia)

FOUNDERS:

National Academy
of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute,
IA «Welding» (publisher)

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com
URL: www.rucont.ru

Editors:

T. V. Yushlina, I. F. Sokolova
Electron galley:
I. R. Naumova, A. I. Sulima,
D. I. Sereda

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

All rights reserved

This publication and each of the articles
contained here in are protected
by copyright.

The journal is published in English
by the E. O. Paton Electric Welding Institute
under title «The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

Permission to reproduce material
contained in this journal must be obtained
in writing from the Publisher

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Golovko V. V., Pokhodnya I. K.* Influence of non-metallic inclusions on formation of structure of weld metal of high-strength low-alloy steels 3
- Makhnenko V. I., Oleynik O. I., Shekera V. M.* Determination of contact pressure of reinforcing coupling in repair of pipelines with surface defects 12
- Pokhmursky V. I., Student M. M., Pokhmurskaya A. V., Ryabtsev I. A., Gvozdetzky V. M., Stupnitsky T. R.* Gas-abrasive wear resistance at elevated temperatures of coatings produced using arc metallization 16
- Panteleymonov E. A., Nyrkova L. I.* Application of induction heat treatment to provide corrosion resistance of welded pipes of stainless steel 24

INDUSTRIAL

- Makhlin N. M., Popov V. E., Fedorenko N. S., Burba A. V., Pyshnyi V. M., Dyukov V. A., Gontarev V. B.* Application of automatic orbital welding in manufacture of housings of neutron measuring channels of nuclear reactors 29
- Goloborodko Zh. G., Dragan S. V., Simutenkov I. V.* Automatic submerged surfacing of structural steels with transverse high-frequency movements of electrode 35
- Nesterenkov V. M., Kravchuk L. A., Arkhangelsky Yu. A., Bondarev A. A.* Welds formation in electron beam welding of heat resistant steels of grades 10Kh9MFBA and 10Kh12M 39
- Kuznetsov V. D., Stepanov D. V., Makovey V. A., Chernyak Ya. P.* Wear resistance of surfaced metal of type of carbon and chromium-manganese steels under conditions of dry friction of sliding of metal against metal 44

BRIEF INFORMATION

- Falchenko Yu. V., Polovetsky E. V., Kapitanchuk L. M.* Distribution of chemical elements in the zone of joining of aluminium alloy AMg6 with titanium alloy VT6 produced using diffusion welding in vacuum 48
- Foreign experience 50
- Thesis for scientific degree 52

NEWS

- The International competition of young welders in Czech Republic 54
- The competition of young welders in Lvov Region 56
- Session of the Scientific Council on new materials at the Committee of Natural Sciences of the International Association of Academies of Sciences 57
- To the 110th anniversary of A.P. Aleksandrov 60

INFORMATION 63

«Avtomaticheskaya Svarka» journal abstracted & indexed in Ukrainian refereed journal «Source», RJ VINITI «Welding» (Russia), «Welding Abstracts», ProQuest (UK), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (USA), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (France); Presented in Russian Science Citation Index & «Google Scholar»; Abstracted in «Welding Institute Bulletin» (Poland) & «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy); Covered in the review of the Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».



УДК 621.791:669.14.018.2/8-194.2

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ГОЛОВКО, И. К. ПОХОДНЯ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследована возможность использования подходов оксидной металлургии, предусматривающих управление количеством, распределением и морфологией включений в металлических расплавах, влияющих на условия формирования микроструктуры металла сварных швов. Показано, что изменяя долю дисперсной карбидной фазы в структуре металла швов, можно добиться увеличения содержания мелкозернистой вторичной структуры. Высокая плотность распределения включений размером 0,3...1,0 мкм, содержащих оксиды титана или циркония, способствует образованию бейнитной структуры, а пониженное содержание углерода в металле и сужение диапазона бейнитных превращений ограничивает возможность образования микроструктуры верхнего бейнита. Установлено, что для получения микроструктуры, отличающейся сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости необходимо сформировать в металле швов включения определенного состава, размера и плотности распределения. Добиться этого можно, используя методы оксидной металлургии, которые предусматривают введение в сварочную ванну определенного количества тугоплавких включений, ограничение содержания в ней кислорода и выбор системы раскисления, а также определение необходимого температурного диапазона промежуточных превращений, исходя из ТТТ-диаграмм и термического цикла сварки. Библиогр. 12, табл. 9, рис. 13.

Ключевые слова: сварка, низколегированные стали, оксидная металлургия, сварные швы, неметаллические включения, легирование, микроструктура, механические свойства

В последние десятилетия при изготовлении металлоконструкций все большее распространение получают высокопрочные низколегированные (ВПНЛ) стали. Наряду с расширением объемов потребления сталей этого класса, можно отметить возрастающие требования к уровню их механических свойств, стойкости против хрупкого разрушения, экономичности. Так, например, растущее потребление развитыми странами природного газа диктует увеличение рабочего давления транспортируемого газа от 55...75 до 100 атм и более, рост которого в трубопроводах, изготовленных из сталей категории прочности K60 (X70), приводит к увеличению металлоемкости и удельных затрат. При этом повышается уровень требований к эксплуатационной безопасности, надежности и долговечности трубопроводов, что, в свою очередь, требует увеличения ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению, а также улучшения свариваемости указанных сталей.

Переход от сталей категорий прочности K60 (X70) к сталям K65 (X80) и более прочным потребовал пересмотра металлургических принципов их легирования и микролегирования. Получение требуемого уровня прочности листового проката в сочетании с другими важнейшими показателями механических свойств ($\delta_5 > 22\%$; $KCV > 130$ Дж/см² и доли вязкой составляющей в изломах

образцов ИПГ $> 95\%$ при $-20\text{ }^\circ\text{C}$) возможно только при переходе от ферритно-перлитной структуры к иному структурному состоянию материала — сталям с дисперсной ферритно-бейнитной структурой [1, 2].

В целях обеспечения требуемого уровня работоспособности сварных металлоконструкций, химический и структурный состав, а также механические свойства металла швов должны соответствовать характеристикам основного металла. Для решения задачи формирования металла швов с ферритно-бейнитной структурой целесообразно использовать возможности, предоставляемые оксидной металлургией [3, 4].

Необходимым условием для формирования высоковязкой мелкодисперсной структуры типа игольчатого феррита является наличие в металле швов определенной доли неметаллических включений [5, 6]. При этом важно отметить, что наиболее эффективны в этом отношении включения размером до 1 мкм, в состав которых входят соединения титана [7–9].

Использование подходов оксидной металлургии позволяет влиять на процессы зарождения и роста структурных составляющих, варьируя состав, содержание и размеры неметаллических включений [10, 11]. Исследование влияния неметаллических включений на вторичную микроструктуру проводили на образцах металла швов низколегированной стали категории прочности K60,



Таблица 1. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Обозначение шва	C	Si	Mn	Ni	Mo	Ti	Cr	Al	S	P	O
Ti-1	0,078	0,437	0,43	0,22	0,19	0,027	0,24	0,012	0,008	0,009	0,101
Ti-2	0,073	0,227	0,48	0,24	0,19	0,084	0,25	0,019	0,007	0,010	0,054
Ti-3	0,075	0,181	0,54	0,23	0,19	0,127	0,25	0,028	0,006	0,009	0,032
Ti-4	0,125	0,557	0,47	0,22	0,17	0,130	0,23	0,029	0,011	0,008	0,102
Ti-5	0,083	0,389	0,51	0,24	0,18	0,244	0,26	0,039	0,008	0,010	0,030
Ti-6	0,118	0,217	0,52	0,21	0,16	0,297	0,22	0,054	0,007	0,008	0,022

Таблица 2. Механические свойства металла исследованных швов

Обозначение шва	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
					20	0	-20
Ti-1	597,5	437,7	23,15	58,8	62,4	42,9	23,7
Ti-2	603,5	443,4	23,5	67,7	64,3	40,8	19,0
Ti-3	665,9	527,2	18,8	66,9	43,3	20,9	13,8
Ti-4	807,3	664,2	17,6	66,0	22,2	16,7	13,0
Ti-5	769,0	673,3	17,5	68,9	28,5	13,8	16,0
Ti-6	634,0	488,9	20,6	59,8	49,6	18,3	13,9

легированных углеродом, марганцем, кремнием, с регулируемым содержанием кислорода и микролегированием титаном. Сварные швы получали способом дуговой сварки под флюсом (погонная энергия процесса приблизительно равна 33,4 кДж/см). В этом случае основное поступление кислорода в сварочную ванну идет через шлаковую фазу, так как распределение кислорода между шлаком и ванной определяется соотношением активности кислорода в шлаке (a_O) к активности кислорода в металле сварочной ванны [a_O]. Если учесть, что

содержание кислорода в металле невелико и значения [a_O] близко к единице, то переход кислорода зависит только от (a_O).

Химический состав металла исследованных швов приведен в табл. 1, а его механические свойства — в табл. 2.

Результаты дилатометрических исследований металла швов, проведенных на высокоскоростном дилатометре фирмы «Gleeble», представлены на рис. 1. Состав микроструктурных составляющих, а также их размер получены с использованием оптического микроскопа «Neophot 30» (табл. 3).

Установлено, что с ростом содержания титана в металле швов повышается температура окончания бейнитного превращения B_f , уменьшается температурный диапазон $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Соотношение между содержанием титана и кислорода в металле швов оказывает влияние на баланс между долей включений размером свыше 1,0 мкм, состоящих преимущественно из оксидов (рис. 2)* и размером менее 1,0 мкм — из карбидов (рис. 3). Повышение содержания мелкодисперсных карбидов способствует увеличению содержания верхнего бейнита во вторичной структуре металла швов (табл. 3). При этом повышается прочность и снижается ударная вязкость металла швов (табл. 2), что вызвано повышенной хрупкостью данной структурной составляющей.

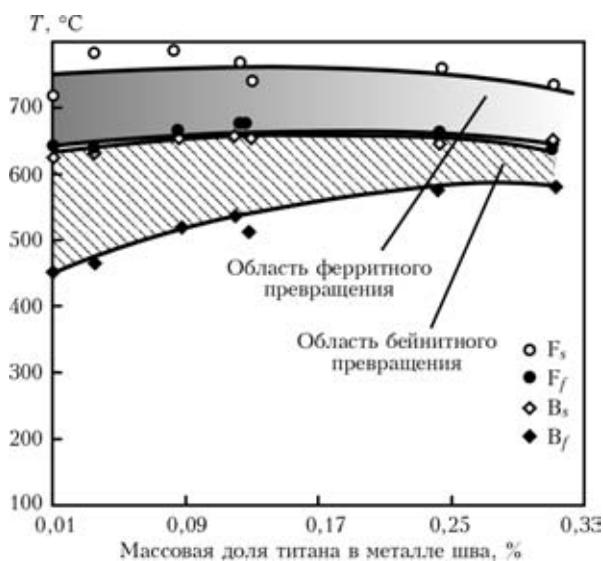


Рис. 1. Зависимость температурного диапазона превращений структур металла исследованных швов от содержания титана (F_s , F_f — начало и конец ферритного превращения; B_s , B_f — начало и конец бейнитного превращения)

* Изображения, приведенные на рис. 2 и 3, получены д-ром физ.-мат. наук В. Н. Ткачом на сканирующем электронном микроскопе SEM EVO-50.

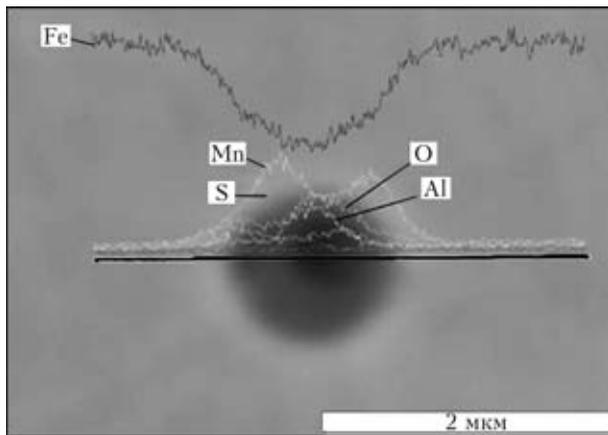


Рис. 2. Морфология и состав неметаллических включений размером более 1,5 мкм

Легирование металла швов титаном позволяет существенно снизить размер ферритных зерен (табл. 3). Повышение содержания мелкодисперсной карбидной фазы в металле швов, легированных титаном, приводит к росту центров зарождения α -фазы, измельчению зерен феррита, с одной стороны, и усилению влияния дисперсионного упрочнения на формирование механических свойств металла швов — с другой (табл. 4). В металле шва Ti-6 существенно возросло влияние твердорастворного упрочнения феррита.

Мелкодисперсные включения размером до 1,0 мкм имеют ядро, состоящее из оксидов алюминия и титана, и внешнюю оторочку кубической формы, с высоким содержанием нитридов титана (рис. 3). Более крупные включения состоят из оксидов сложного состава, на поверхности которых расположены выделения сульфида марганца (рис. 2).

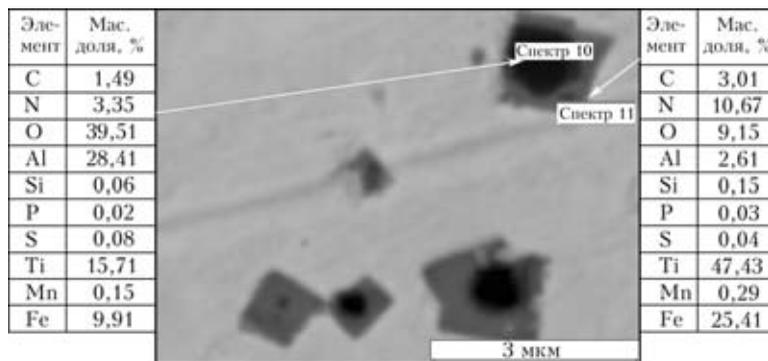


Рис. 3. Морфология и состав неметаллических включений размером менее 1,0 мкм

Увеличение содержания карбидных включений в металле швов привело к измельчению ферритных зерен и повышению плотности распределения межзеренных границ. Именно границы зерен, в этом случае, стали более вероятными, с энергетической точки зрения, центрами роста ферритной структуры. Однако, высокое содержание по границам зерен неметаллических включений размером свыше 1,5 мкм сдвигает превращения в область высоких температур.

Таблица 3. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна металла исследованных швов

Обозначение шва	Игольчатый феррит	Полигональный феррит	Нижний бейнит	Верхний бейнит	Полиэдрический феррит	Размер ферритного зерна, мкм
Ti-1	23,5	10,5	21,5	25,5	19	150
Ti-2	10	20	30	20	20	120
Ti-3	6	3,7	35	28	27,3	70
Ti-4	7	9	41	19,6	23,4	100
Ti-5	—	5,7	36,7	23,6	34	70
Ti-6	—	2	25,3	71,7	1	50

Таблица 4. Объемная доля неметаллических включений, распределение их по размерам и результаты расчета расстояния между частицами λ

Обозначение шва	Объемная доля включений, %	Содержание (%) / количество (шт) включений в размерном диапазоне, мкм					λ , мкм
		< 0,30	0,50...1,00	1,25...2,00	2,25...3,00	> 3,00	
Ti-1	0,40	25/243	51/490	17/159	5/45	3/26	3,96
Ti-2	0,24	53/647	37/458	8/94	2/21	0,25/3	2,99
Ti-3	0,12	33/233	52/360	11/79	3/21	0,6/4	1,89
Ti-4	0,65	53/408	33/258	10/75	3/21	1,5/12	1,89
Ti-5	0,35	56/315	35/197	2/10	1,5/8	1,5/8	1,80
Ti-6	0,23	62/386	30/189	6/36	2/11	0,16/1	1,61



Таблица 5. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Обозначение шва	C	Si	Mn	Ni	Mo	Ti	Zr	Al	S	P	O
Zr-1	0,055	0,480	1,53	0,31	0,38	0,022	0,001	0,013	0,013	0,016	0,035
Zr-2	0,054	0,522	1,67	0,30	0,37	0,015	0,007	0,014	0,014	0,018	0,037

Таблица 6. Механические свойства металла исследованных швов

Обозначение шва	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C				
					20	-20	-40	-60	-70
Zr-1	736,6	667,0	20,8	61,6	181,3	147,9	96,7	65,9	54,8
Zr-2	740,7	650,2	20,2	62,3	198,8	141,7	94,2	87,5	80,6

Таблица 7. Количество микроструктурных составляющих (%) и средний размер ферритного зерна металла исследованных швов

Обозначение шва	Мартенсит	Полигональный феррит	Верхний бейнит	Нижний бейнит	МАК-фаза	Размер ферритного зерна, мкм
Zr-1	17	2	20	60	1	55
Zr-2	15	2	30	50	3	35

Таблица 8. Микротвердость структурных составляющих металла исследованных швов

Обозначение шва	Структурные составляющие	HV1, МПа	
		Единичные значения	Среднее значение
Zr-1	Нижний бейнит	205; 180; 187	190,7
	Верхний бейнит	232; 236; 254	241,2
	Мартенсит	490; 521; 545	519
Zr-2	Нижний бейнит	208; 187; 185	193,3
	Верхний бейнит	254; 236; 260	244
	Мартенсит	450; 457; 476	461

Поэтому в металле швов Ti-1 и Ti-2 по границам выделялся преимущественно полигональный феррит (табл. 3), а в структуре швов Ti-3, Ti-4, Ti-5, Ti-6, где ниже содержание оксидных включений, выше доля полиэдрического феррита.

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод, что, изменяя долю дисперсной карбидной фазы в структуре металла швов (за счет управления металлургическими процессами в системе шлак–металл), можно добиться увеличения содер-

жания мелкозернистой вторичной структуры. Однако, вследствие образования высокотемпературных морфологических форм бейнитного феррита, сварные швы имеют низкий уровень вязкости. Для повышения вязкости и пластичности металла швов необходимо добиваться образования в их структуре повышенного содержания низкотемпературных форм феррита за счет измельчения зерен первичной структуры.

Для измельчения первичной структуры необходимо наличие в сварочной ванне (к началу кристаллизации) тугоплавких неметаллических включений в виде кристаллической фазы, которые могут служить центрами зарождения γ -фазы. С этой целью в сварочную ванну вводили оксид циркония ($T_{пл} = 2715$ °C). Для повышения стабильности аустенитной фазы сварные швы дополнительно легировали марганцем. Химический состав металла швов приведен в табл. 5, а механические свойства — в табл. 6.

В табл. 7 приведены данные о составе микроструктуры металла швов, полученные в результате металлографических исследований, а в табл. 8 — результаты определения микротвердости этих структурных составляющих. На рис. 4, а, б показаны гистограммы распределения неметаллических включений по размерам, а в табл. 9 — интегрированный химический состав неметаллических включений и содержание среди них включений от 0,3 до 1,0 мкм. Из анализа приведенных данных видно, что характер распределения по размерам и химическому составу неметаллические включения в металле швов Zr-1 и Zr-2 близок друг к другу и отличается только содержанием титана и циркония. Для выяснения

Таблица 9. Химический состав, общая доля $V_{н.в}$ неметаллических включений, доля дисперсных включений $V_{0,3...1,0}$ в металле исследованных швов

Обозначение шва	Химический состав неметаллических включений, мас. %							$V_{н.в}$	$V_{0,3...1,0}$, %
	O	Al	Si	S	Ti	Zr	Mn		
Zr-1	35,05	6,61	8,15	1,83	13,05	сл	35,30	0,41	19,89
Zr-2	28,44	6,62	9,56	3,34	5,47	9,23	37,33	0,45	19,13

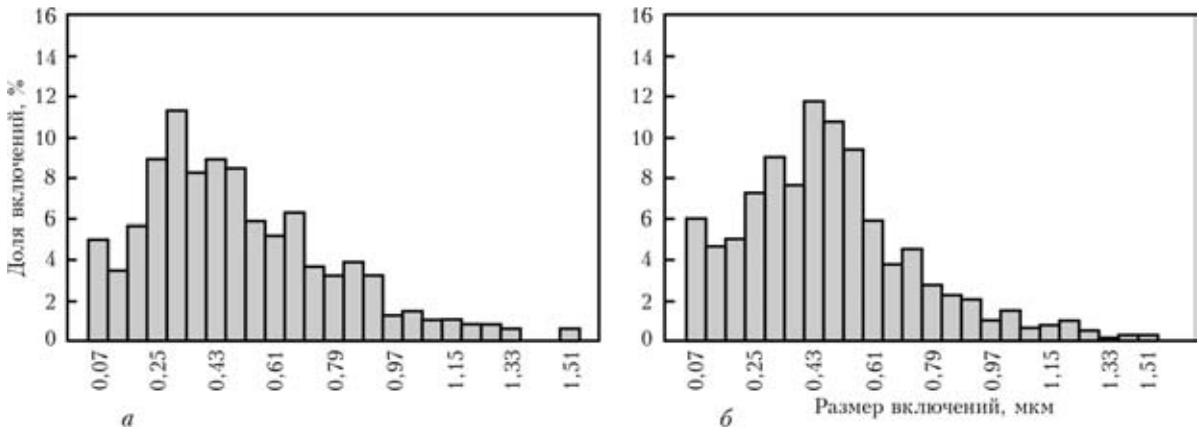


Рис. 4. Распределение по размерам неметаллических включений в металле шва: *a* — Zr-1; *б* — Zr-2

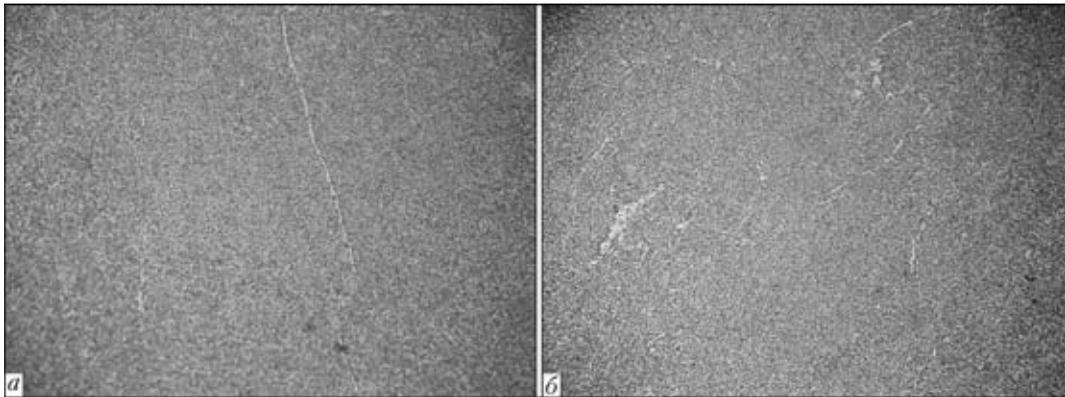


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 200$) металла шва: *a* — Zr-1; *б* — Zr-2

влияния таких отличий на особенности формирования микроструктуры металла швов были проведены металлографические исследования с привлечением оптической (рис. 5) и электронной (рис. 6) микроскопии.

По уровню механических свойств металл сварного шва Zr-2 отличается более высоким значением ударной вязкости при низких температурах по сравнению со швом Zr-1. Это обеспечивается сочетанием в его структуре такой твердой составляющей, как реечный мартенсит, и относительно мягкой фазы, представленной нижним бейнитом.

По результатам измерений микротвердости структурных составляющих, приведенным в табл. 8, можно сделать вывод о том, что низкое содержание углерода в металле швов Zr-1 и Zr-2 способствует уменьшению его количества в микроструктуре нижнего бейнита.

В ходе металлографических исследований количественно определяли размеры и показатели численной плотности включений в микроструктуре металла сварных швов. Каждый сварной шов, анализировавшийся на содержание включений, ис-

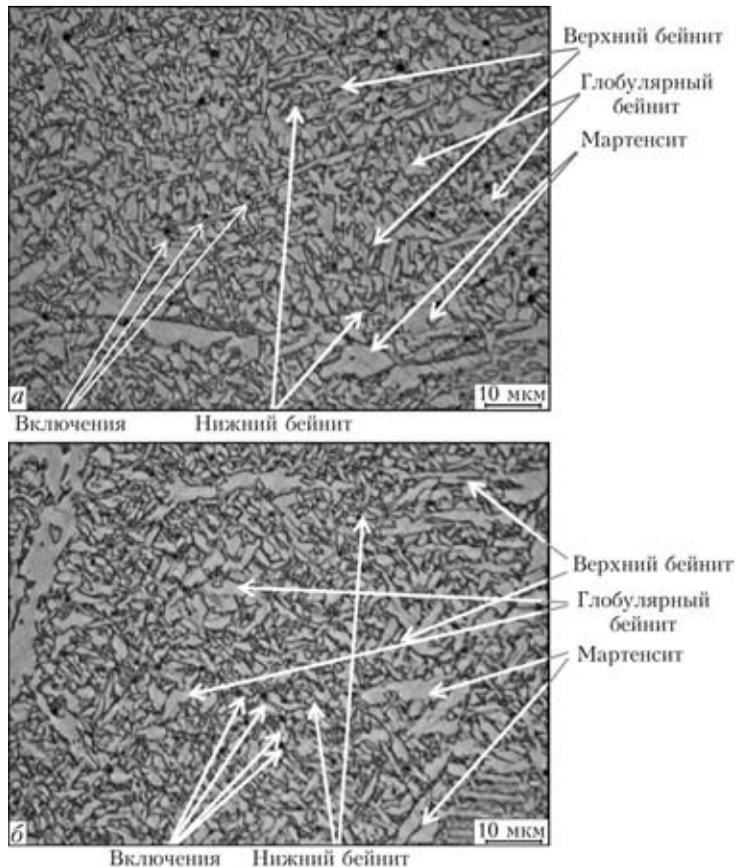


Рис. 6. Микроструктуры металла шва: *a* — Zr-1; *б* — Zr-2

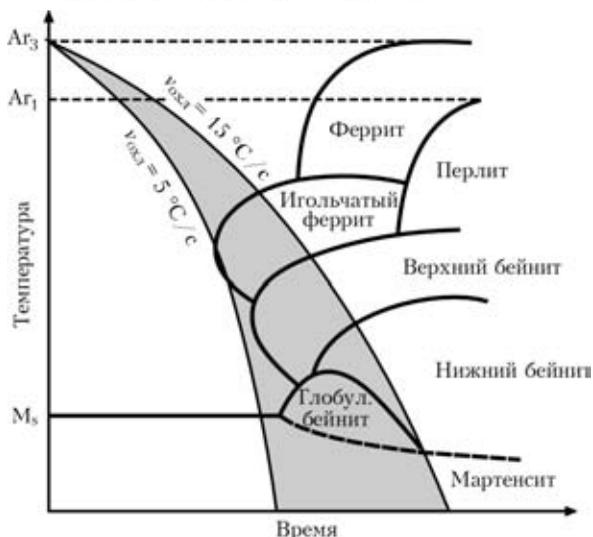


Рис. 7. Диаграмма структурных превращений в процессе непрерывного охлаждения металла исследованных швов

следовали методами оптической и электронной микроскопии. Получали, как минимум, 12 микроснимков (рамок), при увеличении от 500 до 6000. Средний размер оксидных включений и показатели численной плотности находились, соответственно, в диапазоне от около 250 до около 650 нм и от около $1,5 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$ до около $10,5 \cdot 10^{10} \text{ м}^{-2}$. В некоторых вариантах — от около 250 до около 550 нм.

В микроструктуре металла швов Zr-1 и Zr-2 содержатся оксидные включения, средний размер которых менее 1 мкм. Такое распределение включений достигается за счет присутствия оксидных зародышей размером не более 300 нм, содержащих около 50 % циркония, титана или их смеси и низкого содержания кислорода. Образование достаточного количества зародышей бейнитной фазы, закрепление границы зерен и раскисление сварочной ванны обеспечиваются соответствующим содержанием оксидов титана, циркония и раскислителей в составе сварочного флюса.

Выбранная система легирования в сочетании с определенным термическим циклом позволяет сформировать металл сварных швов со структурой бейнитно-мартенситного типа. Из сопоставления данных, представленных на рис. 5 и 6, видно, что структура металла швов Zr-1 и Zr-2 попадает в область оптимальных составов, которая выделена на рис. 7.

Наличие в микроструктуре мартенсита обеспечивает высокие прочностные свойства металла швов. Показатели пластичности и вязкости металла зависят от содержания и морфологии таких структурных составляющих, как нижний бейнит и глобулярный бейнит.

Образование нижнего бейнита зависит не только от химического состава металла сварного шва и скорости его охлаждения, но также от хими-

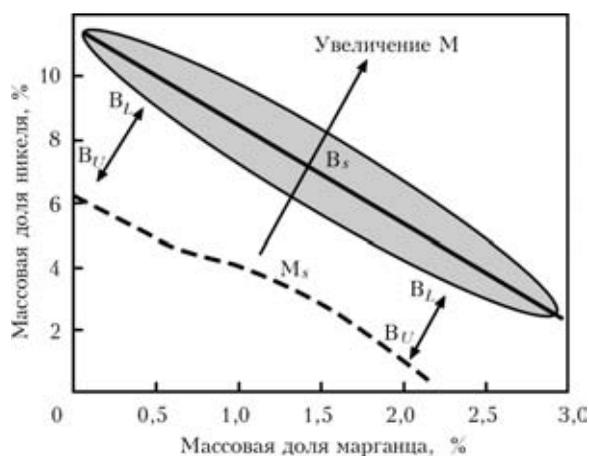


Рис. 8. Диаграмма влияния легирования на температуру начала бейнитного V_s и мартенситного M_s превращений, а также диапазон формирования верхнего V_U и нижнего V_L бейнита и мартенсита M в микроструктуре ВПНЛ сталей [12]

ческого состава, размера и показателя плотности распределения оксидных включений в его составе. Использование методов оксидной металлургии способствует созданию определенной морфологии нижнего бейнита и является неотъемлемым условием для формирования микроструктуры металла сварных швов ВПНЛ сталей.

Было отмечено, что оксидные включения диаметром более 1 мкм являются неэффективными для образования нижнего бейнита. Исходя из этих результатов, химический состав металла сварного шва и термический цикл сварки были выбраны таким образом, чтобы свести к минимуму образование грубодисперсных оксидных включений. Введение в сварочную ванну определенных количеств оксидов циркония и титана оказывает заметное влияние на регулирование размера включений. Этому способствует и ограничение содержания кислорода в металле сварного шва до уровня менее 0,040 %, а также использование для этого сильных раскислителей, таких как алюминий и кремний. Кроме того, для ограничения роста оксидных включений количество подводимого при сварке тепла должно быть выбрано исходя из допустимого диапазона скоростей охлаждения металла $v_{\text{охла}}$, приведенного на рис. 7. Средний диаметр оксидных включений при этих условиях — от 250 до 500 нм.

Высокая плотность распределения включений размером 0,3...1,0 мкм, содержащих оксиды титана или циркония, способствует образованию бейнитной структуры, а пониженное содержание углерода в металле и узкий диапазон бейнитных превращений, который определяется величиной температурного диапазона $V_s - M_s$ (рис. 8), ограничивает возможность образования микроструктуры верхнего бейнита.

В общем случае твердые оксиды хуже смачиваются металлом по сравнению с жидкими, поэтому легче захватываются растущими дендри-

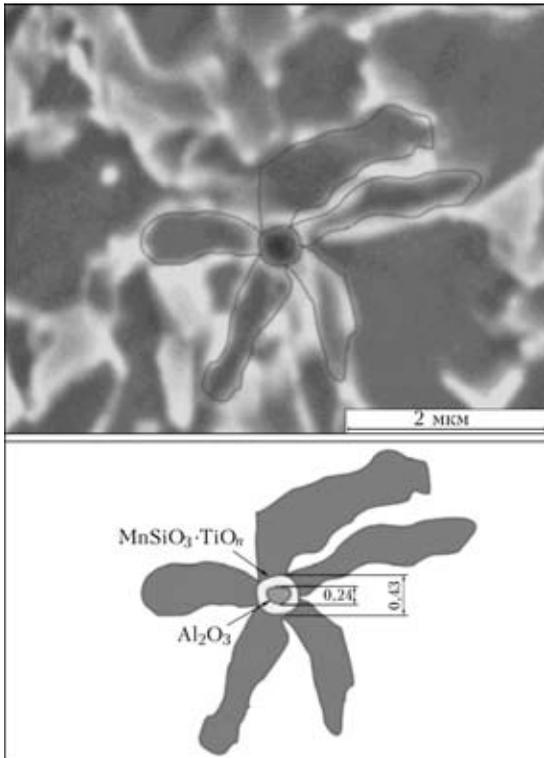


Рис. 9. Морфология неметаллического включения, содержащего оксид титана

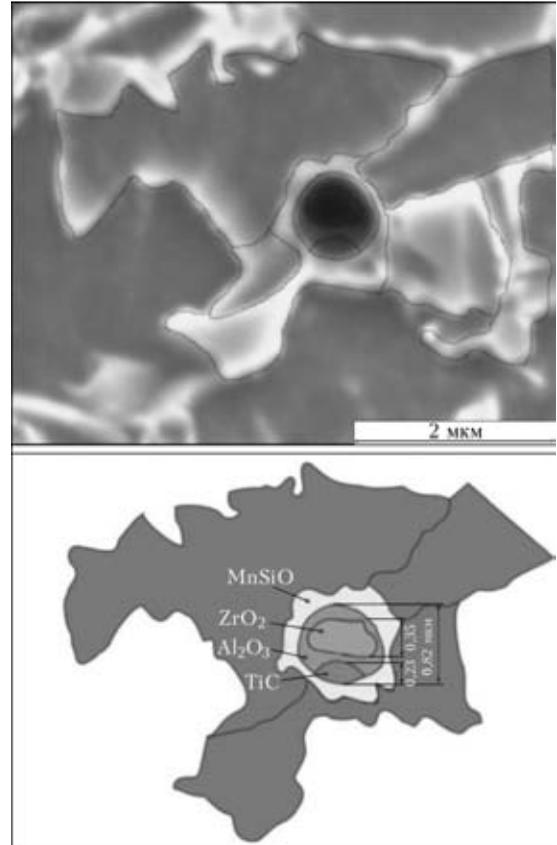


Рис. 10. Морфология неметаллического включения, сформированного на оксиде циркония

тами. Именно это может служить объяснением поведения оксидных включений, содержащих титан или цирконий.

Анализируя результаты металлографических исследований, можно отметить расхождения в морфологии этих включений. Если включения, содержащие оксиды титана, имеют округлую форму (рис. 9), то включения, в состав которых входят оксиды циркония, имеют во внутренней части образование неправильной формы (рис. 10). Это подтверждает предположение о том, что в момент

роста дендритов данные включения находятся в виде твердой фазы.

Включения, содержащие соединения титана, имеют, как правило, в своем составе оксиды марганца и кремния. Из диаграммы состояния системы $MnO \cdot SiO_2 - MnO \cdot TiO_2$ (рис. 11) видно, что температура плавления таких включений ниже температуры кристаллизации низколегированных сталей. Диаграмма состояния системы $MnO -$

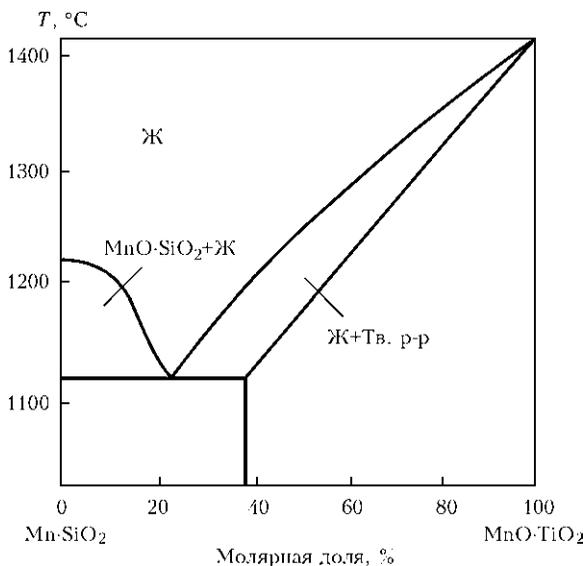


Рис. 11. Диаграмма состояния системы $MnO \cdot SiO_2 - MnO \cdot TiO_2$

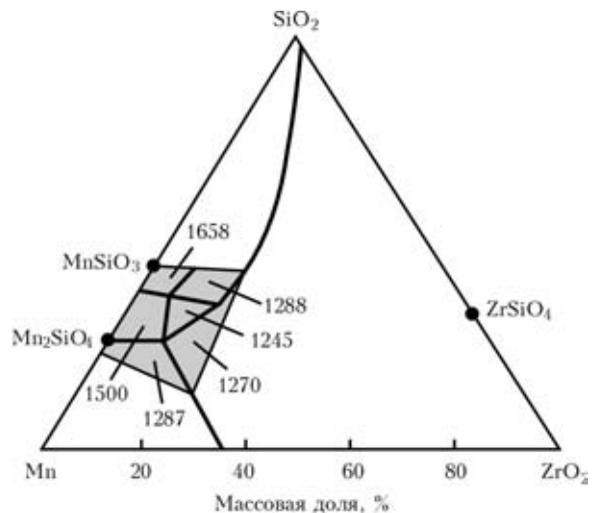


Рис. 12. Диаграмма состояния системы $MnO - SiO_2 - ZrO_2$ (цифры на диаграмме — значения температуры плавления соединений)

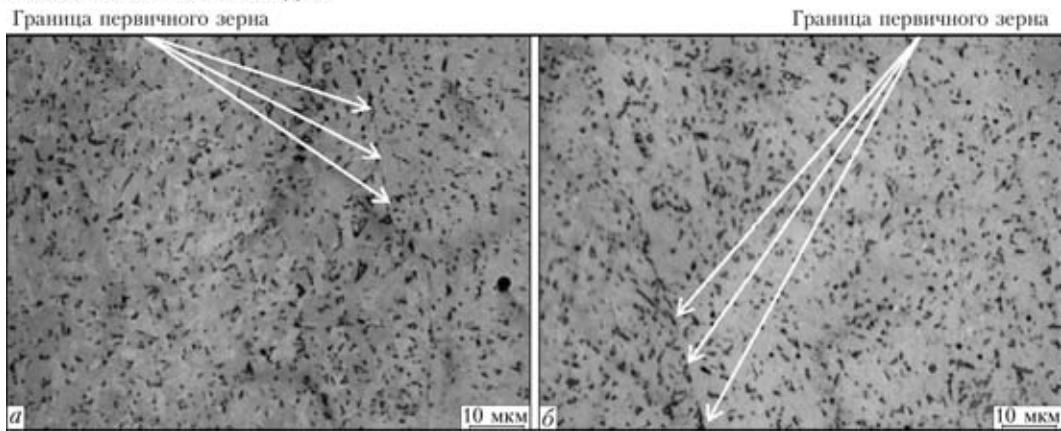


Рис. 13. Характер выделения частиц второй фазы на границе первичных зерен образцов металла шва: *а* — Zr-1; *б* — Zr-2

$\text{SiO}_2\text{-ZrO}_2$ (рис. 12) показывает, что даже при содержании в оксидной фазе до 50 % силикатов марганца неметаллическое включение, в состав которого входит оксид циркония, может оставаться твердым при температурах выше 1500 °С. Такие включения способны блокировать рост дендритов и влиять на размер зерен первичной структуры металла швов.

Дисперсные тугоплавкие оксиды циркония размером до 500 нм сорбируются границами растущих кристаллов, что способствует закреплению границ зерен. Включения, оказывающие такое действие, достаточно мелки и поэтому не являются эффективными центрами инициирования разрушения по межфазной плоскости.

Для проверки этого предположения были проведены дополнительные металлографические исследования образцов металла швов Zr-1 и Zr-2 с целью выявления границ зерен первичной структуры. Поперечные шлифы сварных соединений травили в кипящем растворе пикрата натрия, а затем исследовали на оптическом микроскопе «Neophot 30». На рис. 13, *а* приведена фотография типичных структур, на которой видно выделение частиц второй фазы на границе первичного зерна металла шва Zr-1 в виде непрерывной цепочки. Частицы второй фазы выделяются также и на границе первичного зерна в структуре металла шва Zr-2 (рис. 13, *б*), но эти выделения не имеют характера неразрывной цепочки. Различия в характере выделения второй фазы на границе растущих дендритов сказываются на размере зерен вторичной структуры (см. табл. 7) и механических свойствах металла швов (см. табл. 6).

Из данных, полученных в результате проведенных исследований, видно, что неметаллические включения являются необходимой составляющей металла швов при сварке ВПНЛ сталей. Для получения микроstructures, отличающейся сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости, необходимо сформировать в металле швов включения определенного состава, размера и плотности распределения.

Выводы

1. Исследована возможность использования подходов оксидной металлургии, предусматривающих управление количеством, распределением и морфологией включений в металлических расплавах, влияющих на условия формирования микроstructures металла сварных швов.

2. Наличие в металле швов ВПНЛ сталей неметаллических включений размером до 1 мкм, содержащих оксиды титана, обеспечивает формирование вязкой ферритно-бейнитной структуры с повышенной долей игольчатого феррита.

3. Изменяя долю дисперсной карбидной фазы в структуре металла швов, можно увеличить содержание мелкозернистой вторичной структуры. Однако, вследствие образования высокотемпературных морфологических форм бейнитного феррита, сварные швы в этом случае имеют низкий уровень вязкости.

4. Высокая плотность распределения включений размером 0,3...1,0 мкм, содержащих оксиды титана или циркония, способствует образованию бейнитной структуры, а пониженное содержание углерода в металле и сужение диапазона бейнитных превращений ограничивает возможность образования микроstructures верхнего бейнита.

5. Дисперсные тугоплавкие оксиды циркония размером до 500 нм сорбируются на границах растущих кристаллов, что способствует закреплению границ зерен. Различия в характере выделения второй фазы на границе растущих дендритов влияют на размер зерен вторичной структуры и механические свойства металла швов.

6. Для получения микроstructures, отличающейся сочетанием высоких показателей прочности, пластичности и вязкости, необходимо сформировать в металле швов включения определенного состава, размера и плотности распределения. Добиться этого можно, используя способы оксидной металлургии, предусматривающие введение в сварочную ванну определенного количества тугоплавких включений, ограничение содержания в ней кислорода и выбор системы раскисления, а



также определение необходимого температурного диапазона промежуточных превращений, исходя из ТТТ-диаграмм и термического цикла сварки.

1. Fairchild D. P., Macia M. L. Girth welding development for X120 linepipe // Proc. of the 13th Intern. offshore and polar engineering conf., Honolulu, Hawaii, 25–30 May, 2003. — P. 26–35.
2. Dhua S. K., Mukerjee D., Sarma D. S. Weldability and microstructural aspects of shielded metal arc welded HSLA-100 steel plates // ISIJ Intern. — 2002. — 42, № 3. — P. 290–298.
3. Microstructure control of steels through dispersoid metallurgy using novel grain refining alloys / O. Grong, L. Kolbeinsen, C. van der Eijk, G. Tranell // Ibid. — 2006. — № 46. — P. 824–831.
4. Takamura J., Mizoguchi S. Roles of oxides in steels performance — Metallurgy of oxides in steels // Ibid. — 1990. — 1. — P. 591–597.
5. Effect of inclusion size on nucleation of acicular ferrite in welds / T. K. Lee, H.J. Kim, B. Y. Kang, S. K. Hwang // Ibid. — 2000. — 40, № 1. — P. 1260–1268.
6. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов (Обзор) / И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 1999. — № 2. — С. 3–10, 20.
7. Influence of liquid steel cooling rate during directional solidification on titanium oxide precipitation / H. G. Li, S. B. Zheng, S. J. Xie et al. // Ironmaking and Steelmaking. — 2009. — 36, № 1. — P. 29–32.
8. Micro-structure refinement in low carbon high manganese steels through Ti-deoxidation, characterization and effect of secondary deoxidation particles / N. Kikuchi, S. Nabeshima, T. Yamashita et al. // ISIJ Intern. — 2011. — 51, № 12. — P. 2019–2028.
9. Sarma D. S., Karasev A. V., Jonsson P. G. On role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels // Ibid. — 2009. — 46, № 6. — P. 1063–1074.
10. Влияние микроструктурных факторов на склонность к хрупкому разрушению сварных швов с ультранизким содержанием углерода / Г. М. Григоренко, В. В. Головкин, В. А. Костин, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 2005. — № 2. — С. 3–11.
11. Головкин В. В., Костин В. А., Григоренко Г. М. Особенности влияния комплексного легирования металла шва на формирование структуры и механические свойства сварных швов низколегированных высокопрочных сталей // Там же. — 2011. — № 7. — С. 10–15.
12. New developments with C-Mn-Ni high-strength steel weld metals, Part A — Microstructure / E. Keehan, L. Karlsson, H.-O. Andren, H. K. D. H. Bhadeshia // Welding J. — 2006. — № 9. — P. 200s–210s.

Поступила в редакцию 27.03.2013

MSV 2013 — 55-я МЕЖДУНАРОДНАЯ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНАЯ ВЫСТАВКА

07.10.2013–10.10.2013

Чехия Брно

Международная выставка машиностроения MSV проводится в г. Брно ежегодно, начиная с 1958 г. при поддержке Союза промышленности и транспорта Чешской Республики, Чешского Союза производителей и поставщиков машиностроительной техники, Чешско-Моравской электротехнической ассоциации, а также правительства Чешской республики. Она признана одной из ведущих европейских машиностроительных выставок и является важнейшим событием для всего промышленного комплекса стран Восточной и Центральной Европы и проводится.



MSV включает раздел «Металлообработка, обработка давлением, поверхностная отделка»:

- Машины и оборудование для обработки
- Машины и оборудование для обработки давлением
- Ручные механизированные инструменты
- Устройства для обработки поверхности металлов
- Сварочные машины и присадочные материалы

Более подробная информация на сайте: <http://www.exproclub.ru>



ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНТАКТНОГО ДАВЛЕНИЯ УСИЛИВАЮЩЕЙ МУФТЫ ПРИ РЕМОНТЕ ТРУБОПРОВОДОВ С ПОВЕРХНОСТНЫМИ ДЕФЕКТАМИ

В. И. МАХНЕНКО, О. И. ОЛЕЙНИК, В. М. ШЕКЕРА

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Важным этапом поддержания работоспособности сухопутных магистральных трубопроводов является периодическая техническая диагностика их состояния и, при необходимости, ремонтные работы на участках с обнаруженными недопустимыми дефектами. Одним из перспективных способов восстановления несущей способности стенки с типичными дефектами (в частности, утонения стенки магистральных трубопроводов в результате локальной коррозионной потери металла) является установка усиливающих конструкций типа сварных бандажей и герметичных муфт. Это позволяет перераспределить напряжения от эксплуатационной нагрузки между стенками трубы и ремонтной конструкции таким образом, чтобы обнаруженный дефект в рабочих условиях был допустимым. Чтобы добиться этого, необходимо гарантировать достаточную эффективность ремонта, в частности обеспечить необходимое контактное давление в области поверхностного взаимодействия трубы и усиливающих конструкций. Для этого разработана численно-экспериментальная методика оценки величины контактного давления при механическом натяге ремонтной конструкции (установка на дефектном участке магистрального трубопровода), а также предложены методы численной оценки характера перераспределения нагрузок в контактной паре «трубопровод–ремонтная конструкция», позволяющие проводить анализ влияния параметров ремонта на степень восстановления несущей способности трубопровода с конкретным дефектом. Кроме того, разработан опытный образец механического деформометра, конструктивно адаптированного для измерения окружных перемещений в стенке усиливающей конструкции при ее установке на трубопровод. Предварительные лабораторные исследования подтвердили эффективность предложенной методики, что позволяет рекомендовать ее к использованию при ремонте действующих магистральных трубопроводов. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: трубопровод, дефект утонения, ремонт, сварная усиливающая конструкция, контактное давление, окружные деформации, механический деформометр

Поддержание работоспособности магистральных трубопроводных систем является для экономики Украины важной и актуальной задачей. С целью обеспечения их безопасной эксплуатации проводят периодическую техническую диагностику состояния трубопровода, в частности, для выявления эксплуатационных дефектов и оценки допустимости состояния дефектного участка. В случае недопустимого снижения ресурса безопасной эксплуатации магистральных трубопроводов (МТ) с известной степенью поврежденности проводят необходимые ремонтные работы для восстановления несущей способности трубопровода в области обнаруженных дефектов. В настоящее время все большее применение находят способы ремонта МТ без их вывода из эксплуатации, что позволяет не прекращать транспортирование продукта на время ремонтно-восстановительных мероприятий, снизить трудоемкость работ и негативное влияние на окружающую среду [1–3]. В частности, в Украине широко используют различные технологические приемы усиления дефектных участков трубопроводов сварными усиливающими конструкциями (УК) типа бандажей и

герметичных муфт. Это позволяет перераспределить напряжения от эксплуатационного давления в МТ между стенками трубы и УК и снизить уровень напряжений в области дефекта, переведя его в допустимое состояние.

Согласно нормативно-технической документации [4, 5] перед монтажом и сваркой УК необходимо снизить давление в трубопроводе с рабочего давления P до уровня $P_{\text{рем}} = 0,7P$, а также обеспечить плотный контакт между поверхностями трубы и УК за счет создания контактного давления (натяга) ΔP_n , которое образуется при сборке конструкций и при повышении внутреннего давления после ремонта до рабочего (рис. 1). Контактное давление существенно влияет на снижение напряжений в стенке трубы с поверхностными дефектами и во многом определяет эффективность усиления и работоспособности конструкции после ремонта, поэтому важной задачей является определение и контроль развития контактного взаимодействия МТ и УК. Существующие расчетные методики определения ΔP_n достаточно громоздки и требуют использования ряда трудноопределимых величин, что ограничивает их применение в ремонтной практике [6]. В рамках настоящей работы представлена разработан-

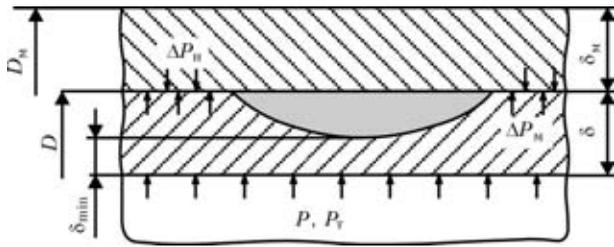


Рис. 1. Схема перераспределения внутреннего давления после усиления дефектного участка трубы муфтой: D, D_M — наружные диаметры трубы и усиливающей конструкции соответственно; δ, δ_M — толщина стенок трубы и усиливающей конструкции соответственно; δ_{\min} — минимальная остаточная толщина стенки трубы в месте дефекта; $P_T, \Delta P_M$ — части давления P , воспринимаемые стенками трубы и усиливающей конструкции; ΔP_n — контактное давление усиливающей конструкции на трубу

ная авторами численно-экспериментальная методика контроля величины контактного давления при ремонте МТ путем усиления сварными муфтами (бандажами).

В приближении равномерного распределения контакта между поверхностями контактной пары «трубопровод–усиливающая конструкция» рабочее давление в МТ после установки ремонтной конструкции может быть представлено зависимостью

$$P = P_T + \Delta P_M + \Delta P_n \quad (1)$$

где $P_T, \Delta P_M$ — часть рабочей нагрузки, которую принимает трубопровод и ремонтная конструкция соответственно.

В работе [7] приведены графические зависимости, которые характеризуют степень перераспределения напряжений после ремонта МТ путем усиления при идеальном прилегании УК к трубопроводу. Для этого случая часть давления P , которое воспримет стенка УК, может быть описана зависимостью

$$\Delta P_M = (P - P_{\text{рем}}) \chi_1 \quad (2)$$

где $\chi_1 = \left(1 + \frac{(0,5D_M)^2 \delta}{(0,5D)^2 \delta_M} \right)^{-1}$.

Формула (2) не учитывает контактного давления ($\Delta P_n = 0$), создаваемого в процессе монтажа УК, сварки продольных швов и повышения давления до рабочего. Если при давлении в трубопроводе $[P]$ дефекты стенки трубы становятся допустимыми, то для обеспечения долговременной эксплуатационной надежности участка трубопровода с установленной ремонтной конструкцией необходимо выполнение условия:

$$P_T \leq [P] \quad (3)$$

Соответственно, из (1)–(3) следует:

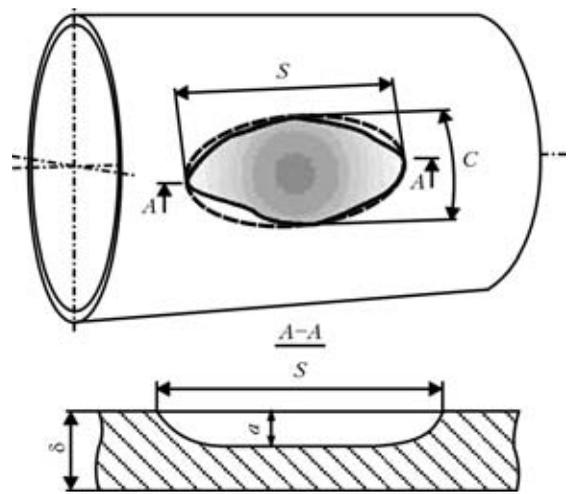


Рис. 2. Схема утонения стенки трубы типа локальной коррозионной потери металла: S — длина; C — ширина; a — глубина дефекта

$$P - (P - P_{\text{рем}}) \chi_1 - \Delta P_n \leq [P] \quad (4)$$

Отсюда давление в трубопроводе $P_{\text{рем}}$, при котором необходимо выполнить монтаж УК:

$$P_{\text{рем}} \leq \frac{[P] - P(1 - \chi_1) + \Delta P_n}{\chi_1} \text{ при } \Delta P_n > 0. \quad (5)$$

Таким образом, из (5) следует критерий выбора необходимой величины контактного давления:

$$\Delta P_n \geq P - [P] - \chi_1(P - P_{\text{рем}}). \quad (6)$$

Определение максимального давления $[P]$, при котором обнаруженные дефекты являются допустимыми, базируется на требованиях соответствующих регламентных норм и стандартов в зависимости от условий эксплуатации конкретного участка МТ и природы повреждения [8, 9]. В частности, типичным дефектом МТ является утонение его стенки типа локальной коррозионной потери металла (рис. 2). Допустимость состояния дефектного участка МТ оценивают численной оценкой реферативных напряжений в области геометрической аномалии. Соответственно, учет дополнительного влияния характерного силового воздействия ремонтной конструкции позволяет свести задачу восстановления несущей способности трубы к выбору баланса перераспределения нагрузки между стенками трубопровода и УК. Для обоснования величины требуемого ΔP_n необходимо наличие диаграмм допустимых линейных размеров дефектов (рис. 3), которые позволяют сделать вывод о допустимости выявленных дефектов в условиях контактной разгрузки [10].

В качестве примера применения изложенной методологии ниже приведены результаты расчета ремонтных характеристик стенки трубы с поверхностным утонением эллипсоидальной формы следующих геометрических размеров: $S = 600$ мм,

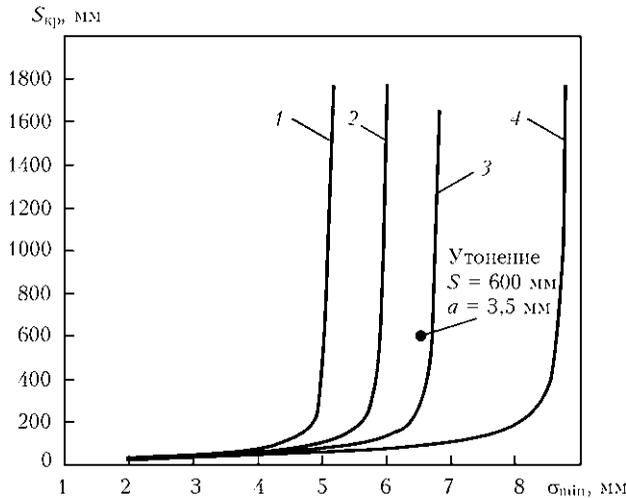


Рис. 3. Диаграмма допустимых линейных размеров утонений стенки трубы $S_{кр}$ в зависимости от минимальной толщины стенки трубы δ_{min} для трубопровода размером 1020×10 мм из стали X60 с максимальной эксплуатационной нагрузкой $P = 5,5$ МПа при различных внутренних давлениях: 1 — 0,6P; 2 — 0,7P; 3 — 0,8P; 4 — P

$C = 550$ мм, $a = 3,5$ мм (рис. 4). Труба изготовлена из низколегированной стали X60 (предел текучести $\sigma_T = 420$ МПа, допускаемые напряжения $[\sigma] = 286$ МПа, $D = 1020$ мм, $\delta = 10$ мм), эксплуатируется при $P = 5,5$ МПа. По диаграмме (рис. 3) видно, что данный дефект допустим в случае, когда внутреннее давление составляет $[P] \approx 0,77P$. В таблице представлены результаты расчета минимального требуемого ΔP_H в зависимости от толщины стенки УК δ_M , выполненные по (6).

По результатам расчета можно сделать вывод, что для выполнения условия (3) можно варьировать толщиной стенки муфты δ_M и контактным давлением ΔP_H . Наиболее существенным для обеспечения работоспособности отремонтированного с помощью муфты участка является корректное определение ΔP_H , особенно для случая $P_{рем} \rightarrow P$. Для контроля натяга при установке УК на дефектный участок трубопровода может быть использован метод экспериментального измерения окружных перемещений стенки УК, обусловленных упругим деформированием при механическом натяге. В этом случае расчет ΔP_H в стенке УК выполняют путем определения Δl — изменения длины l выбранного базового участка конструкции в результате натяга по сравнению с ненагруженным сос-

Результаты расчета необходимого ΔP_H при ремонте трубопровода размером 1020×10 мм из стали X60 с утонением стенки ($S = 600$ мм, $C = 550$ мм, $a = 3,5$ мм)

P , МПа	$[P]$	$P_{рем}$	δ , мм	δ_M , мм	ΔP_H
5,5	$\sim 0,77P$	0,7P	10	10	0,083P
				15	0,054P
				20	0,035P

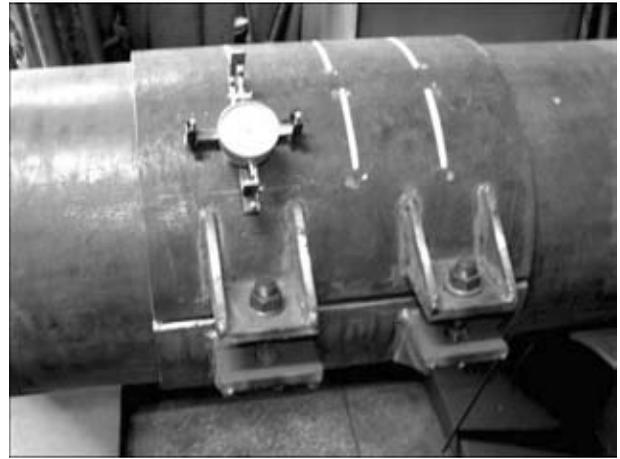


Рис. 4. Экспериментальный стенд с механическим деформометром для определения контактного давления

тоянием и последующим вычислением по формуле:

$$\Delta P_H = \frac{\Delta l}{l} E \frac{2\delta_M}{D + 2\delta_M}, \quad (7)$$

где E — модуль упругости стали.

Для отслеживания изменения Δl в полевых условиях при ремонтно-восстановительных работах на действующем трубопроводе на основании имеющихся в эксплуатации тензометров и деформометров [11] была разработана новая модификация механического деформометра с базой $l \approx 100$ мм, внешний вид и схема которого приведены на рис. 5. Прибор позволяет производить замеры окружных деформаций на цилиндрических поверхностях диаметром 380 мм и более по результатам непосредственного измерения взаимного перемещения пары углублений, нанесенных на поверхность муфты кернением.

Принцип измерения заключается в передаче перемещений в конструкции от точек контакта через усиливающий рычаг l с соотношением плеч 1:5 на индикатор часового типа 2. Для устойчивой фиксации деформометра на цилиндрической поверхности в средней части основания 3 прикреплена поперечная рейка 4 с двумя узлами магнитного прижатия деформометра к УК. Каждый узел, размещенный у торцов рейки, состоит из обоймы 5 вместе с запрессованным в ней магнитом, регулирующего винта 6 и уравнивающих прижатие пружин 7. В случае недостаточного прижатия прибора к металлу для закрепления деформометра на нижней половине бандажа предусмотрены звенья 8, которые позволяют путем наложения на звенья окружных предохранительных стяжек избежать случайного отрыва и падения прибора. Для фиксации штока и рычага (установка прибора и транспортировка) предусмотрен удерживающий узел (винт 9 с пружиной 10).

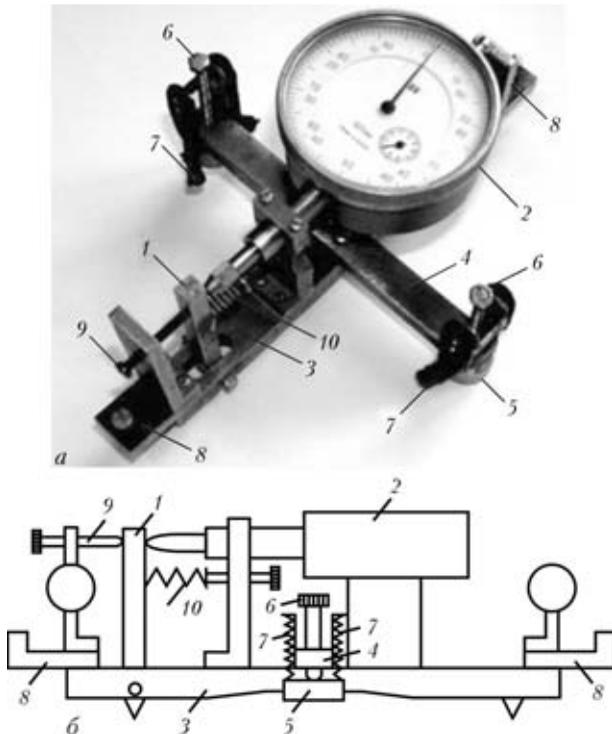


Рис. 5. Внешний вид (а) и схема (б) механического деформометра: 1 — рычаг; 2 — индикатор; 3 — основание; 4 — рейка; 5 — обойма; 6 — регулирующий винт; 7 — пружины; 8 — предохранительные звенья; 9 — винт; 10 — ослабляющая пружина

Для полноты контроля равномерного обжатия трубы можно использовать несколько деформометров, которые устанавливают в характерных точках ремонтной конструкции.

Предварительные лабораторные испытания деформометра на специальном стенде (рис. 5), состоящем из отрезка трубы из стали 09Г2С размером 377×11 мм, длиной 1000 мм и бандажа длиной 400 мм, толщина стенки 11 мм, подтвердили достаточную точность (приблизительно 1 мкм) и эффективность разработанного деформометра, что позволяет рекомендовать его к использованию при ремонтно-восстановительных работах на действующих МТ.

Выводы

1. Разработана численно-экспериментальная методика оценки контактного давления между стенками трубопровода и УК с позиции эффективности восстановления несущей способности стенки трубопровода с типичными эксплуатационными дефектами. Предложен численный ал-

горитм оценки перераспределения нагрузки при контактном взаимодействии конструкционных элементов и влияния усиления на допустимость эксплуатации трубопровода. На примере типичного дефекта утонения типа локальной потери металла показано существенное влияние величины механического натяга УК при ее установке на эффективность ремонта.

2. Разработан опытный образец механического деформометра, конструктивно адаптированного для измерения окружных перемещений в стенке усиливающей конструкции при ее установке на трубопровод. По результатам лабораторных испытаний установлено, что точность измерений перемещений в стенке усиливающей конструкции при помощи данного деформометра (приблизительно 1 мкм) достаточна для оценки величины механического натяга и подтверждения эффективности ремонта дефектных участков трубопровода.

1. *La Morte C. R., Boring M., Porter N.* Advanced welding repair and remediation methods for in-service pipelines: Final Report. — Columbus: EWI, 2007. — 283 p.
2. *Kiefner J. F.* Repair of line pipe defects by full-encirclement sleeves // *Welding J.* — 1977. — № 6. — P. 26–34.
3. *Kiefner J. F., Bruce W. A., Stephens D. R.* Pipeline repair manual. — Houston: Techn. Toolboxes, 1994. — 167 p.
4. *ВБН В.3.1-00013741-07:2007.* Магистральные нефтепроводы. Методы ремонта дефектных участков. — Введ. 01.01.2007. — Киев: М-во топлива и энергетики Украины, 2007. — 110 с. — (Ведомственные строительные нормы Украины).
5. *ГБН В.3.1-00013741-12:2011.* Магистральные газопроводы. Ремонт дуговой сваркой в условиях эксплуатации. — Введ. 09.06. 2011. — Киев: М-во энергетики и угольной пром. Украины, 2011. — 152 с. — (Отраслевые строительные нормы Украины).
6. *Крижанівський Є. І., Палійчук І. І.* Метод розрахунку контактного тиску для муфти і труби, з'єднаних з натягом // *Нафтогаз енергетика.* — 2008. — № 1. — С. 78–82.
7. *Оптимальное снижение рабочего давления в трубопроводе при ремонте наплавкой утонения / В. И. Махненко, В. С. Бут, С. С. Козлитина и др. // Автомат. сварка.* — 2010. — № 10. — С. 10–13.
8. *ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008.* Настанова. Визначення залишкової міцності магістральних трубопроводів з дефектами. — К.: Мінрегіонбуд України, 2008. — 91 с.
9. *Fitness-for-Service.* American Petroleum Institute. Recommended Practice 579. — First ed., 2000. — 625 p.
10. *Олейник О. И., Бут В. С.* Расчетные методы при разработке технологий ремонта сваркой магистральных трубопроводов под давлением // *Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. Пятой междунар. конф., 25–28 мая, 2010 г., пос. Кацивели, Крым, Украина / Под ред. В. И. Махненко.* — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2010. — С. 177–182.
11. *Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений / Б. С. Касаткин, А. Б. Кудрин, Л. М. Лобанов и др.* — Киев: Наук. думка, 1981. — 584 с.

Поступила в редакцию 26.02.2013



ГАЗОАБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ

¹В. И. ПОХМУРСКИЙ, ¹М. М. СТУДЕНТ, ²А. В. ПОХМУРСКАЯ, ³И. А. РЯБЦЕВ,
¹В. М. ГВОЗДЕЦКИЙ, ¹Т. Р. СТУПНИЦКИЙ

¹Физико-механический ин-т им. Г. В. Карпенко НАНУ. 79601, г. Львов, ул. Научная, 5.
E-mail: pokhmurs@ipm.lviv.ua

²Institute of Composite Materials and Surface Technology, Chemnitz University of Technology.
09105 Germany, 03125-DE, Erfenschlager strasse, 73. E-mail: hanna.pokhmuska@mb.tu-chemnitz.de

³ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Электродуговая металлизация находит все более широкое применение для получения восстановительных и защитных покрытий различного функционального назначения. Однако эксплуатационная долговечность таких покрытий пока изучена недостаточно. В работе исследован механизм формирования электродуговых покрытий из порошковых проволок системы легирования Fe–Cr–B–Al. Установлено, что газообразивная износостойкость покрытий из порошковых проволок зависит от твердости покрытия, напряжений первого рода в покрытии и от состава оксидных пленок, которые образуются в процессе нанесения покрытий и при повышенных температурах в процессе испытаний на газообразивное изнашивание. Первоначально оксидные пленки образуются на поверхности капель в процессе напыления. Кроме того, в воздушной среде у пористых электродуговых покрытий наблюдается окисление на поверхности и внутри покрытия (межламельное окисление) и окисление на границе между покрытием и стальной основой. Показано, что высокое сопротивление газообразивному изнашиванию имеют покрытия, в которых в процессе изотермических выдержек при температурах испытаний 400...600 °С напряжения растяжения трансформируются в напряжения сжатия вследствие процесса внутреннего межламельного окисления, что приводит к увеличению объема покрытия, повышению его когезионной прочности вследствие армирования его межламельными пленками толщиной 100...150 нм. Определено оптимальное содержание легирующих элементов и их влияние на газообразивную износостойкость покрытий. Показано позитивное влияние на газообразивную износостойкость остаточных напряжений сжатия в покрытиях. Предложенные покрытия найдут применение на предприятиях энергетики. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 12.

Ключевые слова: электродуговая металлизация, покрытия, порошковые проволоки, газообразивная износостойкость

Среди газотермических методов получения покрытий метод электродугового напыления является достаточно простым и дешевым [1]. Использование в последнее время для электродуговой металлизации электродных материалов в виде порошковых проволок (ПП) дало возможность расширить сферу применения метода и получить восстановительные и защитные покрытия разного функционального назначения [2–5], в том числе для защиты от коррозии и газообразивного изнашивания нагревательных элементов тепловых электростанций [6–12]. Однако эксплуатационная долговечность таких покрытий еще недостаточно изучена, что сдерживает ширококомасштабное внедрение этого метода.

Статья посвящена исследованию влияния легирующих элементов на структуру покрытий, их механические характеристики, износостойкость при газообразивном изнашивании и сопротивление газовой коррозии при повышенной температуре.

Методика эксперимента и исследуемые материалы. Покрытия наносили электродуговым методом металлизатором ЭМ-14, распыляя ПП диаметром 1,8 мм. В качестве компонентов шихты использовали порошки борсодержащих соединений (феррохромбора (ФХБ-2) и карбида бора), чистых металлов (хрома, вольфрама и алюминия), а также алюминиево-магниевый сплав. Разработанные ПП сравнивали с ПП зарубежных фирм (таблица), которые используются для защиты деталей от газообразивного изнашивания. В качестве оболочки проволоки использовали ленту из стали 08кп толщиной 0,4 мм и шириной 10 мм. Коэффициент заполнения ПП шихтой 22...35 мас. %. Режимы нанесения покрытий: $I = 150...160$ А, $U_d = 32...34$ В. Распыляли ПП струей воздуха под давлением 0,60...0,65 МПа, дистанция напыления 140...150 мм. Фазовый состав покрытий изучали на дифрактометре «ДРОН-3» с компьютерной записью дифрактограмм. Использо-



Расчетный химический состав ПП, мас. %

Марка ПП	V	Cr	Al	W	Mo	Si	Другие	Fe	Торговая марка проволоки
ПП-Х6Р3Ю2	3	6	2	—	—	—	—	Основа	ФМ1
ПП-Х6Р3Ю6	3	6	6	—	—	—	—	»	ФМ1-2
ПП-Х6Р3Ю14	3	6	14	—	—	—	—	»	ФМ1-11
ПП-70Х6Р3Ю6	3	6	6	—	—	—	—	»	ФМ1
ПП-70В6Р3Ю6	3	—	6	—	—	—	—	»	ФМ1-7
ПП-500Х20Р5М10 В10Б10Г5С2	5	20	—	10	10	2	10Nb	»	EnDoTec DO 390N
ПП-Х30М15Ю4	—	22	5	—	—	—	—	»	EuTronic Arc 509
ПП-Х29Р4С2Г2	4	29	—	—	—	2	2Mn	»	Praxair and TAFA 95MXC

вали CuK_{α} -излучение при $U = 32$ кВ и $I = 15$ мА. Шаг сканирования 0,05.

Структуру и химический состав покрытий после напыления и окисления исследовали на электронном микроскопе EVO-40 XVP (Carl Zeiss) с системой микроанализа EVO-4XVP. Микротвердость определяли на твердомере ПМТ-3.

При доверительной вероятности 0,95 и минимальном количестве (четыре) экспериментов относительная погрешность определения когезионной и адгезионной прочности и параметров износостойкости не превышала 5 %.

Образцы из материала электродугового покрытия для определения модуля упругости методом трехточечного изгиба изготавливали следующим образом. Одну поверхность (размером 100×20 мм) образцов 100×20×6 мм из стали 20 лудили оловом 2 толщиной 40...50 мкм и подвергали струйной обработке корундом для подготовки луженой поверхности к напылению.

Образцы в количестве шести штук крепили на образующей поверхности шестигранника и наносили покрытие из ПП толщиной 1,5 мм. Напыленные пластины шлифовали с торцов и по напыленной стороне до толщины покрытия 1 мм. Подготовленные образцы ставили в нагретую печь, температура которой была на 50°С выше температуры плавления олова. При нагреве стальных пластин с покрытием слой олова расплавлялся и за счет внутренних напряжений покрытие самопроизвольно отслаивалось. В результате получали образцы балочного типа из материала покрытия размерами 100×20×1 мм. Модуль упругости электродуговых покрытий определяли методом изгиба и расчет проводили следующим образом [13]:

$$E = \frac{L_v^3(P_2 - P_1)}{4bh^3(Z_2 - Z_1)}$$

где L_v — расстояние между ножами основы; мм, P_1, P_2 — величина первой и второй нагрузок; г; b — ширина пластины; мм; h — толщина пласт-

тины; мм; Z_1, Z_2 — показатели индикатора при первом и втором нагружении; мм.

Исследование газообразного изнашивания при повышенных температурах (до 600 °С) проводили на лабораторной установке с использованием механического ускорения абразива (частиц кварцевого песка < 200 мкм), скорость полета частиц 10...40 м/с, угол атаки 30°.

На рис. 1 приведена схема установки для испытания на газообразное изнашивание покрытий при повышенной температуре.

Установка состоит из электрической печи 1 (температура регулируется с точностью ±2 °С), устройства для подачи абразива 2, электродвигателя постоянного тока 3, блока регулирования оборотов двигателя 4. Для устранения краевых эффектов, которые возникают в результате подрыва покрытия на краях образца абразивной струей их крепили плотно друг к другу на внутренней стороне обруча 5 (рис. 1, а).

Узел подачи и ускорения абразива (рис. 1, б, в) состоит из внутренней трубки, закрепленной неподвижно, по которой абразив равномерно подается к узлу ускорения абразива. Внешняя трубка, которая зафиксирована на подшипниках в корпусе (рис. 1, б, в), предназначена для передачи вращательного момента на узел ускорения абразива. Подшипники охлаждаются воздухом.

Образцы изготавливали из стали 12Х1МФ размером 20×40×6 мм, а для нивелирования неконтролируемого прироста массы образцов за счет окисления их ненапыленных поверхностей при повышенных температурах, на все поверхности образцов наносили гальваническим методом никель толщиной 10 мкм. С одной стороны образца (20×40 мм) механической обработкой никель снимали. Эту поверхность подвергали струйной обработке корундом и наносили электродуговое покрытие толщиной 1000 мкм послойно за шесть проходов.

Напыленную поверхность образцов шлифовали до толщины 700 мкм. Экспериментальные исследования проводили при угле атаки абразива

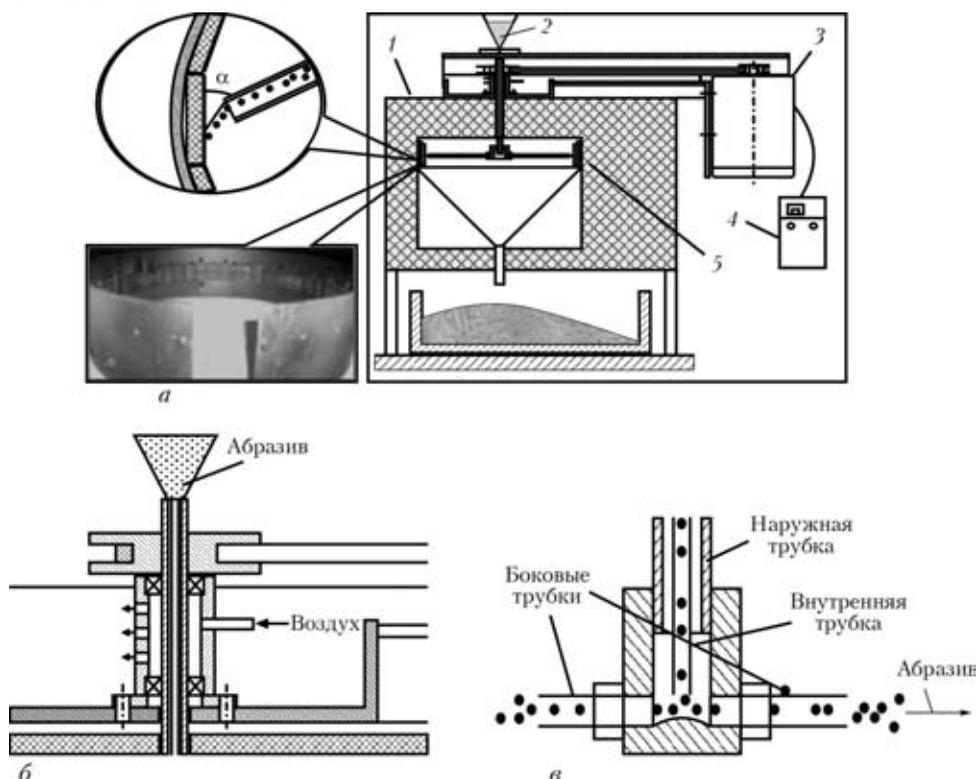


Рис. 1. Схема установки для испытания на газоабразивное изнашивание покрытий при повышенной температуре (а) и узлы подачи (б) и ускорения (в) абразива (обозначения см. в тексте)

30° и скорости абразива 36 м/с, которую устанавливали, изменяя скорость оборота электродвигателя постоянного тока 3 при помощи блока регулирования 4 (рис. 1, а). Износостойкость образцов с покрытиями определяли по потере их массы с точностью до 0,0002 г.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Влияние состава шихты ПП на структуру покрытий. Для исследования состава капель, которые образуются при распылении ПП воздушной струей, их ловили в снежную мишень и исследовали в разрезе на шлифах. Установлено, что минимальный размер капель 15 мкм, максимальный 400 мкм. Фракция размером 18...50 мкм — 50 мас. %, 50...150 мкм — 40 мас. %, капель размером более 150 мкм немного — 10 мас. %. Во время распыления ПП системы Fe-Cr-B-Al из-за быстротечности процессов плавления шихта и оболочка не успевают полностью сплавиться меж-

ду собой, поэтому образуется гетерогенный расплав и капли трех типов:

капли металлического расплава на основе железа, легированного хромом 3...5 %, алюминием 6...14 % и бором окружены оксидом Al_2O_3 , частицы которого растут круглыми островками на периферии капель (рис. 2, а);

капли металлического расплава на основе железа, легированного хромом 3...5 %, алюминием 2...4 % и бором, окружены оксидной пленкой $(FeCr)_2O_3$, которая размещается между дендритами феррохрома (рис. 2, б);

круглые капли чистого оксида Al_2O_3 , $(FeAlCr)_2O_3$ и $(FeCr)_2O_3$ (рис. 2, в).

При ударе об напыляемую поверхность расплавленные капли сильно деформируются и кристаллизуются послойно ламелями, которые между собой разделены оксидными пленками (рис. 3, а). Фазовым анализом электродуговых покрытий ус-

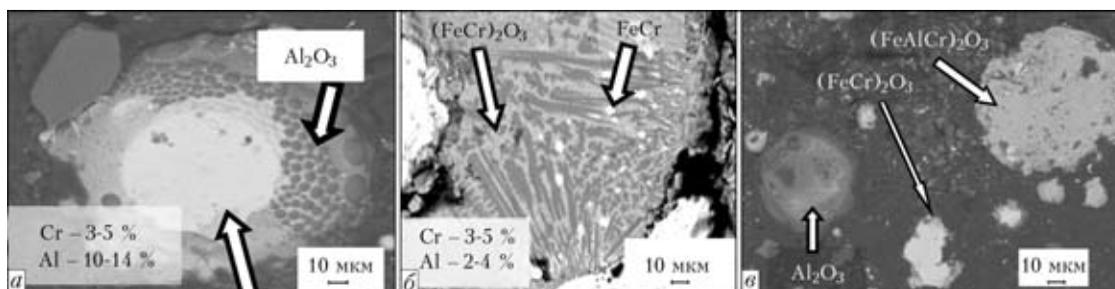


Рис. 2. Структура и состав капель, распыленных из ПП в снежную мишень: а — капли на основе железа, легированного 3...5 % хрома, 6...14 % алюминия; б — то же, но легированного 3...5 % хрома, 2...4 % алюминия; в — капли чистого оксида Al_2O_3 , а также $(FeAlCr)_2O_3$ и $(FeCr)_2O_3$

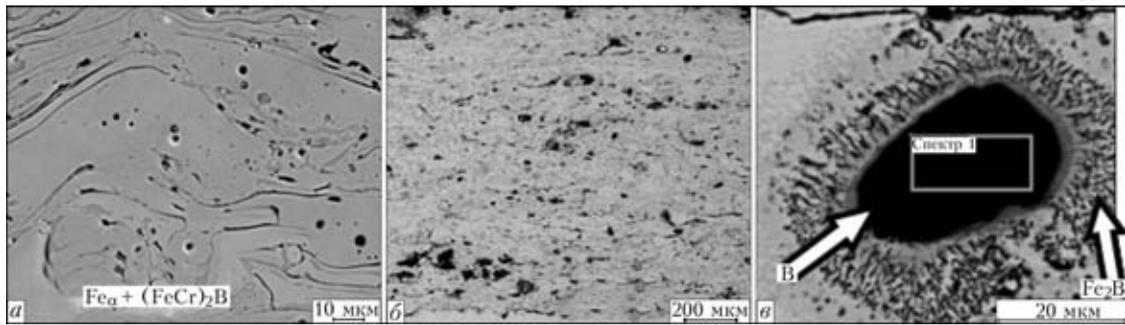


Рис. 3. Структура электродуговых покрытий: *a* — ПП с шихтой $(\text{FeCr})_2\text{B} + \text{Fe}$; *б* — ПП с шихтой $\text{B}_4\text{C} + \text{Fe}$; *в* — то же, включения бора в покрытие

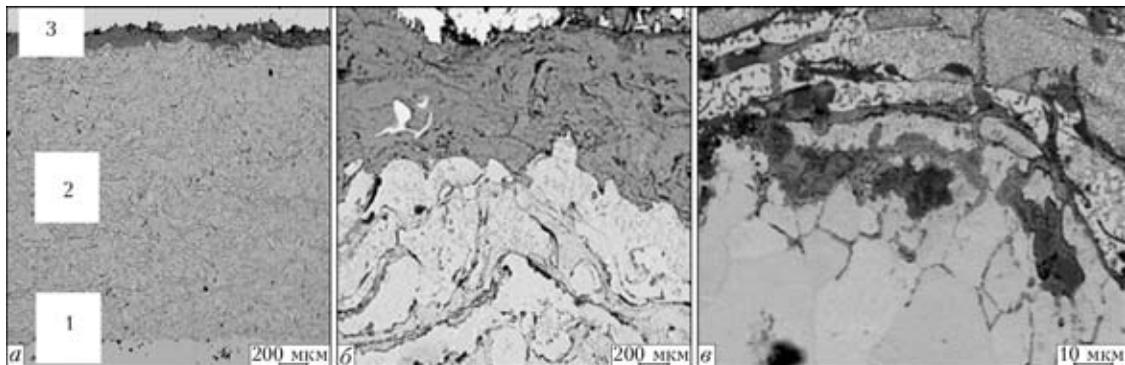


Рис. 4. Структура покрытий после выдержки при 600 °С, 2000 ч: *a* — общая структура покрытия (*1* — основа (сталь 12Х1МФ), *2* — покрытие, *3* — оксидная пленка на поверхности покрытия); *б* — переходная зона между покрытием и оксидной пленкой на поверхности покрытия; *в* — переходная зона между покрытием и основным металлом

тановлено, что при формировании покрытий с ПП с шихтой $\text{B}_4\text{C} + \text{Fe}$, матричной фазой покрытия является Fe_α с включениями карбида железа Fe_3C и свободного бора (рис. 3, *б*, *в*). В этом случае взаимодействие карбида бора с расплавом железа при напылении покрытий проходит по реакции: $\text{Fe} + 1/3\text{B}_4\text{C} = 1/3\text{Fe}_3\text{C} + 4/3\text{B}$. Добавление в шихту ПП хромосодержащих элементов способствует исчезновению свободного бора в структуре покрытия, а взаимодействие карбида бора с хромом происходит по реакции $\text{Cr} + 2/7\text{B}_4\text{C} = 4/7\text{CrB}_2 + 1/7\text{Cr}_3\text{C}_2$.

Структура покрытий при повышенных температурах. В отличие от сплошных материалов в пористых электродуговых покрытиях окисление на воздухе при повышенных температурах происходит как на поверхности покрытия, так и внутри его (межламельное окисление) (рис. 4, *а*, *б*). Кроме того, окисление происходит на границе между покрытием и

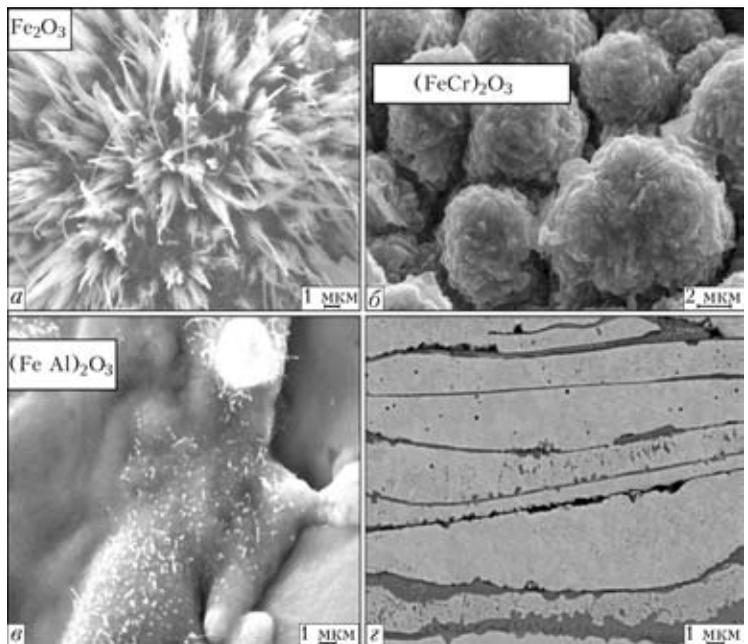


Рис. 5. Структура поверхностных оксидных пленок: *a* — оксид Fe_2O_3 ; *б* — $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$; *в* — $(\text{FeAl})_2\text{O}_3$; *г* — ламели

и стальной основой (рис. 4, *в*). В результате пористости покрытий 8...10 % кислород проникает в стальную основу даже при толщине покрытия 0,5...0,8 мм. Общее содержание кислорода в исходном покрытии 2,5...3,0 мас. %. После выдержки 100 ч при 550 °С содержание кислорода в покрытии увеличивается до 4...5 мас. %, выдержке 100 ч при 700 °С — до 8,0...9,5 мас. %, при

этом скорость окисления покрытия в 10...30 раз меньше, чем стали.

При температуре 600...700 °С на поверхности стали формируются оксидные пленки гематита Fe_2O_3 , которые растут в виде иглоподобных наростов толщиной 100...200 нм (рис. 5, *а*). На покрытиях с содержанием алюминия не более 2 % (ПП-Х6Р3Ю2) формируются оксидные пленки ге-

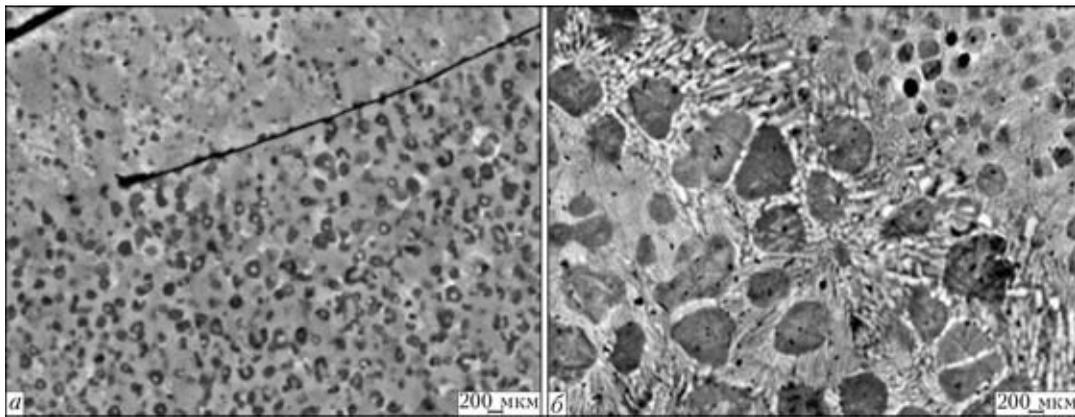


Рис. 6. Структура покрытий с бордами после напыления (а) и после выдержки при 600 °С, 5000 ч (б)

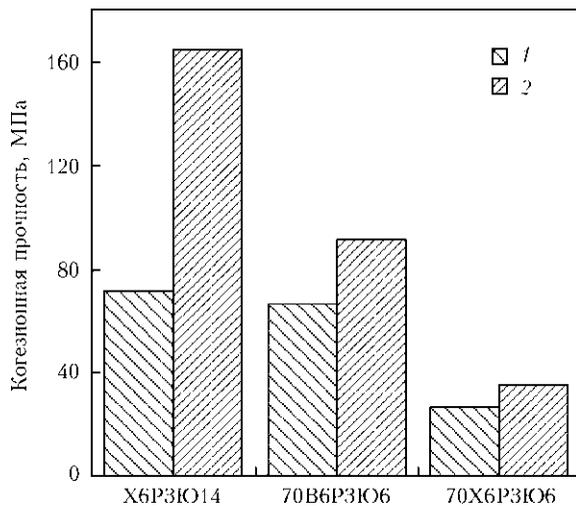


Рис. 7. Влияние выдержки 100 ч при температуре 600 °С на когезионную прочность покрытий: 1 — исходный; 2 — выдержка 100 ч, 600 °С

матита, легированного хромом и алюминием $(FeCr)_2O_3$, которые растут на поверхности в виде шишкоподобных наростов толщиной 5...10 мкм (рис. 5, б). На покрытиях Х6РЗЮ6 и Х6РЗЮ14 с более высоким содержанием алюминия формируются оксидные пленки гематита, легированного алюминием $(FeAl)_2O_3$, которые растут на поверхности в виде монолитной пленки (рис. 5, в). Между ламелями покрытия формируются оксидные пленки толщиной 0,2...2,0 мкм, которые содержат частицы матричной металлической фазы длиной 100...300 мкм, крепко связанные с матричной фазой (рис. 5, г).

На границе между покрытием и основой формируется двухслойная оксидная пленка. Часть, которая граничит с покрытием, имеет повышенное содержание алюминия, а часть, граничащая с основой — железа. Оксидная пленка, как анкерами,

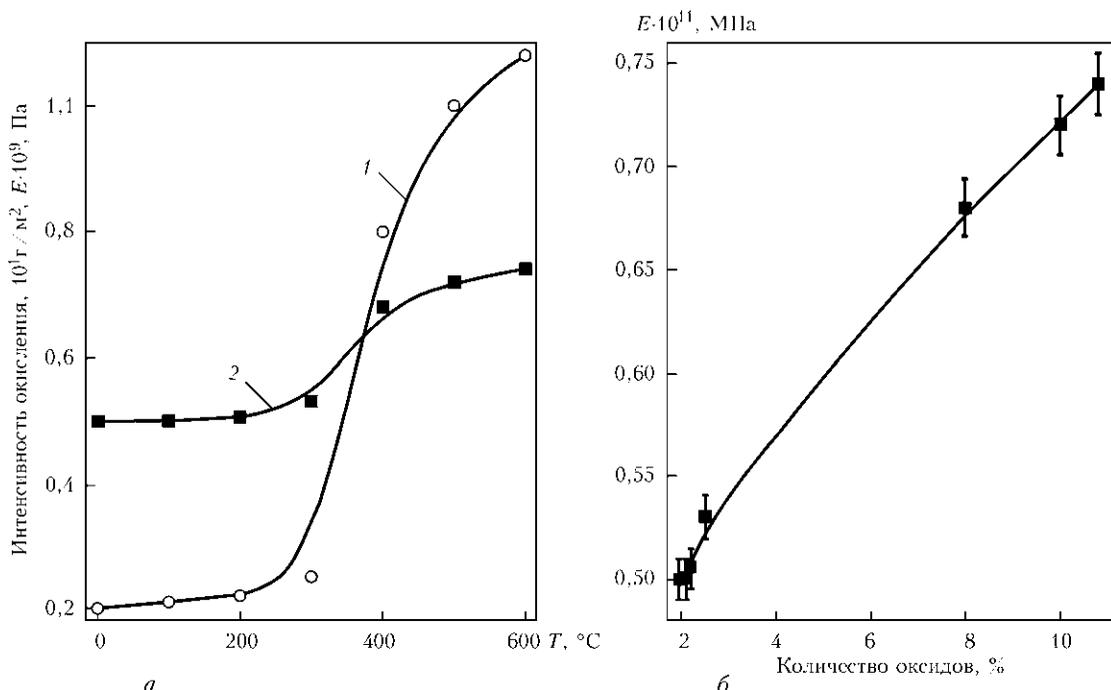


Рис. 8. Влияние температуры на интенсивность окисления (1) и модуль упругости (2) покрытий (а) и количества межламеллярных оксидов в покрытии на модуль упругости (б)



внедряется в покрытие и крепко связывает его со стальной основой.

Влияние температуры испытаний на механические характеристики покрытий. Во время длительных выдержек при температуре испытаний 600 °С, из-за роста размеров упрочняющей фазы — боридов FeCr₂B, твердость всех покрытий уменьшается и стабилизируется на уровне HV 500...550. Так, согласно металлографическому анализу, после напыления размер боридов не превышает 100 нм, а после выдержки 5000 ч 600 °С их размер увеличивается до 300...500 нм (рис. 6, а, б). Длительные выдержки покрытий при температуре испытаний 600 °С способствуют росту их когезионной прочности (рис. 7).

Такой эффект предопределен армированием структуры покрытия тонкими (менее 1 мкм) оксидными пленками (рис. 5, з). При этом покрытие приобретает композитную структуру. Наибольшее упрочнение наблюдается для покрытия из порошковой проволоки ПП-Х6РЗЮ14, что связано с армированием покрытия пленками на основе оксида алюминия.

Модуль упругости напыленных покрытий без термообработки находится в пределах 50000...70000 МПа. При повышении температуры испытаний выше 350 °С модуль упругости покрытия из ПП-70В6РЗЮ6 возрастает почти в 3 раза, а для покрытия из ПП-Х6РЗЮ14 — на 70 % (рис. 8, а) [14]. Увеличение модуля упругости определяется внутренним межламельным окислением и прямо пропорционально количеству оксидной фазы в покрытии. Так, модуль упругости покрытия из ПП-70В6РЗЮ6 после напыления составляет 52000 МПа, а количество оксидной фазы 4 мас. %, после выдержки 100 ч при температуре 600 °С значение модуля упругости увеличивается до 180000 МПа, а количество оксидной межламельной фазы составляет 14 мас. % (рис. 8, б).

Длительная экспозиция образцов при температуре 600 °С приводит также к существенному уменьшению растягивающих напряжений в покрытии. Определены два временных этапа и два механизма, по которым происходит уменьшение растягивающих напряжений в покрытиях (рис. 9).

Так, на первом этапе, который длится до 20 ч при температуре 600 °С уменьшение напряжений происходит за счет распада аустенита в структуре покрытия, что сопровождается увеличением объема покрытия. На втором этапе с увеличением выдержки более 20 ч напряжения сжатия увеличиваются из-за прохождения только процесса внутриламельного окисления покрытия и увеличения количества оксидной фазы, что существенно увеличивает объем покрытия.

Газоабразивная износостойкость электродуговых покрытий. С увеличением содержания бора в покрытии до 2,5 мас. % газоабразивная изно-

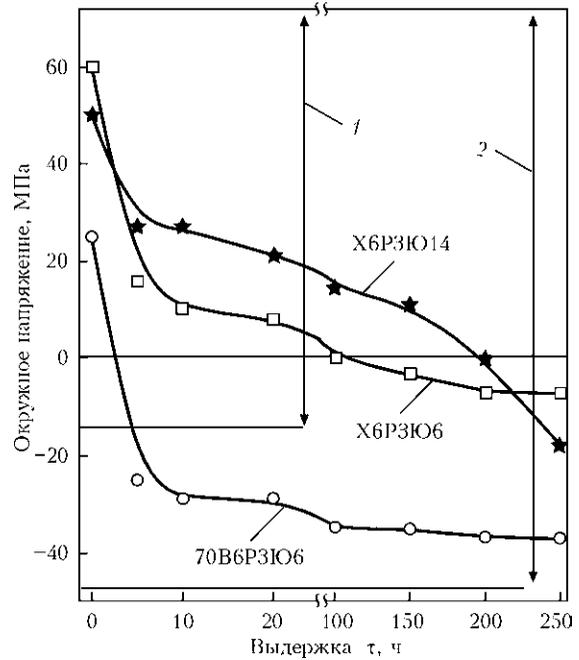


Рис. 9. Влияние выдержки при 600 °С на уровень напряжений в покрытиях: 1 — первый; 2 — второй временной этап

состоять покрытия возрастает. Повышение содержания бора в покрытиях более 2,5 мас. % приводит к увеличению растягивающих напряжений в покрытии и появлению в нем сетки микротрещин, которые снижают износостойкость покрытий. В то же время с увеличением содержания алюминия в ПП, содержащей 2,5 мас. % бора, газоабразивная износостойкость покрытий монотонно растет (рис. 10, а). Замена в шихте ПП лигатуры ФХБ на В₄С незначительно, только на 15 % ухудшает износостойкость, поэтому эти компоненты могут быть взаимозаменяемыми (рис. 10, б).

Исследования на газоабразивную износостойкость покрытий из ПП с разным содержанием алюминия 2, 6, 14 мас. % показали, что до 350 °С газоабразивная износостойкость покрытий и стали незначительно растет (рис. 11), но при уменьшении содержания алюминия в ПП износостойкость покрытий становится существенно меньше, чем у стали.

Это связано с тем, что при напылении покрытий из ПП с малым содержанием алюминия в них формируются значительные растягивающие напряжения, релаксация которых происходит за счет образования сетки микротрещин. С увеличением содержания алюминия образуется более гетерогенное покрытие, формируются значительно меньшие растягивающие напряжения из-за их релаксации путем пластической деформации в менее твердых ламелях покрытия. С повышением температуры испытаний выше 350...400 °С износостойкость стали стремительно падает, а покрытия увеличивается, при этом для покрытий с меньшим содержанием алюминия в большей мере. Это связано с уменьшением напряжений рас-

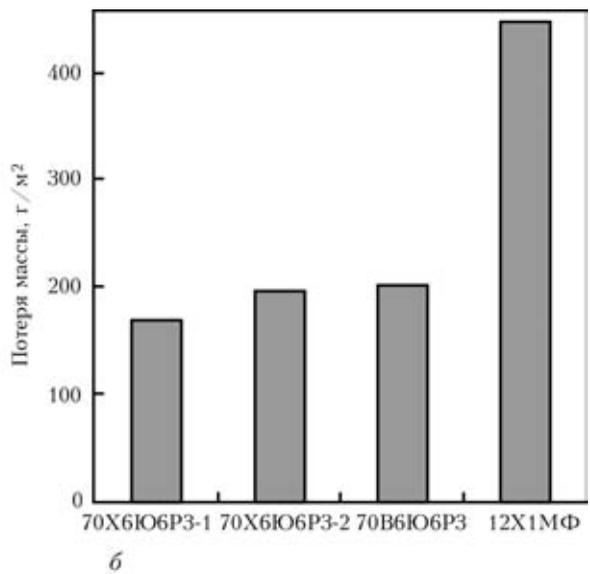
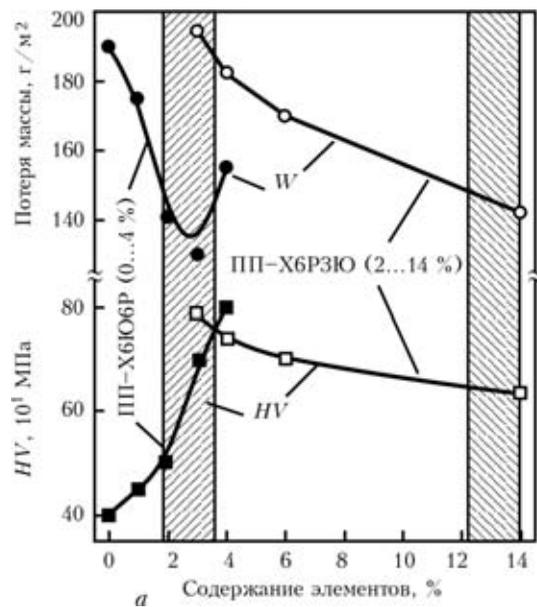


Рис. 10. Влияние бора (порошковая проволока ПП-Х6Ю6Р (0...4 %) и алюминия (порошковая проволока ПП-Х6Р3Ю (2...14 %) на твердость и газоабразивную износостойкость W покрытий (а); влияние лигатуры ФХБ (70Х6Ю6Р3-1) и В₄С (70Х6Ю6Р3-2) в шихте ПП на газоабразивную износостойкость (б)

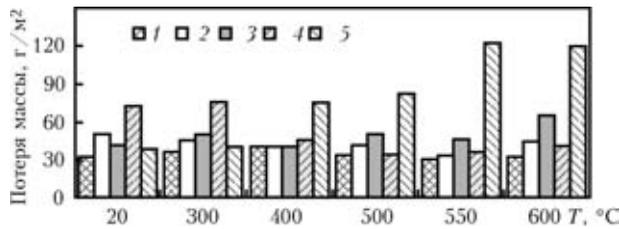


Рис. 11. Влияние температуры испытаний на газоабразивную износостойкость различных покрытий на стали 12Х1МФ: 1 — Х6Р3Ю14; 2 — Х29Р4С2Г2; 3 — 500Х20Р5М10 В10 В10Г5С2; 4 — Х30М15Ю4; 5 — 12Х1МФ

тяжения в покрытиях, в результате межламельного окисления микротрещин и заполнения их продуктами газовой коррозии, которые увеличивают объем покрытия, что приводит к уменьшению растягивающих напряжений и их трансформации в напряжение сжатия. Поэтому более существенное уменьшение растягивающих напряжений наблюдается в покрытиях с развитой сеткой трещин за счет дополнительного заполнения микротрещин оксидами.

Но газоабразивная износостойкость зависит также и от морфологии оксидной пленки, которая формируется на поверхности покрытия. На поверхности покрытий с содержанием алюминия 14 мас. % образуется монолитная оксидная пленка $(FeAl)_2O_3$, которая обеспечивает износостойкость в 4 раза выше, чем в стали 12Х1МФ и на 30 % больше, чем для покрытия из ПП-Х6Р3Ю2.

Сравнивали газоабразивную износостойкость покрытия из ПП-Х6Р3Ю14 с покрытиями, напыленными из легированных большим количеством хрома, молибдена и ниобия ПП Endo-Tec DO 390N, Praxair and TAFA 95MXC, которые исполь-

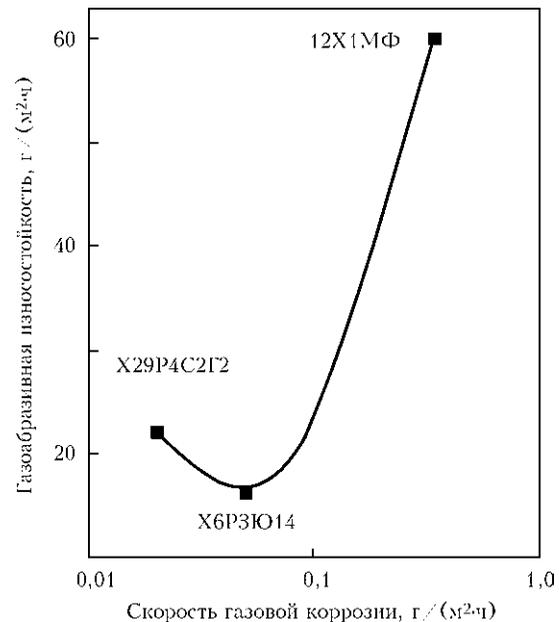


Рис. 12. Влияние скорости газовой коррозии на газоабразивную износостойкость покрытий и стали 12Х1МФ (температура испытаний 600 °С)

зуются для защиты конструкций от газоабразивного изнашивания (рис. 11).

Такие ПП имеют также повышенное содержание бора и углерода, что обеспечивает твердость покрытий на уровне HV 1100...1200. Это вызывает возникновение микротрещин в покрытиях при их напылении. Высокое содержание легирующих элементов (хрома, молибдена, ванадия) в этих покрытиях существенно замедляет внутреннее межламельное окисление. По этой причине растягивающие напряжения в покрытиях существенно не уменьшаются со временем, как это



происходит в менее легированных покрытиях, и потому их газоабразивная износостойкость значительно ниже, чем износостойкость в покрытии из ПП-Х6РЗЮ14.

Покрытия из ПП обеспечивают высокую износостойкость при двух условиях. Во-первых, в шихте ПП следует применять такие легирующие элементы, которые вызывают в структуре покрытий дисперсионное упрочнение. Во-вторых, следует обеспечить такое содержание хрома и алюминия в покрытии, чтобы создать предпосылки для внутреннего межламельного окисления с оптимальной скоростью 0,5 г/м²·ч (рис. 12) и, следовательно, достичь трансформации растягивающих напряжений в напряжения сжатия и формирование на поверхности покрытия сплошной крепкой оксидной пленки (FeAl)₂O₃.

Покрытия из ПП, исследованные в статье, прошли промышленную проверку и применяются для защиты от газоабразивного изнашивания труб экономайзера и экранных труб на Бурштинской ТЭС, а также тепловых электростанциях Польши.

Выводы

1. Усовершенствована методика исследования газоабразивного изнашивания покрытий, которая максимально имитирует работу котлов ТЭС, позволяет устранить краевые эффекты, которые возникают в результате подрыва покрытия на краях образца абразивной струей, и избежать неконтролируемого прироста массы образцов за счет окисления их ненапыленных поверхностей при повышенных температурах.

2. Для определения модуля упругости покрытия методом трехточечного изгиба предложен способ изготовления балочных образцов из материала покрытия без подложки. Найдена зависимость изменения значения модуля упругости электродуговых покрытий системы Fe–Cr–B–Al от температуры и времени выдержки. Показано, что модуль упругости покрытий прямо пропорционален количеству оксидной фазы, которая образуется в условиях длительных выдержек при повышенных температурах.

3. Показано, что газоабразивная износостойкость покрытий из порошковых проволок зависит от твердости покрытия, напряжений первого рода в покрытии и от типа оксидной пленки, которая формируется при повышенных температурах в процессе испытаний.

4. Высокое сопротивление газоабразивному изнашиванию имеют покрытия, в которых в процессе изотермических выдержек при температурах испытаний 400...600 °С напряжения растяжения трансформируются в напряжения сжатия

вследствие процесса внутреннего межламельного окисления, что приводит к увеличению объема покрытия, повышению его когезионной прочности вследствие армирования его межламельными пленками толщиной 100...150 нм.

5. Установлена связь морфологии поверхностных оксидных пленок с его газоабразивной износостойкостью и установлено, что высокое сопротивление газоабразивному изнашиванию имеют покрытия, на которых формируется плотная пленка оксида железа, легированная алюминием.

6. Разработан новый состав порошковой проволоки Х6РЗЮ14 для нанесения жаростойких покрытий, способных дисперсионно упрочняться при эксплуатации и повышать жаростойкость стали 12Х1МФ в 12...14 раз, а сопротивление газоабразивному изнашиванию в 2,5...4 раза.

1. *Преимущество* активированной дуговой металлзации / Ю. С. Коробов, В. Л. Луканин, А. С. Прядко и др. // Сварщик. — 2002. — № 2. — С. 16–17.
2. *Структура* и свойства электродуговых покрытий на основе ферробора, полученных из порошковых проволок / А. Л. Борисова, И. В. Миц, Т. В. Кайда и др. // Автомат. сварка. — 1991. — № 9. — С. 66–68.
3. *Борисов Ю. С., Коржик В. Н.* Аморфные газотермические покрытия: теория и практика // Там же. — 1995 — № 4. — С. 3–12.
4. *Борисов Ю. С., Козьяков И. А., Коржик В. Н.* Структура и свойства газотермических покрытий, полученных с использованием порошковых проволок системы Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–C // Там же. — 1996 — № 5 (518). — С. 21–24.
5. *Електродугові* відновні та захисні покриття / В. І. Похмурський, М. М. Студент, В. М. Довгуник та ін. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2005. — 190 с.
6. *Arc-sprayed coatings* obtained from iron based cored wires under high-temperature abrasive wear conditions / H. Pokhmurska, B. Wielage, T. Grund et al. // Proc. Int. Thermal Spray Conf.: Thermal Spray Crossing Borders, Maastricht, 2008. — Germany: DVS-Verlag GmbH. — P. 338–341.
7. *Effect of high-temperature corrosion* on the gas-abrasive resistance of electric-arc coatings / M. M. Student, H. V. Pokhmurs'ka, V. V. Hvozdet's'kyi et al. // Materials Sci. — 2009. — 45, № 4. — P. 481–489.
8. *Dallaire C. S., Levert H., Legoux J.-G.* Erosion resistance of arc-sprayed coatings to iron ore at 25 and 315 °C // J. Thermal Spray Technology. — 2001. — № 10. — P. 337–350.
9. *Wear resistant amorphous and nanocomposite steel coatings* / D. J. Branagan, W. D. Swank, D. C. Haggard et al. // Met. and Mater. Trans. A. — 2001. — 32A, 10. — P. 2615–2621.
10. *Branagan D. J., Alman D. E., Newkirk J. W.* Devitrified nanocomposite steel powder. — Powder metallurgy alloys and particulate materials for industrial application. — Warrendale, PA: The Minerals, Metals, and Materials Society, 2001. — P. 111–122.
11. *Branagan D. J., Tang Y.* Developing extreme hardness (>15 GPa) in iron based nanocomposites // Composites. — 2002. — № 6. — P. 855–859.
12. *Wear behaviour of hardfaced Fe–Cr–C alloy and austenitic steel* under 2-body and 3-body conditions at elevated temperature / E. Badisch, C. Katsich, H. Winkelmann et al. // Tribology Intern. — 2010. — № 2. — P. 214–228.
13. *Бабичев М. А.* Методы определения внутренних напряжений в деталях машин. — М.: Изд-во АН СССР, 1955. — 132 с.

Поступила в редакцию 24.01.2013



ПРИМЕНЕНИЕ ИНДУКЦИОННОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СВАРНЫХ ТРУБ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Е. А. ПАНТЕЛЕЙМОНОВ, Л. И. НЫРКОВА

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние индукционной термообработки токами частотой 2,4 кГц на коррозионную стойкость сварных труб диаметром 85,6×0,6 и 142,9×0,9 мм из хромоникелевой нержавеющей стали 1.4301 при различном соотношении температуры термообработки, скорости нагрева, продолжительности выдержки при температуре термообработки, условий охлаждения. Использовали образцы труб после нагрева в одновитковых индукторах и образцы длинномерных труб, прошедшие под током всю длину проходных многовитковых индукторов. Параметры термообработки выбраны на основании их возможной реализации в линиях производства сварных тонкостенных труб, при скоростях сварки до 0,063 м/с. Показано, что термообработка сварных труб в диапазоне температур 700...770 °С, при скоростях нагрева до 47,7 °С/с и скоростях охлаждения до 12,5 °С/с, способствует повышению их стойкости против коррозионного растрескивания и не ухудшает стойкость против межкристаллитной и питтинговой коррозии. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: сварные трубы, коррозионностойкая сталь, термообработка труб, коррозионное растрескивание

Сварные трубы малого и среднего диаметра из коррозионностойких сталей аустенитного класса широко применяются в нефтяной и газовой промышленности, в сетях отопления и горячего водоснабжения. Низкое содержание углерода в сталях снижает их восприимчивость к питтинговой (ПК) и межкристаллитной (МКК) коррозии под действием окружающей среды [1]. Стали характеризуются удовлетворительными показателями прочности, вязкости и хорошей свариваемостью. Однако характерные для производства сварных труб технологические операции формовки исходной ленты в трубную заготовку, локальный нагрев кромок при сварке, нанесение элементов жесткости приводят к изменению структуры и свойств металла труб. Появление ферритной и мартенситной фаз, дополнительно к аустениту, вызывает опасность МКК или коррозионного растрескивания (КР) под напряжением [2].

Для получения максимальной вязкости, коррозионной стойкости и устранения физической неоднородности труб применяется термообработка (ТО). Трубы нагревают в печах с контролируемой атмосферой или в обычной атмосфере с последующим удалением окалины. В частности, нагрев труб из стали 08X18H10 в диапазоне температур 750...900 °С при низкой выдержке и сокращении продолжительности нагрева не приводит к заметному изменению структуры стали и способствует повышению стойкости против КР [3, 4]. В то же время для достижения наибольшей

стойкости труб против МКК необходимо исключить температуру начала интенсивного окисления стали. Для стали 08X18H10 это температура 800...870 °С [5].

Сократить продолжительность нагрева труб позволяет технология индукционного нагрева токами высокой частоты. Генерирование энергии непосредственно в металл трубы обеспечивает высокую скорость нагрева в области температур фазовых превращений, предотвращающих рост зерна аустенита. При оптимальном соотношении частоты тока и толщины стенки труб можно создать условия для исключения неоднородности объемных изменений. Одним из преимуществ технологии является возможность ее реализации непрерывно-последовательным методом в линиях производства сварных труб [6–8]. Тонкий слой оксидов, который образуется на поверхности труб при высоких скоростях нагрева, легко удаляется. Применяемые для реализации процесса нагрева индукционное оборудование и средства автоматизации позволяют с высокой точностью поддерживать заданные режимы ТО.

В настоящей работе исследовали влияние индукционной ТО токами частотой 2,4 кГц на стойкость сварных труб диаметром 85,6×0,6 и 142,9×0,9 мм из хромоникелевой нержавеющей стали 1.4301 против коррозии. Эффективность ТО оценивали по результатам испытания образцов труб на склонность к КР, МКК и ПК.

Сталь 1.4301, близкий аналог стали 08X18H10, относится к неферромагнитным материалам, у ко-



торых относительная магнитная проницаемость $\mu = 1$. Для сквозного нагрева полых цилиндрических заготовок с наружным диаметром до 150 мм, толщиной стенки до 1 мм из материалов с $\mu = 1$, рекомендуется частота тока в пределах 0,5...8,0 кГц [9, 10]. При частоте тока 2,4 кГц глубина проникновения тока в сталь превышает толщину стенки труб. Можно считать, что мощность по толщине стенки труб распределяется равномерно, что способствует снижению внутренних напряжений.

Исследовали образцы труб после нагрева в одновитковых индукторах и образцы длинномерных труб, которые прошли под током всю длину проходных многовитковых индукторов. В качестве источника индукционного нагрева использовали преобразователь частоты мощностью 160 кВт, номинальной частотой 2,4 кГц и трансформаторную схему согласования преобразователя с нагрузкой. Характеристики индукторов и пределы изменения параметров ТО образцов труб приведены в таблице. Оценивали влияние температуры ТО в диапазоне 440...150 °С, скорости нагрева, продолжительности выдержки при температуре ТО, условий охлаждения, скорости движения труб в проходных индукторах. Рабочая частота источника

нагрева находилась в пределах 1,95...2,3 кГц. Параметры ТО образцов труб в одновитковых индукторах, указанные в таблице, позволяют определить предполагаемые параметры ТО длинномерных труб в проходных индукторах. В частности, при температуре 750 °С, длине проходных индукторов 1 м и скоростях нагрева 18,5...47,5 °С/с, предполагаемая скорость движения труб диаметром 85,6×0,6 и 142,9×0,9 мм в проходных индукторах будет составлять, соответственно, 1,6...3,8 и 1,5...2,6 м/мин.

В процессе нагрева коротких образцов в одновитковых индукторах комплексное сопротивление индукторов изменяется незначительно. Некоторое различие наблюдается в динамике нагрева образцов в одновитковых и проходных индукторах. После выхода источника нагрева на заданную мощность скорость нагрева образца в одновитковом индукторе сохраняла свое значение в течение всего времени нагрева (рис. 1). Изменение скорости нагрева достигали изменением заданной мощности источника нагрева. После выключения источника нагрева при достижении температуры ТО, естественная выдержка образцов при температуре ТО не превышала 3...5 с. Для формирования более продолжительной выдержки применяли регулирование мощности источника нагрева.

Характеристики индукторов и пределы изменения параметров ТО образцов труб

Исполнение индуктора	Параметр	Диаметр труб, мм	
		85,6×0,6	142,9×0,9
Одновитковый	Длина токопровода, мм	95	120
	Диаметр токопровода (внутренний), мм	100	160
	Частота тока, кГц	2,1...2,3	2,0...2,2
	Коэффициент трансформации согласующего трансформатора	22/1	22/1
	Компенсирующая емкость, мкФ	85,6	116
	Температура ТО, °С	440...950	500...1150
	Скорость нагрева, °С/с	20,0...47,5	18,5...32,8
	Скорость охлаждения, °С/с	1,75...4,81	1,54...12,5
	Выдержка при температуре ТО, с	0...60	0...60
	Скорость движения труб (предполагаемая), м/с	0,026...0,063	0,025...0,043
Многовитковый проходной	Длина токопровода, мм	640	620
	Диаметр токопровода (внутренний), мм	120	170
	Количество витков токопровода	22	21
	Частота тока, кГц	1,95...2,1	1,92...2,05
	Коэффициент трансформации согласующего трансформатора	13/4	13/4
	Компенсирующая емкость, мкФ	66	52,3
	Температура ТО, °С	540...850	500...780
	Скорость нагрева, °С/с	7,2...10,0	8,1...11,3
	Скорость охлаждения, °С/с	1,59...3,9	1,2...4,8
	Выдержка при температуре ТО, с	10...20	15...20
Скорость движения труб, м/с	0,0092	0,0083...0,014	

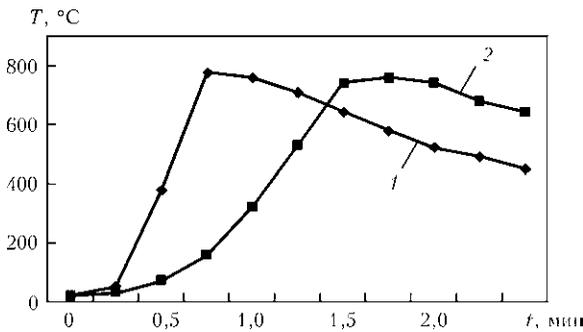


Рис. 1. Динамика изменения температуры образцов труб при нагреве в одновитковых (1) и проходных (2) индукторах

В процессе нагрева длинномерных труб при постоянной скорости движения скорость нагрева исследуемых образцов увеличивалась по мере движения труб в проходных индукторах. Изменение температуры ТО достигали изменением соотношения скорости движения труб и мощности источника нагрева. После выхода исследуемых образцов труб из зоны действия индукторов продолжительность естественной выдержки при температуре ТО достигала 20 с. Для уменьшения выдержки использовали воздушное принудительное охлаждение труб (производительность вентилятора 2700 м³/ч) на выходе из проходных индукторов. В частности, при нагреве труб диаметром 85,6×0,6 мм до температуры 650...660 °С и скорости движения 0,0092 м/с принудительный обдув труб привел к уменьшению выдержки от 20 до 10 с.

Испытания образцов труб на стойкость против КР проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 26294–84 «Соединения сварные. Методы испытаний на коррозионное растрескивание». Образцы труб в исходном состоянии и после ТО выдерживали в 42%-м растворе MgCl₂, при температуре кипения 154 °С. Появление коррозионных трещин контролировали каждые 4...5 ч. Критерием стойкости против КР служило время до появления первой коррозионной трещины.

Коррозионные трещины не появились за время испытаний 80 ч после ТО в одновитковом индукторе (рис. 2) образцов труб диаметром 85,6×0,6 мм, при температуре 770...1070 °С, скорости нагрева 41,0...56,3 °С/с и скорости естественного охлаждения 3,91...4,96 °С/с. Коррозионные трещины образовались через 10...66 ч после ТО образцов труб в диапазоне температур 440...640 °С, скорости нагрева 20,0...39,2 °С/с, без выдержки, скорости естественного охлаждения 1,75...2,83 °С/с. На образцах труб диаметром 142,9×0,9 мм коррозионные трещины не обнаружены при следующих параметрах ТО:

температура 650...1100 °С, скорость нагрева 7,1...27,7 °С/с, без выдержки, скорость естественного охлаждения 2,3...6,6 °С/с;

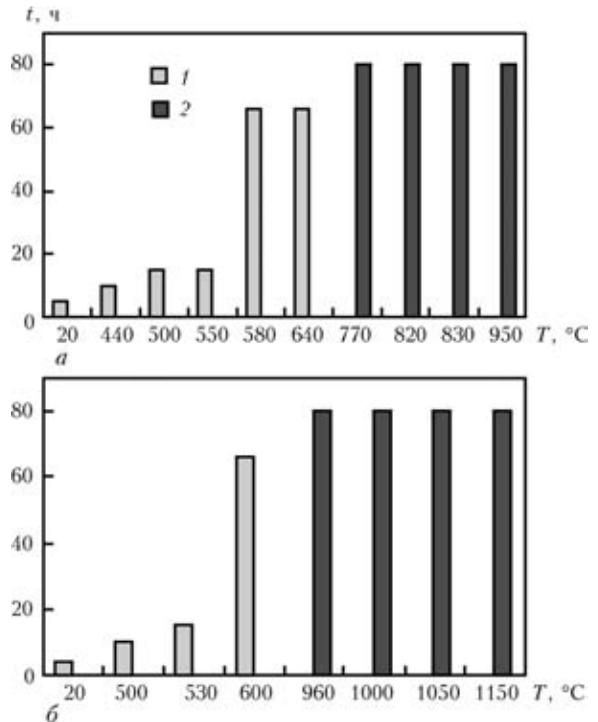


Рис. 2. Зависимость времени до появления коррозионных трещин от температуры ТО образцов труб диаметром 85,6×0,6 (а) и 142,9×0,9 мм (б), нагретых в одновитковых индукторах: 1 — наличие трещин; 2 — отсутствие

температура 1000 °С, скорость нагрева 6,4 °С/с, без выдержки, скорость воздушного принудительного охлаждения 9,3...12,5 °С/с;

температура 960...1050 °С, скорость нагрева 6,7 и 29,1 °С/с, выдержка 60 с, скорость естественного охлаждения 5,36...5,5 °С/с;

температура 1100...1150 °С, скорость нагрева 7,1 и 32,8 °С/с, выдержка 60 с, скорость воздушного принудительного охлаждения 10,7...12,1 °С/с.

Следует отметить, что на образцах труб диаметром 142,9×0,9 мм коррозионные трещины не обнаружены при изменении скоростей нагрева в пределах 6,4...7,1 и 18,5...32,8 °С/с, температуры 960...1150 °С, скоростей охлаждения 2,3...12,5 °С/с и выдержки 60 с, в условиях естественного или воздушного принудительного охлаждения. Режимы ТО образцов таких труб в одновитковых индукторах (температура 960...1000 °С, скорость нагрева 23,8...29,1 °С/с, скорость естественного охлаждения 5,18...5,5 °С/с) соответствуют режимам ТО длинномерных труб в проходных индукторах, длиной 650 мм, при скорости движения около 0,025 м/с.

На образцах труб диаметром 142,9×0,9 мм (рис. 2) коррозионные трещины образовались через 10...66 ч, после ТО в диапазоне температур 500...600 °С, при скоростях нагрева 21,7...25,0 °С/с, без выдержки и скоростях естественного охлаждения 1,54...2,0 °С/с.

На образцах труб диаметром 85,6×0,6 и 142,9×0,9 мм, не прошедших ТО, коррозионные

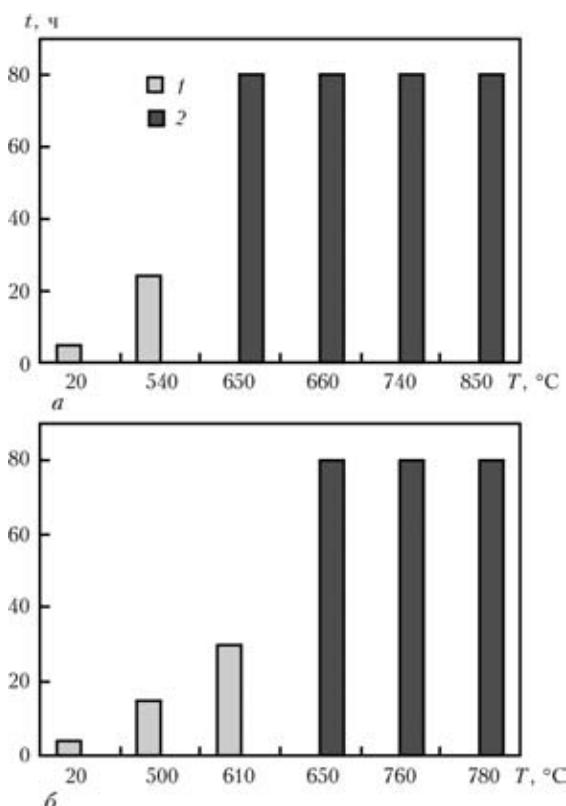


Рис. 3. Зависимость времени до появления коррозионных трещин от температуры ТО образцов длинномерных труб диаметром 85,6×0,6 (а) и 142,9×0,9 мм (б), нагретых в проходных индукторах: 1 — наличие трещины; 2 — отсутствие

трещины появились, соответственно, через 5 и 4 ч. Таким образом, минимальная температура ТО образцов труб диаметром 85,6×0,6 и 142,9×0,9 мм после нагрева в одновитковых индукторах, выше которой коррозионные трещины не образовались, составляет, соответственно, 770 и 650 °С.

На образцах длинномерных труб диаметром 85,6×0,6 мм, после ТО в проходном индукторе до температуры 540 °С, скорости нагрева 7,2 °С/с, скорости естественного охлаждения 1,85 °С/с и скорости движения труб 0,0092 м/с коррозионные трещины образовались через 24 ч (рис. 3). Коррозионные трещины не образовались после ТО при температуре выше 650 °С. На образцах длинномерных труб диаметром 142,9×0,9 мм коррозионные трещины образовались через 15...30 ч после ТО при температурах 500 и 610 °С, скоростях нагрева 8,7 и 8,1 °С/с, скоростях воздушного принудительного охлаждения 1,2 и 2,7 °С/с, скорости движения труб 0,014 м/с. Трещина, как правило, зарождалась при отсутствии питтингов. Таким образом, коррозионные трещины не образовались после нагрева образцов длинномерных труб диаметром 142,9×0,9 мм выше температуры 650 °С.

Коррозионные испытания на склонность к МКК проводили согласно ГОСТ 6032–89 «Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы испыта-

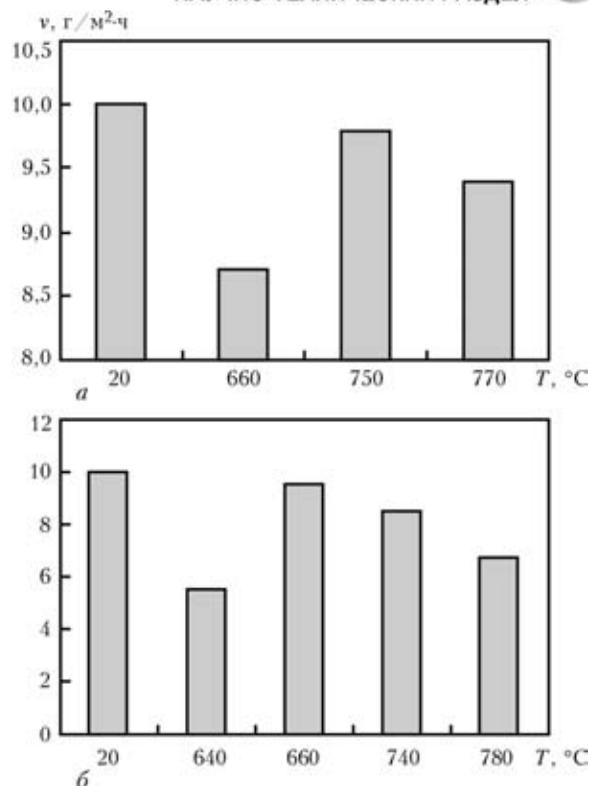


Рис. 4. Влияние температуры ТО на условную среднюю скорость ПК образцов труб диаметром 85,6×0,6 (а) и 142,9×0,9 мм (б)

ний на стойкость против межкристаллитной коррозии» (п. 3). Критерием стойкости против МКК служило отсутствие разрушения границ зерен на глубину более 10 мкм. Образцы труб выдерживали в кипящем водном растворе 13 % CuSO₄ + 12 % H₂SO₄ в присутствии металлической меди. Продолжительность выдержки составляла 24±0,25 ч. Установлено, что на образцах труб после ТО в одновитковых и проходных индукторах, в основном металле и в зоне сварного шва разрушений по границам зерен не обнаружено. Это свидетельствует о стойкости образцов труб против МКК. Испытание образцов труб на стойкость к ПК проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9.912–89 «Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии». С учетом суммарной потери массы трех одинаковых образцов труб после выдержки в 10%-м растворе FeCl₃ в течение 24 ч условная средняя скорость ПК образцов труб, не прошедших ТО, составила $v = 10 \text{ г/м}^2 \cdot \text{ч}$ (рис. 4). Питтинги распространились по основному металлу. Единичные питтинги имели сквозной характер. В сварном шве наблюдались единичные несквозные питтинги. Образцы труб после ТО в одновитковых и проходных индукторах при температуре до 780 °С имели $v = 5,2...9,8 \text{ г/м}^2 \cdot \text{ч}$. Уменьшилось количества питтингов на основном металле и в сварном шве. Преимущественно ПК подвергся сварной шов.



Можно считать, что проведение ТО не ухудшило питтингостойкость исследованных образцов труб.

Выводы

1. Проведение ТО сварных труб диаметром до 150 мм, толщиной стенки до 1 мм из хромоникелевой нержавеющей стали 1.4301 в диапазоне температур 700...770 °С, при скоростях нагрева до 47,7 °С/с, скоростях охлаждения до 12,5 °С/с и скоростях движения до 0,063 м/с способствует повышению стойкости труб против КР и не ухудшает стойкость против МКК и ПК.

2. Рекомендуется использовать индукционный нагрев токами частотой 2,4 кГц при проведении ТО тонкостенных труб из коррозионностойких сталей, в линиях изготовления труб способами аргонодуговой, электронно-лучевой, лазерной сварки.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.

2. Гуляев Г. И., Войцеленок С. Л. Качество электросварных труб. — М.: Металлургия, 1978. — 256 с.
3. Структура и коррозия металлов и сплавов. Атлас. Справ. изд. / И. Я. Сокол, Е. А. Ульянов, Э. Г. Фельдгандлер и др. — М.: Металлургия, 1989. — 400 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Оборонгиз, 1963. — 464 с.
5. Бородулин Г. М., Мошкевич Е. И. Нержавеющая сталь. — М.: Металлургия, 1973. — 320 с.
6. Разработка технологии и оборудования для индукционной термообработки стальных гофрированных труб из нержавеющей стали / О. В. Кроткова, В. И. Червинский, А. И. Ратникова и др. // Индукционный нагрев. — 2010. — № 3. — С. 27–34.
7. Головин Г. Ф., Зимин Н. В. Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. — Л.: Машиностроение, 1979. — 120 с.
8. Влияние индукционного нагрева на коррозионную стойкость тонкостенных труб из хромоникелевой стали / О. В. Кроткова, С. Г. Поляков, А. С. Письменный и др. // Сталь. — 2011. — № 3. — С. 57–60.
9. Слухоцкий А. Е., Рыскин С. Е. Индукторы для индукционного нагрева. — Л.: Энергия, 1974. — 264 с.
10. Электротермическое оборудование. Справочник / Под ред. А. П. Альтагузена. — М.: Энергия, 1980. — 416 с.

Поступила в редакцию 01.04.2013

Херсонский судостроительный завод спустил на воду второй полнокомплектный танкер

Судно предназначено для морской и смешанной («река–море») транспортировки сырой нефти и нефтепродуктов, в том числе бензина, без ограничения по температуре вспышки, с обеспечением перевозки груза с поддержанием температуры 60 °С. Обеспечивается одновременная перевозка двух сортов груза.

Совладелец компании SVL Артемий Осипьян выразил благодарность коллективу завода за высокое качество выполнения судостроительных работ: «Качественное выполнение нашим предприятием заказа на строительство серии танкеров проекта RST 27 с опережением контрактных сроков дает заводу уверенность в получении новых масштабных контрактов. Уже в ближайшее время мы рассчитываем значительно расширить наш портфель. При этом полнокомплектное судостроение остается приоритетным направлением деятельности предприятия», — отметил в ходе торжественного митинга, посвященного спуску судна, генеральный директор ХСЗ Олег Федак.

Справка. Контракт на строительство трех полнокомплектных танкеров «река–море» был подписан между ХСЗ и мальтийской компанией SVL в 2011 г. Проект разработан Морским инженерным бюро (МИБ, г. Одесса). Габаритная длина судна — 140,85 м, ширина — 16,86 м, высота борта — 6 м. Вместимость шести грузовых танков и двух отстойных танков 8100 куб. м, дедейт в море — 6980 т при осадке 4,20 м, в реке при осадке 3,60 м — 5378 т, скорость в эксплуатации — 10 узлов.

При проектировании танкера учтены специальные требования нефтяных компаний, а также соблюдены дополнительные экологические ограничения класса Российского морского Регистра судоходства «ЭКО Проект» (ЕСО-S). Танкеры удовлетворяют габаритам Волго-Донского судоходного канала и Волго-Балтийского пути. Судна полностью соответствуют новым международным требованиям.



ПРИМЕНЕНИЕ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ОРБИТАЛЬНОЙ СВАРКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ЧЕХЛОВ НЕЙТРОННЫХ ИЗМЕРИТЕЛЬНЫХ КАНАЛОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

¹Н. М. МАХЛИН, ¹В. Е. ПОПОВ, ¹Н. С. ФЕДОРЕНКО, ¹А. В. БУРБА, ²В. М. ПЫШНЫЙ,
³В. А. ДЮКОВ, ³В. Б. ГОНТАРЕВ

¹ГП НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: techno@paton.kiev.ua

²ГП НАЭК «Энергоатом». 01032, г. Киев, ул. Ветрова, 3. E-mail: l.kuzmenko@direkcy.atom.gov.ua

³ОП «Энергоэффективность» ГП НАЭК «Энергоатом».

01032, г. Киев, ул. Л. Толстого, 59. E-mail: ee@eff.atom.gov.ua

До настоящего времени в Украину каналы нейтронные измерительные поступали, в основном, из-за рубежа. Поэтому задача совершенствования эксплуатационных характеристик и освоения отечественного производства таких каналов весьма актуальна. Рассмотрено применение автоматической орбитальной сварки неплавящимся электродом для получения сварных соединений элементов чехлов каналов нейтронных измерительных, являющихся важнейшими элементами систем внутриреакторных измерений ядерных энергетических установок. Приведены результаты отработки технологии автоматической сварки ТИГ и оптимальные режимы выполнения этих соединений с применением отечественных модернизированных автоматов для орбитальной сварки АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1, а также технические характеристики указанных автоматов. Описана методика сборки под сварку ТИГ элементов конструкции чехлов каналов нейтронных измерительных. Представлены данные испытаний сварных соединений неразрушающими методами контроля, механических испытаний, металлографических исследований, испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии. Показано, что применение разработанных технологий и оборудования позволит освоить отечественное производство каналов нейтронных измерительных. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 3.

Ключевые слова: автоматическая орбитальная сварка, каналы нейтронные измерительные, ядерные реакторы, стыко-замковые соединения, неплавящийся электрод

Основным направлением развития современных ядерных энергетических установок (ЯЭУ) является интенсификация ядерных и тепловых процессов путем увеличения плотности потока нейтронов, температуры и давления теплоносителя [1–3]. Одновременно с этим ставятся задачи по увеличению ресурса работы ЯЭУ и обеспечению мер безопасности и безаварийности, что обуславливает возрастание и усложнение требований к функциональной надежности и долговечности систем измерения, управления, защиты и контроля проектируемых, строящихся и находящихся в эксплуатации ядерных реакторов.

Наибольшее применение в мировой ядерной энергетике получили легководные реакторы на тепловых нейтронах (типа PWR и BWR), в которых в качестве и теплоносителя, и замедлителя используется вода. В настоящее время на долю энергоблоков с такими реакторами приходится не менее 87 % энергоблоков атомных электростанций (АЭС) всего мира [1, 2]. К реакторам типа PWR относятся также и корпусные водо-водяные энергетические реакторы (ВВЭР), находящиеся в эксплуатации на всех 15-ти энергоблоках четырех действующих АЭС Украины. Такие же реакторы

предполагается использовать и в будущем при создании новых энергоблоков украинских АЭС.

Оперативный контроль реактивности и энерговыделения по высоте и радиусу активной зоны в реакторах ВВЭР осуществляется системами внутриреакторных измерений, важнейшими элементами которых являются каналы нейтронные измерительные (КНИ), погружаемые в активную зону реактора (точки погружения располагают по поперечному сечению). Например, для наиболее распространенного реактора ВВЭР-1000 предусмотрено использование от 58 до 64 КНИ.

КНИ представляет собой наполненный гелием длинномерный (12,14 м) цилиндрический полый чехол, внутри погружаемой части которого устанавливаются 7 нейтронных и от 1 до 3 (в некоторых модификациях КНИ) температурных детекторов.

Конструктивно чехол КНИ состоит из хвостовика 1, гермопрохода 3 и двух переходных вставок 2 и 4, образующих монтажную часть, а также из корпуса 5, трубы (или двух труб) 6, 7 и наконечника 8, относящихся к погружаемой части чехла (рис. 1). Эти элементы чехла КНИ имеют различные наружные и внутренние диаметры и

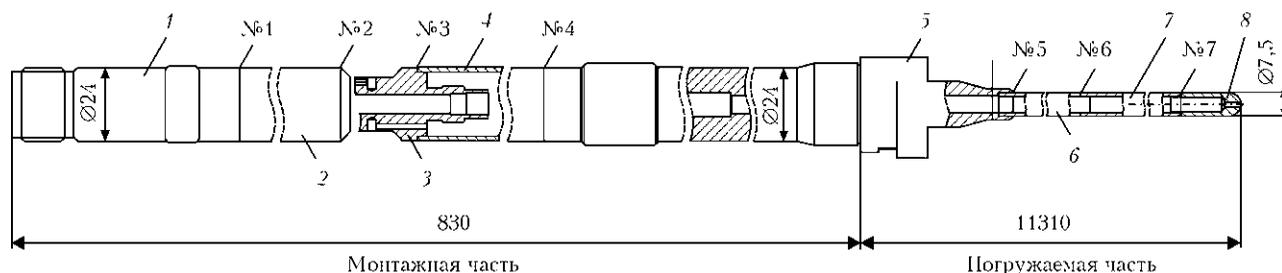


Рис. 1. Схема чехла КНИ: 1–8 — см. в тексте

объединяются в моноконструкцию чехла с помощью сварных соединений.

Характерной особенностью условий эксплуатации КНИ в реакторах ВВЭР-1000 является одновременное воздействие нейтронного облучения, а также высоких давления (15,7...17,7 МПа) и температуры (330...350 °С) внешней среды. Это предопределяет основные требования к конструкции чехла КНИ, его элементам и сварным соединениям: стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением; вакуумная плотность сварных соединений и их механическая прочность (усилие на разрыв, согласно существующим требованиям, — не менее 4905 Н или 500 кгс); срок службы КНИ — не менее 4-х лет (эксплуатационный ресурс — не менее 40 тыс. ч). Перечисленные требования обуславливают использование в качестве конструкционного материала чехла КНИ и всех его элементов хромоникелевой стали аустенитного класса 08X18Н10Т.

До настоящего времени в Украину КНИ поступали, в основном, из-за рубежа, поэтому задача совершенствования их эксплуатационных характеристик (прежде всего показателей надежности) и освоения отечественного производства таких каналов весьма актуальна.

Одним из возможных путей решения этой задачи является промышленное применение разработанной в ГП «Научно-инженерный центр сварки и контроля в отрасли атомной энергетики Украины» (НИЦ СКАЭ) Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины совместно с Обособленным подразделением «Энергоэффективность» ГП НАЭК «Энергоатом» (ОП «Энергоэффективность») технологии выполнения сварных соединений чехлов КНИ способом автоматической орбитальной сварки неповоротных стыков неплавящимся электродом в инертных газах (сварки GTAW) и технологической оснастки для осуществления этих процессов.

Обработку технологии сварки GTAW соединений элементов чехла КНИ производили с использованием разработанных в НИЦ СКАЭ, серийно выпускаемых модернизированных автоматов АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 для орбитальной сварки неповоротных стыков трубопро-

водов [4], основные технические характеристики которых приведены в табл. 1.

Автоматы АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 для орбитальной сварки выполнены на общей аппаратной базе: специализированный многофункциональный сварочный источник питания ИЦ 616 УЗ.1 чопперного типа, система управления, состоящая из блока контроллера ИЦ 616.20.00.000 и пульта управления выносного (пульта оператора) ИЦ 616.30.00.000, а также коллектор АДЦ 625.07.00.000. Отличаются автоматы друг от друга только головками сварочными накидного типа АДЦ 627.03.00.000 и АДЦ 625.03.00.000 соответственно.

Конструкция автоматов АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 при виде работы «Наладка» позволяет проводить настроечные операции (регулировка вылета неплавящегося электрода и его пространственная ориентация) перед началом процесса сварки, осуществлять выбор способа управления («Ручное» или «Автоматическое»), предварительно задавать значения всех основных параметров режима и цикла сварки.

При виде работы «Сварка» автоматы АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 обеспечивают заданные параметры цикла сварки в непрерывном режиме, режиме шагоимпульсной сварки или сварки модулированным током.

Одна из особенностей модернизированных автоматов АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 заключается в том, что система управления этих автоматов позволяет выполнять проходы дуги, следующие за первым полнокруговым, предварительно плавно регулировать и задавать (программировать) значения $(0,5...1,0)I_{св}$ и $(1,0...2,0)v_{св}$, где $I_{св}$ — сварочный ток, $v_{св}$ — скорость сварки, задаваемые для первого полнокругового прохода, что не только расширяет технологические возможности указанных автоматов, но и позволяет эффективно осуществлять процессы многопроходной сварки способом автоопрессовки или последовательного проплавления.

Пример циклограммы процесса сварки GTAW в непрерывном режиме при выполнении двух полнокруговых проходов дуги (использовали автомат АДЦ 625 УЗ.1) приведен на рис. 2.

Таблица 1. Основные технические характеристики автоматов АДЦ 625 УЗ.1 и АДЦ 627 УЗ.1

Параметр	АДЦ 627 УЗ.1	АДЦ 625 УЗ.1		
Диаметр свариваемых труб, мм	7...24	18...42		
Наименьшее межтрубное расстояние, мм	58	72		
Пределы регулирования сварочного тока, А:	8			
			260	
Пределы регулирования напряжения дуги, В	7...24			
Точность поддержания заданного значения сварочного тока при колебаниях напряжения питающей сети в пределах $\pm 15\%$ от номинального и возмущениях по длине дуги не более $\pm 2,5\text{мм}$ от заданного значения, %	$\pm 2,0$			
Точность поддержания заданного значения напряжения дуги, В	$\pm 0,20$	$\pm 0,15$		
Пределы регулирования скорости вращения планшайбы головки сварочной (скорости сварки), об/мин (м/ч)	0,3...10,8 (0,42...15,2; 1,36...48,80)	0,5...10,0 (1,7...33,9; 4,0...79,0)		
Количество полнокруговых проходов дуги	1...4			
Номинальный диаметр вольфрамового электрода (марки ВЛ, ВИ или ВТ), мм	1,6	2,0; 3,0		
Наибольшее радиальное перемещение горелки, мм	15	16		
Наибольшее перемещение горелки поперек стыка, мм	$\pm 1,0$	$\pm 5,0$		
Пределы регулирования длительности, с:	5...25			
			1...5	
			1...5	
			1...5	
Регулировка длины дуги	Механический копир	АРНД		

Следующей особенностью модернизированных автоматов АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 является то, что при полнокруговых проходах дуги больше двух система управления позволяет автоматически реверсировать направление вращения планшайбы головки сварочной по завершении либо каждого прохода (кроме последнего), либо первых двух проходов.

Кроме этого, модернизированным автоматам АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 присуща еще одна особенность — способность с точностью не хуже $\pm 2,5\%$ поддерживать в процессе сварки предварительно заданные значения параметров режима сварки, оказывающих наибольшее влияние на качество сварных соединений (сварочный ток, напряжение дуги, скорость сварки).

Отработку технологии сварки GTAW соединений элементов чехла КНИ выполняли с учетом опыта разработки подобных процессов и их промышленного применения при изготовлении поглощающих вставок контейнеров хранения отработанного ядерного топлива [5], а также ранее проведенных исследований в области физико-технологических основ сварки GTAW тонкостенных тел вращения [6, 7], в результате которых были определены основные факторы, влияющие на качество сварных соединений, установлены опре-

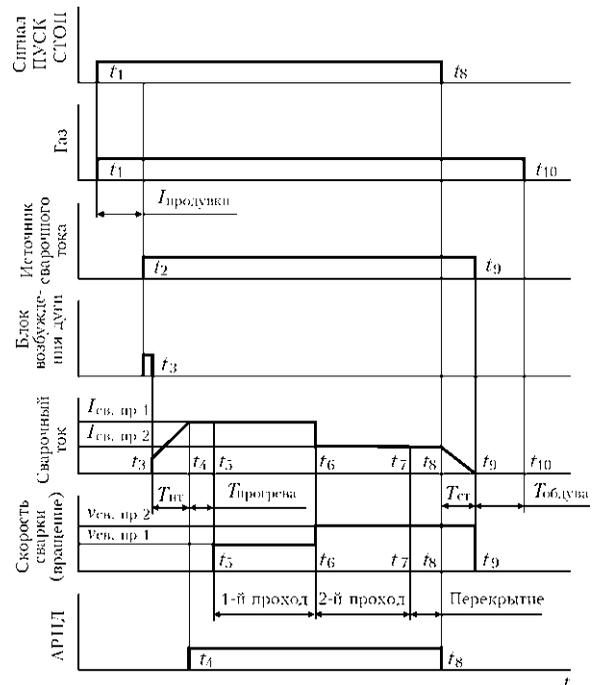


Рис. 2. Циклограмма процесса сварки GTAW: $T_{\text{продувки}}$ — интервал времени «газ до сварки»; $T_{\text{нт}}$ — длительность плавного нарастания сварочного тока; $T_{\text{прогр}}$ — интервал времени «прогрев»; $T_{\text{ст}}$ — длительность плавного спада сварочного тока («заварки кратера»); $T_{\text{обдува}}$ — интервал времени «газ после сварки»



Таблица 2. Схемы сборки соединений элементов чехла КНИ под сварку GTAW

Соединение	Вид соединения
Хвостовик 1 – вставка 2 (шов № 1)	
Вставка 2 – гермопроход 3 (шов № 2)	
Гермопроход 3 – вставка 4 (шов № 3)	
Вставка 4 – корпус 5 (шов № 4)	
Корпус 5 – труба 6 (шов № 5)	
Труба 6 – труба 7 (шов № 6)	
Труба 7 – наконечник 8 (шов № 7)	

деляющие параметры процесса сварки GTAW стыков тонкостенных труб, предложены пути определения областей режимов сварки, обеспечивающих высокое качество сварных швов [8], рекомендованы наиболее рациональные типы сварных соединений. Анализ результатов и рекомендаций этих исследований, накопленного опыта применения сварки GTAW тонкостенных изделий, конструктивных особенностей чехла КНИ и

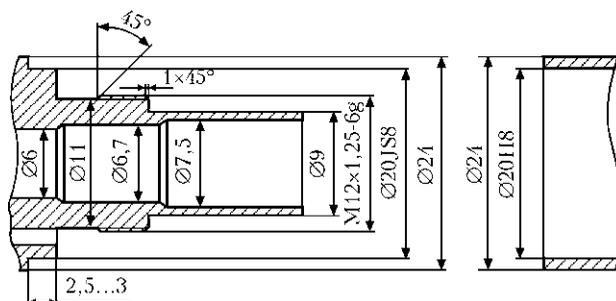


Рис. 3. Схема подготовки соединения элементов чехла КНИ (шов № 3) под сварку GTAW

его элементов, предъявляемых к ним требований позволил сделать вывод о том, что для изготовления чехла КНИ наиболее целесообразны соединения стыково-замкового типа. Исходя из этого, сварные соединения элементов чехла КНИ (см. рис. 1): хвостовика 1 со вставкой 2 (шов № 1), гермопрохода 3 со вставкой 2 (шов № 2) и вставкой 4 (шов № 3), вставки 4 с корпусом 5 (шов № 4), трубы 6 с трубой 7 (шов № 6) и трубы 7 с наконечником 8 (шов № 7) — обрабатывали как стыково-замковые, а соединение трубы 6 с корпусом 5 (шов № 5) — как нахлесточное соединение разнотолщинных деталей.

Области оптимальных значений параметров режимов сварки GTAW соединений чехла КНИ определяли путем выполнения нескольких серий опытных сварок на натурных образцах (макетах) элементов чехла КНИ. При подготовке к сварке все образцы подвергали обезжириванию, а сборку соединений под сварку производили согласно схемам, приведенным в табл. 2 и на рис. 3; при этом обеспечивалась плотная посадка (класс III, квалитет 8) сопрягаемых деталей.

Сварку соединений образцов элементов чехла КНИ выполняли с варьированием как основных параметров режима сварки (сварочного тока, напряжения и длины дуги, скорости сварки), так и параметров цикла сварки (интервалов времени «газ до сварки», «прогрев», «газ после сварки»; длительность плавного нарастания и спада сварочного тока), а также расхода инертного газа, в качестве которого применяли аргон, соответствующий ГОСТ 10157.

Для определения областей оптимальных значений параметров режимов сварки GTAW соединений труб между собой (шов № 6), трубы и наконечника (шов № 7) и трубы с корпусом (шов № 5) опытные сварки выполняли с использованием головки сварочной АДЦ 627.03.00.000. При этом сварку шва № 6 осуществляли с ориентацией оси неплавящегося электрода по нормали к продольной оси стыка, сварку швов № 7 и 5 — с некоторым смещением (до 0,5 мм) от оси стыка и наклоном неплавящегося электрода под углом 15° (относительно нормали) в сторону большего

Таблица 3. Основные параметры режимов и циклов однопроходной сварки GTAW соединений элементов чехла КНИ

Параметр	Соединения элементов чехла КНИ						
	Хвостовик-вставка (шов № 1)	Вставка-гермопроход (шов № 2)	Гермопроход-вставка (шов № 3)	Вставка-корпус (шов № 4)	Корпус-труба (шов № 5)	Труба-труба (шов № 6)	Труба-наконечник (шов № 7)
Диаметр вольфрамового электрода, мм	2,0				1,6		
Сварочный ток, А	65...80				25...28	11...15	18...20
Напряжение дуги, В	9,0...10,5						
Длина дуги, мм	1,0±0,1						
Скорость сварки, м/ч (об/мин)	22,60...31,65 (5,66...7,00)				12,0...14,3 (8,5...10,0)	11,0...15,0 (7,8...10,6)	12,0...14,3 (8,5...10,0)
Длительность, с:	продувки газа						
	5,0...10,0						
	плавного нарастания сварочного тока						
	1,0±0,2						
	«прогрева» места сварки						
0,8±0,1					0,70±0,05	0,40±0,05	0,60±0,05
спада сварочного тока							
4,0±0,5							
обдува газом							
8,0...18,0							
Расход защитного газа, л/мин	6,0...7,0						
Примечание. Марка вольфрамового электрода: ВТ, ВИ, ВЛ по ГОСТ 23949–80 или WT, WR, WR-2D фирмы «Abicor Binzel».							

теплоотвода в соответствии с рекомендациями в [5, 7].

При опытных сварках образцов остальных соединений чехла КНИ использовали головку сварочную АДЦ 625.03.00.000 с ориентацией оси неплавящегося электрода по нормали к продольной оси стыка.

Качество полученных в результате опытных сварок соединений оценивали методами неразрушающего контроля (визуально-измерительным контролем и контролем герметичности), а также путем механических испытаний, металлографических исследований, испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии (МКК). Визуально-измерительный контроль выполняли согласно действующей в отрасли атомной энергетики нормативной документации [9] при помощи микроскопа, лупы, бинокулярного микроскопа (увеличение 8...10) и соответствующих калибров. Контроль герметичности осуществляли с помощью масс-спектрометра и гелиевого течеискателя ПТИ-10 методом вакуумной камеры в соответствии с требованиями и методикой, приведенными в [10]. Механические испытания проводили по ГОСТ 1497 на машине испытательного типа ZDM-10 для стыко-замкового соединения чехла КНИ с наименьшим поперечным сечением по основному металлу (шов № 6). В результате механических испытаний было установлено, что усилие на разрыв для этого соединения при глубине проплавления 40...50 % составляет не менее

4807 Н (490 кгс), а при глубине проплавления 90...100 % — не менее 11380 Н (1160 кгс). Металлографические исследования выполняли на макрошлифах (вырезанных из полученных опытными сварками соединений) с использованием металлографического микроскопа при увеличении 50...100. При этом определяли глубину проплавления, наличие в металле шва таких дефектов, как неметаллические включения, поры, свищи и несплавления, структуру металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), размеры аустенитного зерна. Испытания на стойкость против МКК металла шва и ЗТВ проводили по методу АМУ (ГОСТ 6032).

Выполнение нескольких серий опытных сварок соединений элементов чехла КНИ, всесторонний контроль качества этих соединений и системный анализ полученных результатов позволили установить, что стабильно высокое качество сварных соединений элементов чехла КНИ достигается и при однопроходной сварке GTAW (значения основных параметров режимов и циклов сварки должны соответствовать приведенным в табл. 3). Также было установлено, что при выполнении сварки GTAW любого из указанных соединений необходимо обеспечивать поддув инертного газа (аргона) внутрь чехла. Был отработан и способ устранения таких видимых дефектов сварных швов, как частичные несплавления, одиночные поры, недопустимая неравномерность проплавления (вызванных, в основном, отступле-



ниями от требований к качеству подготовки и сборки деталей под сварку), заключающийся в осуществлении второго прохода дуги либо с более низким (по сравнению с первым проходом) значением сварочного тока, либо с более высокой скоростью сварки.

Кроме этого, следует отметить, что наличие в конструкции чехла КНИ соединения «труба-труба» (шов № 6) необязательно. Его выполнение необходимо только при отсутствии поставок цельной трубы.

Для обеспечения возможности осуществления сварки GTAW соединений элементов чехла КНИ (при определении областей оптимальных значений параметров режимов и циклов сварки) в ОП «Энергоэффективность» разработан комплект технологической оснастки. Там же в условиях, приближенных к производственным, на полномасштабных макетах (экспериментальных образцах) чехлов КНИ проведено опробование разработанных в НИЦ СКАЭ процессов сварки GTAW соединений элементов чехла КНИ, которое показало, что при использовании разработанных технологий достигается стабильно высокое качество сварных соединений.

Выводы

1. Разработана технология однопроходной сварки GTAW соединений тонкостенных разнотолщинных тел вращения малых диаметров с применением автоматов АДЦ 627 УЗ.1 и АДЦ 625 УЗ.1 для орбитальной сварки неплавящимся электродом, обеспечивающая выполнение высококачественных стыко-замковых соединений элементов чехлов КНИ.

2. Промышленное применение разработанной технологии сварки GTAW и средств технологического оснащения позволит изготавливать КНИ и подобные им изделия на отечественных предприятиях в необходимых для атомной энергетики объемах.

1. *Камерон И.* Ядерные реакторы / Пер. с англ. — М.: Энергоатомиздат, 1987. — 320 с.
2. *Широков С. В.* Физика ядерных реакторов: Навч. пос. — К.: Вища шк., 1993. — 288 с.
3. *Трофимов Н. А., Ланно В. В.* Измерение параметров теплофизических процессов в ядерной энергетике. — М.: Атомиздат, 1979. — 224 с.
4. Одно- и многопостовые системы для автоматической сварки неповоротных стыков трубопроводов атомных электростанций / Н. М. Махлин, А. Е. Коротынский, В. А. Богдановский и др. // Автомат. сварка. — 2011. — № 11. — С. 34–44.
5. Применение автоматической орбитальной сварки при изготовлении поглощающих вставок контейнеров хранения отработанного ядерного топлива / В. А. Богдановский, В. М. Гавва, Н. М. Махлин и др. // Там же. — № 12. — С. 41–45.
6. *Ищенко Ю. С.* Физико-технологические основы формирования швов в процессе дуговой сварки // Сварка в атомной промышленности и энергетике: Тр. НИКИМТ. — М.: ИздАТ, 2002. — Т.2. — С. 204–240.
7. *Букаров В. А.* Технология дуговой автоматической сварки в защитных газах // Там же. — Т.1. — С. 149–210.
8. *Полосков С. И., Букаров В. А., Ищенко Ю. С.* Влияние отклонений параметров режима аргодуговой сварки неповоротных стыков на качество сварных соединений // Сварка и смежные технологии: Сб. докл. Всерос. науч.-техн. конф., Москва, сент. 2000. — М.: МЭИ, 2000. — С. 22–25.
9. *Унифицированная методика контроля основных материалов (полуфабрикатов) сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭУ. Визуальный и измерительный контроль ПН АЭ Г-7-016–89 / Госатомнадзор СССР.* — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 4 с.
10. *Унифицированная методика контроля основных материалов (полуфабрикатов) сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭУ. Контроль герметичности. Газовые и жидкостные методы ПН АЭ Г-7-019–89 / Госатомнадзор СССР.* — Там же. — 34 с.

Поступила в редакцию 27.03.2013

НОВАЯ КНИГА

Сидорец В. Н., Пентегов И. В. Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 272 с.

Монография посвящена изложению результатов исследования фундаментальных свойств электрической дуги как нелинейного элемента электрических цепей. Описаны выявленные закономерности и механизмы возникновения детерминированного хаоса в этих цепях и сценарии его развития. Особое внимание уделено оригинальным математическим методам исследования нелинейных динамических систем. Все полученные результаты наглядны и достаточно подробно проиллюстрированы.

Рассчитана на широкий круг специалистов в областях теоретической электротехники и нелинейных динамических систем, может быть полезна ученым, аспирантам и студентам.



АВТОМАТИЧЕСКАЯ НАПЛАВКА ПОД ФЛЮСОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ПОПЕРЕЧНЫМИ ВЫСОКОЧАСТОТНЫМИ ПЕРЕМЕЩЕНИЯМИ ЭЛЕКТРОДА

Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО, С. В. ДРАГАН, И. В. СИМУТЕНКОВ

Национальный университет кораблестроения имени Адмирала Макарова.
54025, г. Николаев, просп. Героев Сталинграда, 9. E-mail: simutenkov@inbox.ru

Поперечные колебания электрода при автоматической наплавке под флюсом — один из путей уменьшения глубины проплавления и доли участия основного металла в наплавленном. Такие колебания могут быть созданы путем генерирования высокочастотных поперечных импульсных перемещений электродной проволоки с помощью специально разработанного электромеханического генератора. Цель настоящей работы — оценка влияния высокочастотных малоамплитудных поперечных импульсных перемещений электродной проволоки на геометрию наплавленного валика и производительность наплавочного процесса. Наплавку валиков выполняли на пластины из низкоуглеродистой конструкционной стали электродной проволокой Св-08А диаметром 2 мм под флюсом АН-348А. Импульсные перемещения электрода с частотой 0,25...5,0 кГц создавали вдоль направления наплавки. Установлено, что с увеличением частоты глубина проплавления основного металла и ширина валика уменьшаются, а высота валика увеличивается; при этом изменяется также производительность наплавки. Характер изменения указанных параметров зависит от режима импульсного воздействия на электродную проволоку — наличия или отсутствия резонанса. Наиболее существенное изменение геометрии наплавленного валика наблюдается в области частот первого резонанса (0,55...0,75 кГц): глубина проплавления и доля участия основного металла в наплавке снижаются в 3 раза. Максимальное увеличение производительности происходит в области второго резонанса (3,75...3,85 кГц), коэффициент расплавления электрода возрастает на 10...20 % по сравнению с наплавкой без импульсного воздействия. Библиогр. 10, рис. 4, табл. 1.

Ключевые слова: автоматическая дуговая наплавка, низкоуглеродистые конструкционные стали, высокочастотное импульсное перемещение, механический генератор, геометрия наплавленного валика

Ремонт изношенных деталей судовых машин и механизмов часто выполняют с помощью автоматической наплавки под флюсом (АНФ), которая наряду с высокой производительностью обеспечивает требуемое качество и однородность наплавленного слоя. Однако при этом возрастает глубина проплавления основного металла и доля его участия в наплавленном, последняя, как правило, составляет 30...50 % [1]. Снижение указанных отрицательных показателей технологии АНФ при сохранении высокой производительности процесса представляет собой актуальную задачу. Для ее решения используют различные методы воздействия на процессы переноса электродного металла через дугу или формирования сварочной ванны, позволяющие управлять геометрическими параметрами наплавленного валика, а следовательно, и долей участия основного металла в наплавленном слое (ДОМ). Наиболее распространенными являются электрический метод (импульсно-дуговая сварка), механический (вибродуговая наплавка) и магнитный [2, 3].

Следует отметить, что электрический метод предусматривает применение сложных и дорогих источников сварочного тока с программированием

параметров режима [4], магнитный — накладывает ограничения, связанные с магнитными свойствами и основного, и электродного металлов [5].

Перечисленные недостатки, по нашему мнению, не характерны для механического метода, отличающегося простотой реализации с использованием серийного сварочного оборудования. Известно, что импульсная подача электрода [6] или создание поперечных низкочастотных (до 150 Гц) колебаний электрода [7] повышают стабильность горения дуги, улучшают геометрию и структуру сварного шва. Высокочастотные (500...1000 Гц) малоамплитудные (около 130 мкм) поперечные импульсные перемещения электрода способствуют снижению глубины проплавления и ДОМ также при АНФ [8]. В последнем случае эффект достигается за счет периодического принудительного удаления жидкометаллической прослойки с торца электрода при вибрационном воздействии, позволяющем регулировать массу капель металла, переносимых через дугу.

Цель данной статьи — исследование влияния поперечного высокочастотного импульсного перемещения электрода на геометрические характеристики наплавленного валика и технологические характеристики процесса при однодуговой АНФ конструкционных сталей.

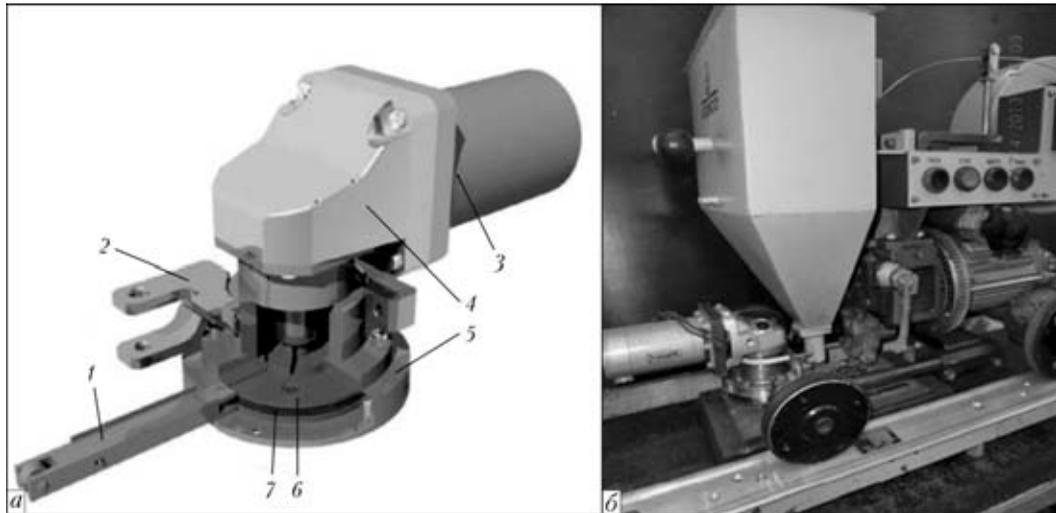


Рис. 1. Конструкция генератора высокочастотных импульсных перемещений электрода (а) и его установка на сварочном тракторе (б): 1 — ударник; 2 — крепежный кронштейн; 3 — электродвигатель; 4 — редуктор; 5 — корпус; 6 — приводная шайба; 7 — задающие ролики

Генератор поперечных высокочастотных перемещений электродной проволоки (ЭП) представляет собой электромеханический привод (рис. 1), легко монтируемый на сварочном тракторе с широким диапазоном регулирования частоты импульсного воздействия [8].

Импульсное воздействие на ЭП приводит к поперечным колебаниям ее торца в двух режимах — межрезонансном и резонансном. В области частот, близких к резонансу, амплитуда колебаний резко возрастает, вследствие чего геометрия наплавленного валика может существенно изменяться. Резонансную частоту, при которой частоты импульсного воздействия и собственных колебаний ЭП совпадают, можно представить в виде [9]

$$f_{ki} = \frac{d_3}{8\pi} \left(\frac{E}{\gamma} \right)^{0,5} \left(\frac{p_i}{l_B} \right)^2,$$

где d_3 , E , γ — соответственно диаметр, модуль упругости и плотность металла ЭП; l_B — длина вылета электрода; $p_i = kl_B$ — корни частотного уравнения, определяемые характером закрепле-

ния конца стержня, подверженного колебаниям, т. е. схемой закрепления ЭП в токоподводе; k — функция Крылова.

Наиболее часто применяемые в серийных сварочных тракторах для АНФ токоподводы условно можно объединить в две расчетные схемы, реализующие шарнирное (рис. 2, а) или жесткое (рис. 2, б) закрепление электрода. Значения первых двух корней частотного уравнения соответственно для схемы, представленной на рис. 2, а, равны: $p_1 = 3,9266$ и $p_2 = 7,0685$, для схемы на рис. 2, б $p_1 = 1,8751$ и $p_2 = 4,6941$ [10].

Управлять частотой резонанса согласно приведенному выше уравнению можно путем изменения длины вылета или характера закрепления электрода в токоподводе. Так, в диапазоне частот 100...1000 Гц резонансные колебания для электрода диаметром $d_3 = 2$ мм имеют место при длине вылета $l_B = 25...80$ мм, а для $d_3 = 5$ мм соответственно при $l_B = 40...150$ мм. При этом увеличение длины вылета и жесткости закрепления электрода в токоподводе приводит к снижению частоты резонанса.

Недостатком метода управления процессом переноса металла через дугу с использованием явления резонанса является дискретное изменение резонансных частот.

В межрезонансном режиме импульсного воздействия плавно регулировать амплитуду колебаний торца электрода в узком (1...3 мм) диапазоне также можно либо путем увеличения длины вылета l_B , либо уменьшения плеча h_y приложения силы $F(t)_{имп}$. Однако длина вылета электрода определяется, как правило, при выборе параметров режима наплавки и не может быть свободно изменена, а плечо h_y ограничивается величиной изгибающего момента, вызывающего пластическое деформирование ЭП [8].

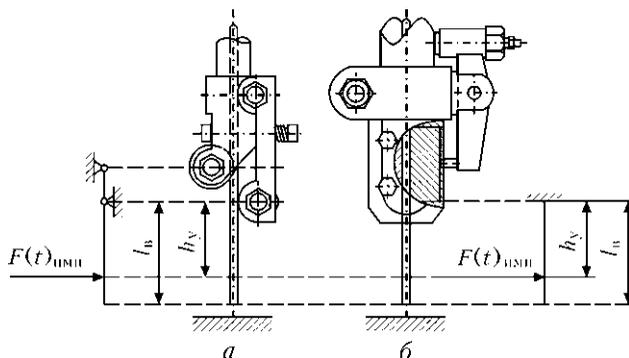


Рис. 2. Конструкции токоподводов и соответствующие им расчетные схемы приложения силы импульсного воздействия $F(t)_{имп}$ с непрерывной (а) и дискретной (б) компенсацией износа (h_y — плечо приложения силы $F(t)_{имп}$)

Достаточно просто управлять амплитудой колебания торца ЭП путем изменения частоты импульсного воздействия. По мере возрастания частоты повышается скорость и ускорение передаточного звена (ударника генератора), что приводит к увеличению инерционной составляющей усилия $F(t)_{\text{имп}}$.

Подтверждением этого предположения являются результаты специального экспериментального исследования. При проведении опытов длину следа, оставляемого на образце из пластичного материала, измеряли колеблющимся заостренным торцом ЭП. Установлено (рис. 3), что с увеличением частоты импульсного воздействия амплитуда колебаний возрастает по параболическому закону (штриховая кривая). При этом на частотах, близких к резонансу для данного вылета ЭП, наблюдается резкое увеличение амплитуды колебаний.

Амплитуду колебаний торца электрода можно регулировать двумя способами: ступенчато путем изменения массы ударника генератора или значения его перемещения в импульсе, а также плавно путем варьирования частоты вращения вала приводного электродвигателя.

Влияние поперечных высокочастотных импульсных перемещений электрода на геометрические характеристики наплавленного валика оценивали по результатам исследований, выполненных на экспериментальном стенде (см. рис. 1, б), оснащенном сварочным трактором КА-001 с генератором высокочастотных импульсных перемещений электрода и источником питания КИУ-501.

Наплавку валиков проводили ЭП Св-08А диаметром 2 мм под флюсом АН-348А на пластины толщиной 10 мм из низкоуглеродистой конструкционной стали Ст3сп. В опытах варьировали только частоту импульсного воздействия, оставляя прочие параметры режима сварки неизменными. Стабильность сварочного процесса, регистрируемого с помощью электронного USB-осциллографа IRIS, оценивали по осциллограммам напряжения на дуге. Геометрические параметры наплавленных валиков, площадь проплавления, наплавки и ДОМ определяли по макрошлифам.

Ниже представлены результаты, соответствующие импульсному воздействию на ЭП вдоль направления наплавки. Установлено, что с увеличением частоты импульсов ширина валика и глубина проплавления основного металла уменьшаются, а высота валика возрастает (рис. 4).

Характер изменения указанных параметров зависит от режима импульсного воздействия на ЭП — наличия или отсутствия резонанса. При резонансном режиме наблюдается «экстремальное» изменение геометрии валика с соответствующим изменением ДОМ (таблица).

Максимальный эффект достигнут на главном тоне (первый резонанс) колебательной системы

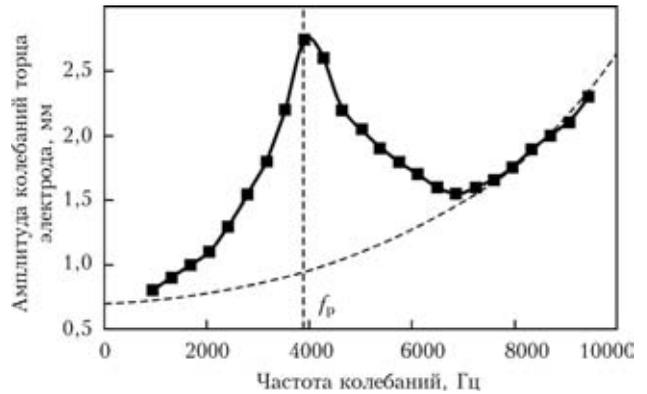


Рис. 3. Влияние частоты на амплитуду колебаний торца ЭП диаметром 2 мм (f_p — резонансная частота)

в диапазоне частот $f_{p1} = 560...750$ Гц. Это хорошо согласуется с резонансной частотой $f_p = 630$ Гц, рассчитанной по приведенному выше уравнению.

Межрезонансный режим колебаний приводит к плавному изменению геометрии валика. При увеличении частоты возрастает силовое воздействие капле электродного металла на сварочную ванну. Глубина проплавления и ДОМ за счет этого закономерно увеличиваются.

Высокочастотные импульсные перемещения электрода оказывают влияние и на производительность наплавки. Увеличение частоты и амплитуды способствует уменьшению толщины жидкометал-

Влияние частоты импульсных перемещений электрода при АНФ на формирование валика, ДОМ и коэффициент расплавления

Частота f , Гц	Макрошлиф наплавленного валика	ДОМ	K_p , г/(А·ч)
0		0,36	15,4
680 (f_{p1})		0,13	16,9
1295		0,30	15,0
3820 (f_{p2})		0,22	18,6
5800		0,25	16,1

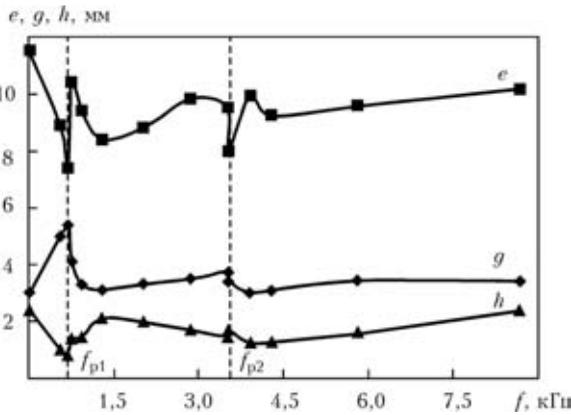


Рис. 4. Влияние частоты импульсных перемещений электрода на геометрические параметры наплавленного валика ($d_3 = 2$ мм; $I = 200$ А; $v_{св} = 19$ м/ч; $l_B = 48$ мм): ширину наплавленного валика e , высоту g и глубину проплавления основного металла h (f_{p1}, f_{p2} — резонансные частоты)

лической прослойки на торце ЭП, возрастанию как теплопередачи от дуги к электроду, так и коэффициента расплавления электрода. Так, при частоте первого обертона $f_{p2} = 3820$ Гц коэффициент расплавления превышает исходное значение более чем на 20 % (см. таблицу).

Выводы

1. Приложение высокочастотного механического импульсного воздействия на ЭП позволяет управлять процессом переноса металла, размерами наплавленного валика и производительностью процесса при АНФ.
2. Наибольшее влияние поперечные механические колебания ЭП оказывают в области резонансных частот: первого тона — на геометрические параметры наплавленного валика; второго тона — на производительность расплавления электрода.

3. При АНФ конструкционных сталей механическое импульсное воздействие на ЭП в диапазоне частот $f = 600 \dots 4000$ Гц позволяет снизить глубину проплавления и ДОМ в 3 раза, увеличить коэффициент расплавления электрода на 10...20%.

1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. *Найденов А. М.* Расчет скорости плавления электродной проволоки при механизированных способах дуговой сварки // Свароч. пр-во. — 1998. — № 6. — С. 10–14.
3. *Тарасов Н. М.* Энергетический расчет процесса отрыва капли электродного металла при воздействии импульса внешнего электромагнитного поля // Автомат. сварка. — 1984. — № 6. — С. 21–25.
4. *Лебедев В. А.* Аспекты выбора оборудования для электродуговой и автоматической сварки с импульсной подачей электродной проволоки // Свароч. пр-во. — 2008. — № 5. — С. 45–49.
5. *Размышляев А. Д., Миронова М. В.* Производительность плавления электродной проволоки при дуговой наплавке под флюсом с воздействием поперечного магнитного поля // Вісн. Донбас. держ. машинобуд. акад. — 2011. — № 1. — С. 142–147.
6. *Управление* процессом механизированной сварки в углекислом газе с использованием параметров переноса электродного металла / В. А. Лебедев, И. С. Кузьмин, В. Г. Новгородский, В. Г. Пичак // Свароч. пр-во. — 2002. — № 5. — С. 6–14.
7. *Алов А. А., Виноградов В. С.* Влияние вибрации электрода на процесс дуговой сварки и свойства швов // Там же. — 1958. — № 9. — С. 19–22.
8. *Драган С. В., Симутенков И. В.* Разработка устройства для управления геометрическими параметрами шва при автоматической наплавке под флюсом // Зб. наук. праць НУК. — 2011. — № 3. — С. 59–64.
9. *Физика* и техника мощного ультразвука. Т.3. Физические основы ультразвуковой технологии / Под ред. Л. Д. Розенберга. — М.: Наука, 1970. — 686 с.
10. *Физика* и техника мощного ультразвука. Т.1. Источники мощного ультразвука / Под ред. Л. Д. Розенберга. — М.: Наука, 1970. — 380 с.

Поступила в редакцию 04.02.2013

ООО «ФРУНЗЕ-ЭЛЕКТРОД». ПРОИЗВОДСТВО СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Электродным производством в составе ПАО «Сумское НПО им. М. В. Фрунзе» занимается ООО «Фрунзе-Электрод». История производства в целом охватывает период с 1930 г. по настоящее время. Высокие требования к качеству сварочных материалов, необходимость их соответствия международным стандартам всегда были предопределены номенклатурой выпускаемого объединением оборудования, работающего в экстремальных условиях: для химической промышленности, добычи нефти и газа, магистральных газопроводов, атомных электростанций и т. п.

Сегодня ООО «Фрунзе-Электрод» производит 53 марки сварочных электродов. Предприятие оснащено швейцарским оборудованием с замкнутым циклом производства и современной лабораторно-исследовательской базой, позволяющей проводить весь комплекс исследований и испытаний в соответствии с требованиями НТД на выпускаемую продукцию.

По желанию заказчика предприятие применяет вакуумную упаковку электрода в вакуумно-прочной полимерной упаковке.

ООО «Фрунзе-Электрод» готово рассмотреть и выполнить любой заказ на изготовление сварочных электродов с обеспечением всех требований по их испытаниям и гарантией высокого качества.

ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ МАРОК 10X9МФБА И 10X12М

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, Л. А. КРАВЧУК, Ю. А. АРХАНГЕЛЬСКИЙ, А. А. БОНДАРЕВ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние как режимов электронно-лучевой сварки жаропрочных сталей 10X12М и 10X9МФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм без предварительного подогрева, так и пространственного расположения электронного пучка относительно свариваемой детали на формирование сварных швов и склонность к образованию трещин. Установлено, что при электронно-лучевой сварке указанных жаропрочных сталей без предварительного подогрева устранение трещин и протяженных полостей достигается при скорости сварки не более 3 мм/с. Воспроизводимость качественных швов и формирование узких и глубоких швов с параллельными стенками литой зоны возможно путем применения технологических разверток электронного пучка по кругу и эллиптической траектории, а также расположения фокуса электронного пучка на уровне 2/3 толщины образца. При разработке технологии электронно-лучевой сварки жаропрочных сталей может быть рекомендован к применению неразрушающий метод ультразвукового контроля. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, жаропрочные стали, электронный пучок, схема сварки, погонная энергия, скорость сварки, фокусировка, дефекты, срединные трещины, лицевой и обратный валики шва

При изготовлении таких ответственных узлов в энергомашиностроении, как корпуса барабанов, паропроводы, диафрагмы, роторы, диски, лопатки турбин и других высоконагруженных деталей, широко применяются жаропрочные стали мартенситно-ферритного класса. Относясь к категории ограниченно свариваемых сталей, они требуют обязательного подогрева при дуговой сварке, так как склонны к подкалке с образованием мартенситных структур и трещин, а также последующего отпуска после нее. Оптимальные свойства эти стали получают в результате двойной термообработки нормализация + отпуск или закалка + отпуск и на сварку поступают обычно после окончательной термообработки.

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС), термический цикл которой из-за низкого значения погонной энергии отличается высокими скоростями нагрева и охлаждения, а также малым временем нахождения металла при высоких температурах, начинает занимать прочные позиции в энергомашиностроении. По сравнению с дуговой сваркой при ЭЛС уменьшаются размеры околошовной зоны и зоны термического влияния, а также сдерживается развитие структурных изменений и деформаций, что позволяет повысить механические характеристики сварных соединений. Использование вакуума при ЭЛС идеально защищает расплавленный металл от взаимодействия с окружающей средой, что способствует повышению качества сварных соединений.

В настоящей работе исследовано влияние режимов ЭЛС жаропрочных сталей марок 10X12М и 10X9МФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм без предварительного подогрева, а также пространственного расположения электронного пучка относительно свариваемой детали на формирование сварных швов и их склонность к образованию трещин. Необходимо отметить, что исследуемые стали (таблица) для получения умеренных уровней прочности основного металла поступали на сварку в различных термических состояниях:

— сплав 10X9МФБА подвергали процедуре нормализации + отпуск; при нормализации образцы нагревались до температуры 1040...1095 °С, затем следовала выдержка 72 мин и последующее охлаждение на воздухе; при отпуске образцы нагревались до температуры 770±10 °С, затем следовала выдержка 72 мин и последующее охлаждение на воздухе;

— сплав 10X12М подвергали процедуре закалки + отпуск; при закалке образцы нагревались до температуры 1050 °С с последующим охлаждением в масле; при отпуске образцы нагревались до температуры 720 °С с последующим охлаждением на воздухе.

Сварку образцов выполняли на установке УЛ-209М с энергетическим агрегатом ЭЛА-60/30, в состав которого входит электронная пушка с металлическим катодом и короткофокусной оптикой с током электронного пучка $I_{\text{п}} = 0...500$ мА. Склонность к образованию трещин определяли на



Химические составы исследуемых жаропрочных сталей, мас. %*

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Nb	Cu	Ni	Прочие
10X9МФБА	0,07...0,13	0,15...0,55	0,27...0,63	7,90...9,60	—	0,80...1,10	0,16...0,27	0,05...0,11	≤ 0,25	≤ 0,43	S Г 0,010 P ≤ 0,020
10X12М	0,1...0,15	≤ 0,50	Г 0,60	11,5...13,0	—	0,30...0,60	—	—	Г 0,30	0,30...0,60	S ≤ 0,030 P ≤ 0,030

* Дополнительные исследования по спектральному анализу выявили газы, мас. %: у сплава 10X9МФБА [O₂] ≤ 0,0037; [N₂] ≤ 0,0386; [H₂] ≤ 0,0009, а у сплава 10X12М — [O₂] ≤ 0,0033; [N₂] ≤ 0,0310; [H₂] ≤ 0,0008.

стыковых образцах размером 200×100 мм толщиной $\delta_M = 30$ мм. Контроль фокусировки электронного пучка на поверхности образца производили по четкости изображения на мониторе системы наблюдения «РАСТР» [1] и параллельно по яркости свечения круговой развертки пучка диаметром $d_{\text{круг}} = 5$ мм с током пучка $I_{\text{п}} \cong 10$ мА на медной массивной пластине. Узкие глубокие швы с параллельными стенками литой зоны получали путем заглупления фокуса электронного пучка в глубь образца, а также разверткой пучка по кругу или эллипсу, что обеспечивало угол сходимости пучка $\leq 5 \cdot 10^{-2}$ рад при рабочем расстоянии от нижнего торца электронной пушки до образца $l_{\text{раб}} = 200 \dots 250$ мм [2, 3]. Наличие дефектов формирования сварного соединения выявляли неразрушающим методом ультразвукового контроля и последующими металлографическими исследованиями. Все образцы исследуемых жаропрочных сталей для устранения остаточной намагниченности подвергали дополнительному размагничиванию на специальном стенде и поступали на сварку с уровнем намагниченности не более 0,5 Гс.

Вначале с целью получения гарантированного формирования сварного шва на исследуемых жаропрочных сталях толщиной $\delta_M = 30$ мм были выполнены сквозные проплавления по сплошному металлу по схеме в нижнем положении (вертикальный электронный пучок) при перемещении электронной пушки вдоль координаты X–X или Y–Y. В результате при изменении в широком диапазоне тока пучка $I_{\text{п}}$, тока фокусировки $I_{\text{ф}}$ и скорости сварки $v_{\text{св}}$ не удавалось сформировать бездефектный сварной шов: на лицевом валике образовывались нерегулярные занижения и подрезы шва, на обратном валике — волнообразное нерегулярное провисание металла шва.

Для исключения дефектов формирования сварного шва при сквозном проплавлении образцов толщиной $\delta_M = 30$ мм по схеме в нижнем положении была применена технологическая подкладка из свариваемого материала толщиной 8 мм. Значение тока пучка $I_{\text{п}}$ подбирали таким образом, чтобы в процессе сварки на технологической подкладке получить отдельные точечные проплавления (проколы). Как показали результаты сквозных

проплавлений, при сварке с технологической подкладкой лицевой валик на обеих исследуемых сталях формируется регулярно, без занижений и подрезов.

Склонность жаропрочных сталей 10X12М и 10X9МФБА к образованию трещин исследовали, выполнив ряд сквозных проплавлений по сплошному металлу толщиной $\delta_M = 30$ мм, по схеме в нижнем положении с технологической подкладкой при скоростях сварки 3, 6, 9, 12 мм/с. Режим проплавления образцов для обеих исследуемых сталей на каждой выбранной скорости сварки $v_{\text{св}}$ не изменяли. Ток фокусировки $I_{\text{ф}}$ устанавливали таким образом, чтобы фокус электронного пучка находился ниже поверхности образца на уровне 2/3 толщины образца; для данного случая значение недофокусировки электронного пучка от значения тока фокусировки на поверхности образца соответствует $-\Delta I_{\text{ф}} = 15$ мА. При рабочем расстоянии $l_{\text{раб}} = 200$ мм технологическая развертка электронного пучка по кругу частотой $f_{\text{вр}} = 500$ Гц составила $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм.

Ультразвуковой контроль и металлографические исследования сварных соединений на образцах толщиной $\delta_M = 30$ мм показали, что жаропрочная сталь 10X12М не склонна к образованию трещин при скорости сварки в диапазоне $v_{\text{св}} = 3 \dots 6$ мм/с; лишь при $v_{\text{св}} = 9$ и 12 мм/с примерно на половине глубины проплавления обнаружен макродефект в виде срединной трещины длиной около 3 мм и шириной 0,05 мм. Как видно из рис. 1, по мере повышения скорости сварки конфигурация сварного шва изменяется: ширина лицевого валика шва уменьшается, поперечное сечение из конического приближается к цилиндрическому. Лицевой валик шва на всех скоростях сварки формируется с превышением, подрезы по краям шва отсутствуют. Обнаруженная срединная трещина приведенных выше размеров была выявлена неразрушающим методом ультразвукового контроля.

В отличие от жаропрочной стали 10X12М совсем другие результаты по склонности к образованию трещин получены при ЭЛС образцов стали 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм по схеме в нижнем положении с технологической подкладкой. Как показали металлографические исследо-

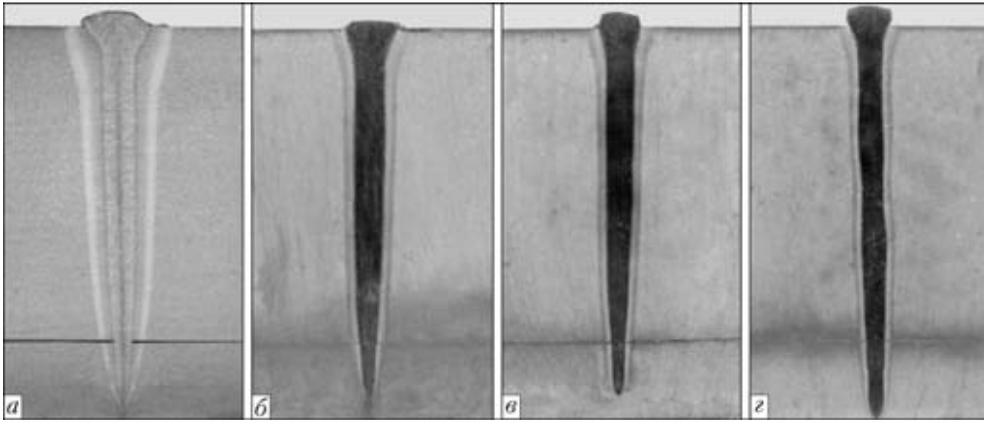


Рис. 1. Макроструктура ($\times 1,5$) сварных соединений сплава 10X12M толщиной $\delta_M = 30$ мм в нижнем положении ($U_{\text{вск}} = 60$ кВ, $I_{\text{ф}} = 630$ мА, $-\Delta I_{\text{ф}} = 15$ мА, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм, $l_{\text{раб}} = 200$ мм): а — $v_{\text{св}} = 3$ мм/с, $I_{\text{п}} = 128$ мА; б — $v_{\text{св}} = 6$ мм/с, $I_{\text{п}} = 184$ мА; в — $v_{\text{св}} = 9$ мм/с, $I_{\text{п}} = 236$ мА; з — $v_{\text{св}} = 12$ мм/с, $I_{\text{п}} = 310$ мА

вания сварных соединений, трещины отсутствуют на скорости сварки $v_{\text{св}} = 3$ мм/с (рис. 2, а); на скорости сварки $v_{\text{св}} = 6, 9$ и 12 мм/с обнаружены дефекты в виде срединных трещин, распространяющихся вертикально по оси шва от усиления к корню (рис. 2, б–з). Геометрические размеры срединных трещин в верхней и корневой части шва практически аналогичны дефектам на стали 10X12M.

Таким образом, на основании полученных результатов по сквозному проплавлению образцов толщиной $\delta_M = 30$ мм можно заключить, что с повышением скорости сварки возрастает склонность к образованию трещин на исследуемых жаропрочных сталях 10X9МФБА и 10X12M, а это в свою очередь подтверждает объяснение, что с увеличением скорости сварки происходит повышение как сварочных напряжений, так и темпа нарастания внутренних деформаций при сварке. Иными словами, при увеличении скорости сварки происходит более быстрая кристаллизация металла шва, что приводит к повышению темпа нарастания деформаций [4, 5]. Поэтому с большой достоверностью можно рекомендовать для практического

применения при ЭЛС жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм скорость сварки не более $v_{\text{св}} = 3$ мм/с.

По результатам сквозных проплавлений образцов жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм по схеме в нижнем положении с технологической подкладкой (рис. 1, 2) были построены зависимости погонной энергии при ЭЛС и ширины лицевого валика шва от скорости сварки. Как показано на рис. 3, при увеличении скорости сварки в диапазоне $v_{\text{св}} = 3 \dots 12$ мм/с значения погонной энергии q/v и ширины лицевого валика шва B уменьшаются нелинейно по гиперболическому закону $(1/v_{\text{св}})^{1/3}$: $q/v = 2,56$ кДж/мм и $B = 5,8$ мм при $v_{\text{св}} = 3$ мм/с до $q/v = 1,55$ кДж/мм и $B = 3,5$ мм при $v_{\text{св}} = 12$ мм/с, т. е. в 1,66 раза. При скорости сварки $v_{\text{св}} = 6$ мм/с значение погонной энергии составило 1,84 кДж/мм, а ширина лицевого валика шва — $B = 4,5$ мм.

Можно отказаться от технологических подкладок, обеспечив бездефектное формирование сварного шва при сквозном проплавлении, при переходе на схему ЭЛС горизонтальным электронным пучком и перемещении электронной пушки в гори-

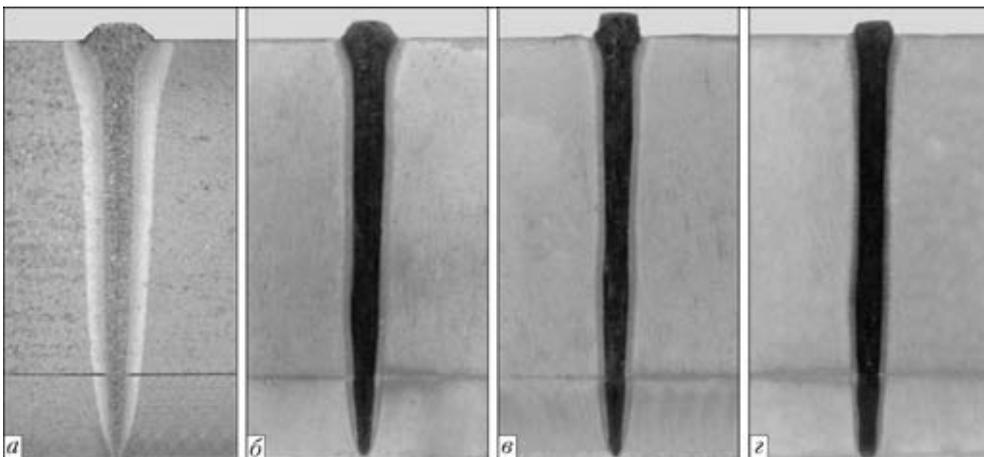


Рис. 2. Макроструктура ($\times 1,5$) сварных соединений сплава 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм в нижнем положении ($U_{\text{вск}} = 60$ кВ, $I_{\text{ф}} = 630$ мА, $-\Delta I_{\text{ф}} = 15$ мА, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм, $l_{\text{раб}} = 200$ мм): а — $v_{\text{св}} = 3$ мм/с, $I_{\text{п}} = 128$ мА; б — $v_{\text{св}} = 6$ мм/с, $I_{\text{п}} = 184$ мА; в — $v_{\text{св}} = 9$ мм/с, $I_{\text{п}} = 236$ мА; з — $v_{\text{св}} = 12$ мм/с, $I_{\text{п}} = 310$ мА

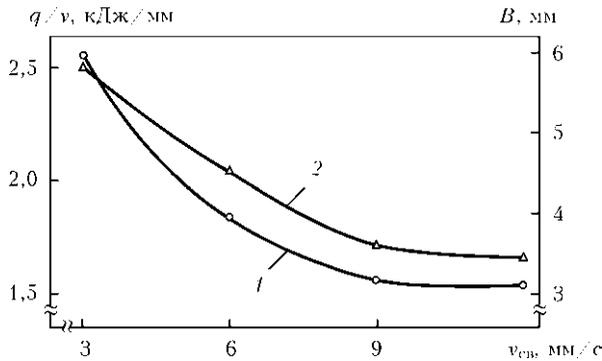


Рис. 3. Зависимость погонной энергии (1) и ширины лицевого валика шва (2) от скорости сварки жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм в нижнем положении при $U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $-\Delta I_{\phi} = 15$ мА, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм, $l_{\text{раб}} = 200$ мм

горизонтальной плоскости по координате X-X или Y-Y. Этот прием оказался наиболее надежным и эффективным, позволяющим исключить корневые дефекты, свести к минимуму угловые деформации, уменьшить вероятность образования пор и протяженных полостей благодаря улучшению условий дегазации металла сварочной ванны.

Первые сквозные проплавления образцов жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм горизонтальным электронным пучком

показали, что направление силы тяжести жидкого металла сварочной ванны не существенно влияет на выбор мощности электронного пучка по сравнению с аналогичными режимами сварки в нижнем положении. В связи с этим и с учетом рекомендаций [6] были выполнены сквозные проплавления образцов исследуемых жаропрочных сталей толщиной 30 мм с гарантированным формированием лицевого и обратного валиков шва при различных положениях фокуса электронного пучка относительно поверхности образца. Как показано на рис. 4 и 5, лицевые и обратные валики швов на обеих жаропрочных сталях формируются стабильно и регулярно без занижений и вытекания металла шва во всем диапазоне недофокусировки $-\Delta I_{\phi} = 13...25$ мА (фокус электронного пучка заглублен внутрь образца), подрезов и видимых дефектов не наблюдается. Следует отметить, что при сварке жаропрочной стали 10X12M имеет место сильное разбрызгивание металла шва с лицевой стороны в отличие от жаропрочной стали 10X9МФБА, где процесс ЭЛС идет значительно спокойнее.

По результатам сквозных проплавлений образцов жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм горизонтальным электронным

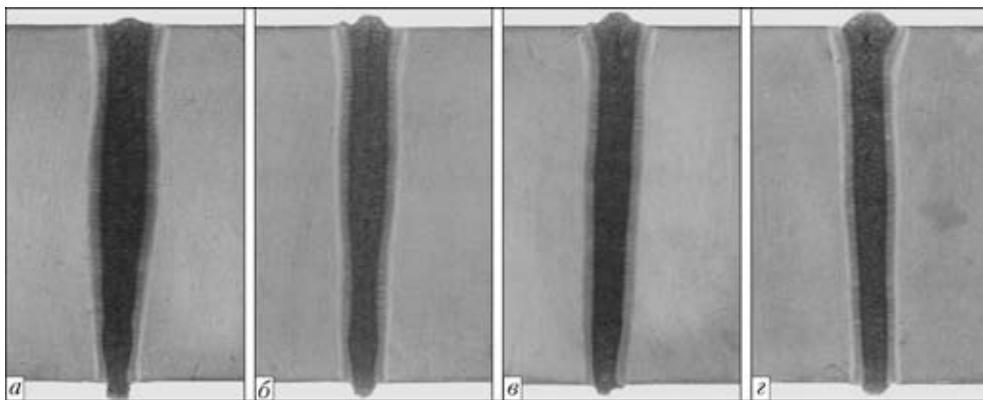


Рис. 4. Макроструктура ($\times 2$) сварных соединений сплава 10X12M толщиной $\delta_M = 30$ мм при сварке горизонтальным пучком ($U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 198$ мА, $v_{\text{св}} = 61$ мм/с, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм/с, $l_{\text{раб}} = 200$ мм): а-г — соответственно $-\Delta I_{\phi} = 25, 21, 17, 13$ мА

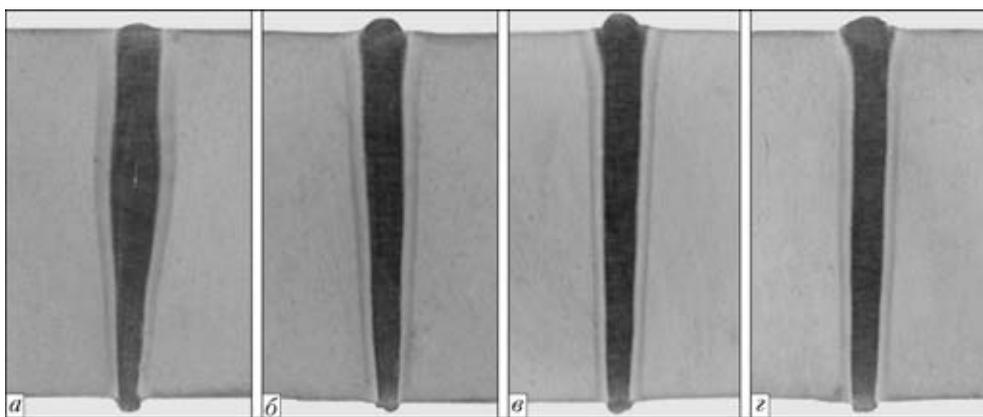


Рис. 5. Макроструктура ($\times 2$) сварных соединений сплава 10X9МФБА толщиной $\delta_M = 30$ мм при сварке горизонтальным пучком ($U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 198$ мА, $v_{\text{св}} = 6$ мм/с, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм/с, $l_{\text{раб}} = 200$ мм): а-г — соответственно $-\Delta I_{\phi} = 25, 21, 17, 13$ мА

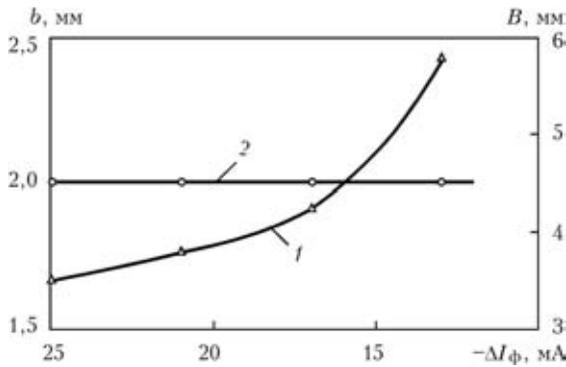


Рис. 6. Зависимость ширины лицевого (1) и обратного (2) валиков шва от заглубления фокуса электронного пучка при ЭЛС горизонтальным пучком жаростойких сталей 10X12M и 10X9MФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм ($U_{\text{вск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 198$ мА, $v_{\text{св}} = 6$ мм/с, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм, $l_{\text{раб}} = 200$ мм)

ным пучком и на основе анализа поперечных макрошлифов сварных соединений, приведенных на рис. 4, 5, были построены зависимости ширины лицевого и обратного валиков от заглубления фокуса электронного пучка внутрь образца $-\Delta I_{\phi}$ при $q/v = 1,98$ кДж/мм. Как показано на рис. 6, ширина обратного валика шва во всем диапазоне $-\Delta I_{\phi} = 13...25$ мА остается практически постоянной и составляет $b \cong 2$ мм, в то время как ширина лицевого валика шва с увеличением заглубления фокуса электронного пучка внутрь образца уменьшается нелинейно: до $-\Delta I_{\phi} = 17$ мА идет резкое уменьшение B , затем до $-\Delta I_{\phi} = 25$ мА уменьшение параметра B замедляется.

Металлографические исследования, проведенные на сварных соединениях жаропрочных сталей 10X12M и 10X9MФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм при ЭЛС горизонтальным электронным пучком, позволили установить, что положение фокуса пучка относительно поверхности образца влияет не только на форму сварного шва, но и может привести к образованию трещин. Как показано на рис. 4, а и 5, а, при большом заглублении фокуса электронного пучка в глубь образца в области половины глубины проплавления на обеих жаропрочных сталях образуются локальные уширения шва и срединные трещины в них длиной до

10 мм. С уменьшением тока недофокусировки $-\Delta I_{\phi}$ локальные уширения шва устраняются, а при $-\Delta I_{\phi} = (13...17)$ мА форма шва из конической приближается к цилиндрической.

Выводы

1. Формирование швов со сквозным проплавлением жаропрочных сталей 10X12M и 10X9MФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм достигается при переходе на схему ЭЛС горизонтальным электронным пучком и перемещением электронной пушки в горизонтальной плоскости.

2. При ЭЛС жаропрочных сталей 10X12M и 10X9MФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм без предварительного подогрева устранение трещин достигается при скорости сварки не более 3 мм/с.

3. Применение технологических разверток электронного пучка по круговой и эллиптической траектории и расположение фокуса электронного пучка на уровне 2/3 толщины образца обеспечивает воспроизводимость качественных швов, а также формирование узких и глубоких швов с параллельными стенками литой зоны.

1. *Наблюдение* процесса электронно-лучевой сварки и автоматическое слежение за стыком / О. К. Назаренко, В. И. Шаповал, Г. А. Лоскутов и др. // Автомат. сварка. 1993. — № 5. — С. 35–38.
2. *Sayegh G.* State of the art of high energy density beam welding: Houdremont lecture. — Tokyo: IW, 1986. — 41 p.
3. *Fritz D.* Electron beam welding of today // II Междунар. конф. по электронно-лучевым технологиям «ЭЛТ-88», Варна, 31 мая – 4 июня 1988 г. — Варна, 1988. — С. 1048–1063.
4. *Морочко В. П., Сорокин Л. И., Зорин Н. Я.* Влияние режима электронно-лучевой сварки на форму шва и свойства сварных соединений жаропрочных сплавов толщиной 10...15 мм // Свароч. пр-во. — 1975. — № 6. — С. 32–36.
5. *Effects of welding parameters and prevention of defects in deep penetration EBW of heavy section steel* / T. Shida, H. Kita, H. Okamura, Y. Kawada. — S.l., S.a. — (Intern. Inst. of Welding; IW-IV-239-78).
6. *Исследование заглубления фокуса луча в образцах из титана на стабильность формирования шва при ЭЛС* / В. Р. Петренко, Н. А. Ольшанский, А. П. Лопатко, Г. С. Расплетин // Докл. II Всесоюз. конф. «Актуальные проблемы сварки цветных металлов». — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 223–226.

Поступила в редакцию 25.03.2013



ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА УГЛЕРОДИСТЫХ И ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ МЕТАЛЛА ПО МЕТАЛЛУ

В. Д. КУЗНЕЦОВ¹, Д. В. СТЕПАНОВ¹, В. А. МАКОВЕЙ¹, Я. П. ЧЕРНЯК²

¹ НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, ул. Дашавская, 6/2. E-mail: v.kuznetsov@kpi.ua

² ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Детали, подверженные интенсивному изнашиванию, изготавливают из средне- и высокоуглеродистых нелегированных или низколегированных конструкционных сталей. Повышенное содержание углерода обеспечивает высокую твердость и прочность материалов, однако из-за низкого легирования их износостойкость находится на относительно невысоком уровне. При этом высокое содержание углерода значительно усложняет технологию восстановления указанных деталей из-за опасности возникновения холодных трещин при дуговой наплавке. Для восстановления деталей такого типа целесообразно применять материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла со структурой метастабильного аустенита. Подобную структуру можно получить при использовании для наплавки материалов, легированных хромом и марганцем. Предварительный наклеп или наклеп непосредственно в процессе эксплуатации приводит к распаду метастабильного аустенита и увеличению твердости и износостойкости наплавленного металла. Целью работы было исследование износостойкости наплавленного металла хромо-марганцевого класса в условиях сухого трения скольжения металла по металлу. Исследована износостойкость наплавленного металла различных систем легирования. Показано, что корреляция между твердостью и износостойкостью проявляется не во всех случаях как для углеродистых, так и аустенитных материалов. Установлено, что значительное влияние на износостойкость оказывает структура наплавленного металла. Показано, что материалы со структурой метастабильного аустенита по износостойкости превосходят углеродистые стали и являются более предпочтительными при восстановлении деталей из конструкционных средне- и высокоуглеродистых сталей. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 3.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавочные материалы, трение скольжения, износостойкость, структура, твердость

Значительное количество деталей машин и механизмов, используемых в различных отраслях промышленности, изнашивается в результате сухого трения скольжения металла по металлу. Восстанавливают многие из них различными способами наплавки [1–4].

Как правило, такие детали изготавливают из средне- и высокоуглеродистых нелегированных или низколегированных конструкционных сталей. Повышенное содержание углерода обеспечивает высокую твердость и прочность материалов, однако из-за невысокого легирования их износостойкость находится на относительно невысоком уровне. Кроме этого, при содержании углерода более 0,5 % значительно усложняется технология восстановления деталей из указанных сталей способами наплавки, что связано с образованием закалочных структур и появлением холодных трещин в металле околшовной зоны.

Появления трещин можно избежать, применяя специальные технологические меры, такие как подогрев наплавляемой детали до 300...400 °С с

последующим замедленным охлаждением после наплавки.

Хороший эффект с точки зрения трещиностойкости дает применение материалов, обеспечивающих получение наплавленного металла с аустенитной структурой. Однако износостойкость наплавленного металла этого типа в условиях сухого трения скольжения металла по металлу находится на низком уровне, а цена материалов для наплавки такого типа достаточно высока и их применение экономически не всегда оправдано.

Более целесообразно для восстановления деталей такого типа применять материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла со структурой метастабильного аустенита. Подобную структуру можно получить при использовании материалов для наплавки, легированных хромом и марганцем. Предварительный наклеп или наклеп непосредственно в процессе эксплуатации приводит к распаду метастабильного аустенита, а также увеличению твердости и износостойкости наплавленного металла.

Цель данной работы — исследование износостойкости наплавленного металла с различным содержанием хрома и марганца в условиях сухого

Химический состав наплавленного металла, мас. %

Тип наплавленного металла	C	Cr	Mn	Ni	Si	Mo	V	Ti	Cu
У7	0,70	—	0,89	—	0,25	—	—	—	—
30Х5Г5	0,27	4,50	5,00	—	0,20	—	—	—	—
10Х10Г10	0,11	11,0	10,0	—	—	—	—	0,8	—
60Х20Г9Н2МД	0,62	20,8	9,00	2,0	0,55	0,5	—	—	0,17
20Х13Г6Н6МФД	0,22	13,0	5,80	6,0	0,60	1,4	0,4	—	0,90
50Г11М	0,50	0,20	11,0	—	0,80	0,3	—	—	—

трения скольжения металла по металлу. Химический состав исследованных типов наплавленного металла приведен в таблице. В качестве эталона использовали образцы наплавленного металла типа высокоуглеродистой стали У7. Для сравнения, кроме хромомарганцевого наплавленного металла различного состава, исследовали также наплавленный металл, легированный практически одним марганцем.

Исследование износостойкости наплавленного металла проводили на машине трения типа М-22 по схеме «вал-колодка». Использовали образцы длиной 20 и толщиной 10 мм с цилиндрическим пазом в виде сегмента радиусом 20 и хордой 20 мм.

В качестве контртела использовали диск диаметром 40 мм, изготовленный из стали У7 твердостью *НВ* 300...350.

Условия проведения испытаний: давление на образец $p = 0,5 \pm 0,1$ МПа; скорость трения $v = 3 \pm 0,25$ м/с; температура $T = 60 \pm 20$ °С; продолжительность $t = 1$ ч.

Образцы взвешивали на лабораторных весах с погрешностью 0,0001 г. Износ по массе Δm определяли как разницу значений массы образца до и после испытаний. Замеряли также твердость наплавленного металла. Результаты исследований приведены на рис. 1.

Структуру наплавленного металла идентифицировали по результатам металлографического анализа (рис. 2). Получение структур заданного типа осуществляли подбором химического состава материалов для наплавки и погонными энергиями наплавки. При наплавке аустенитных материалов использовали рекомендации, приведенные в работе [5].

Результаты испытаний показали (рис. 1), что отсутствует прямая связь между твердостью и износостойкостью исследованных типов наплавленного металла.

Так, например, типы наплавленного металла У7, 30Х5Г5 и 50Г11М имеют примерно одинаковые показатели износа ($\Delta m = 0,11...0,12$ г), но значительно отличаются по твердости: 50Г11М — *НВ* 180; У7 — *НRC* 35; 30Х5Г5 — *НRC* 42. С другой стороны, типы наплавленного металла

20Х13Г6Н6МФД и 50Г11М имеют примерно одинаковую твердость — *НВ* 150...180, но значительно отличаются по износу — $\Delta m = 0,062$ и 0,115 г соответственно.

По-видимому, значительное влияние на износостойкость оказывает структура наплавленного металла. Минимальный износ имел высоколегированный наплавленный металл 60Х20Г9Н2МД с аустенитно-мартенситной структурой (рис. 2, *з*) и достаточно высокой твердостью *НRC* 30. Наплавленный металл 10Х10Г10, а также 20Х13Г6Н6МФД и 50Г11М, имеющий метастабильную аустенитную структуру (рис. 2, *в, д, е*), по сопротивлению изнашиванию ему несколько уступал. Очевидно, условия испытаний на изнашивание (при относительно небольшой нагрузке) не позволили в полной мере реализовать возможность наклепа этих материалов. Тем не менее, износостойкость наплавленного металла 10Х10Г10 и 20Х13Г6Н6МФД достаточно высока и значительно превосходит более твердые материалы У7 и 30Х5Г5.

Из исследованных материалов, обладающих максимальной износостойкостью (10Х10Г10, 60Х20Г9Н2МД, 20Х13Г6Н6МФД) предпочтение, на наш взгляд, следует отдать первому из них, не содержащему дорогостоящих легирующих эле-

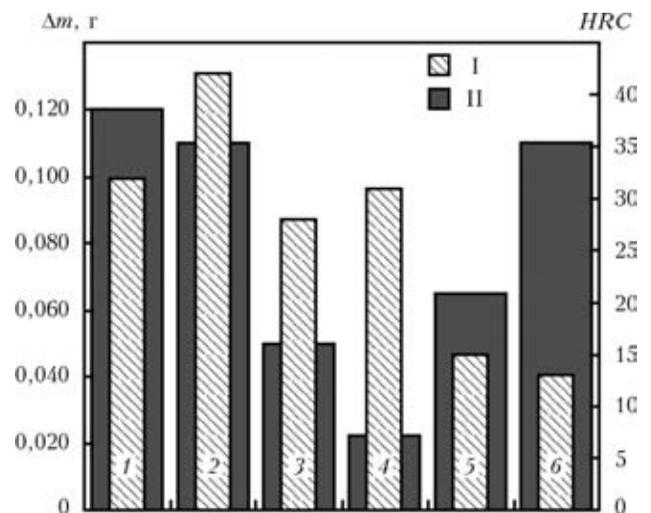


Рис. 1. Износ по массе (I) и твердость (II) наплавленного металла: 1 — У7; 2 — 30Х5Г5; 3 — 10Х10Г10; 4 — 60Х20Г9Н2МД; 5 — 20Х13Г6Н6МФД; 6 — 50Г11М

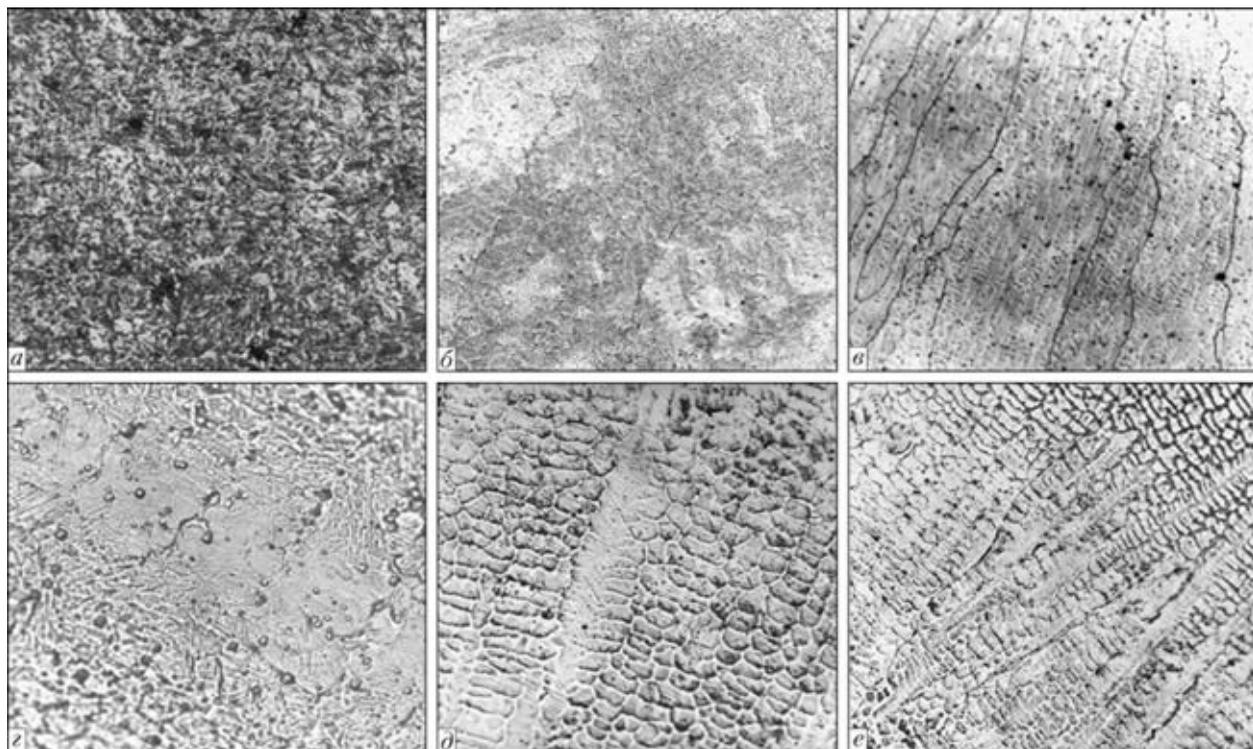


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) наплавленного металла: *a* — У7; *б* — 30Х5Г5; *в* — 10Х10Г10; *г* — 60Х20Г9Н2МД; *д* — 20Х13Г6Н6МФД; *е* — 50Г11М

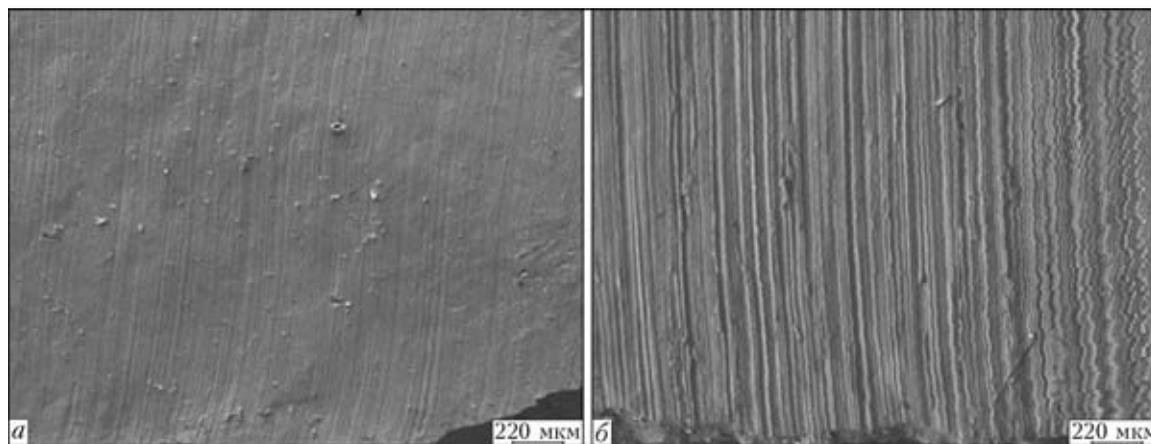


Рис. 3. Фрактограммы поверхностей трения после изнашивания наплавленного металла образцов: *a* — 10Х10Г10; *б* — 30Х5Г5

ментов и обладающему достаточно высокой износостойкостью.

Следует отметить, что полученные данные хорошо согласуются с результатами работы [6] по исследованиям износостойкости стали У7 и наплавленного металла ферритного и аустенитного классов.

После испытаний на износостойкость изучены фрактограммы поверхностей трения образцов наплавленного металла (рис. 3) и установлено, что у образца 10Х10Г10, имеющего структуру метастабильного аустенита (рис. 2, *в*), поверхность трения имеет однородный рельеф без следов выкрашивания и характерной бороздчатой структуры (рис. 3, *а*).

У образца 30Х5Г5, имеющего мартенситно-сорбитную структуру с остаточным аустенитом (рис. 2, *б*), наоборот, характерным морфологическим признаком поверхности трения является бороздчатая структура (рис. 3, *б*), которая образуется в результате пластического оттеснения материала с поверхности трения частицами продуктов изнашивания. Геометрические размеры бороздок меняются в широких пределах, что свидетельствует о неоднородности структуры и, соответственно, различном сопротивлении изнашиванию структурных составляющих рассматриваемого типа наплавленного металла.

Выводы

1. Исследована износостойкость и микроструктура наплавленного металла различных типов. Показано, что наилучшую износостойкость имеет наплавленный металл со структурой метастабильного аустенита. Предварительный наклеп или наклеп в процессе эксплуатации с повышенными механическими нагрузками приводит к распаду метастабильного аустенита и увеличению твердости и износостойкости наплавленного металла.

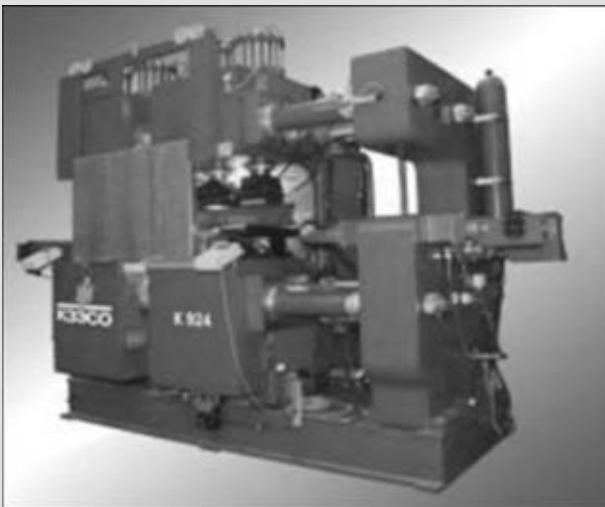
2. Из исследованных типов наплавленного металла различных систем легирования оптимальное сочетание свойств имеет наплавленный металл 10X10Г10.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
2. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
3. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Там же, 2004. — 160 с.
4. Электрошлаковая наплавка / Ю. М. Кусков, В. Н. Скороходов, И. А. Рябцев, И. С. Сарычев. — М.: Наука и технологии, 2001. — 179 с.
5. Влияние погонной энергии на образование отколов в ЗТВ высокоуглеродистой стали М76 при наплавке аустенитными проволоками. / В. К. Каленский, Я. П. Черняк, В. Г. Васильев, Т. Г. Соломийчук // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 11–14.
6. Черняк Я. П. Сравнительная оценка износостойкости электродных материалов, применяемых для восстановления трамвайных рельсов // Там же. — 2007. — № 12 — С. 41–43.

Поступила в редакцию 21.03.2013

НОВОСТИ КЗЭСО

В цехе путевой техники компании КЗЭСО прошли успешные испытания машины К 924, предназначенной для контактной стыковой сварки элементов железнодорожных крестовин из специальной стали. Машина уже отправлена заказчику в Россию.



Это уникальная машина в своем классе и на сегодня существует в нескольких экземплярах. Высокое качество и инновационность К 924 производства КЗЭСО подтверждается ее востребованностью среди железнодорожных предприятий и компаний по изготовлению стрелочных переводов нового поколения. Украина, Россия, Южная Корея — страны, на предприятиях которых работает эта машина. На очереди производство К 924 для железнодорожников Казахстана.



РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 С ТИТАНОВЫМ ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКОЙ В ВАКУУМЕ

Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ, Л. М. КАПИТАНЧУК

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Во многих отраслях промышленности большой интерес представляет возможность совместного использования сплавов титана и алюминия в виде неразъемных соединений. Однако до настоящего времени исследования, в которых проводилась оценка влияния процесса диффузионной сварки на распределение химических элементов в стыке и на микроструктуру сварного соединения отсутствовали. Металлографическими исследованиями в данной работе установлено, что в ходе процесса сварки магний из АМг6 диффундирует к зоне соединения с ВТ6 и скапливается в приконтактной области. Для устранения негативного влияния магния использовали промежуточную прослойку из сплава АД1. При применении прослойки из алюминия в зоне соединения наблюдается плавное уменьшение концентрации магния от сплава АМг6 к АД1. При этом увеличения концентрации магния у зоны соединения АД1 с ВТ6 не наблюдается. В зоне соединения АД1+ВТ6 обнаружена область диффузионного взаимодействия, в которой титан и ванадий из ВТ6 диффундируют в АД1. Из полученных результатов исследований можно заключить, что при ДСВ сплавов титана со сплавами алюминия, содержащими магний, применение прослойки из чистого алюминия обеспечивает получение качественного сварного соединения с плавным распределением магния в стыке. Основную роль в образовании соединения сплава титана с прослойкой играют процессы диффузии титана и ванадия по направлению к прослойке.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме, структура сварного соединения, распределение химических элементов, диффузия, зона диффузионного взаимодействия

Развитие современного машиностроения, аэрокосмической, химической и других отраслей промышленности связано с использованием деталей из сплавов алюминия и титана. Наибольший интерес для конструкторов представляет возможность совместного использования сплавов титана и алюминия в виде неразъемных соединений.

Решить задачу получения изделий из таких материалов можно, применив способ диффузионной сварки в вакууме (ДСВ) [1–3]. Анализ литературы показывает, что для данной пары сплавов до настоящего времени не проводили детальные исследования влияния распределения химических элементов в стыке на микроструктуру сварного соединения [5–7].

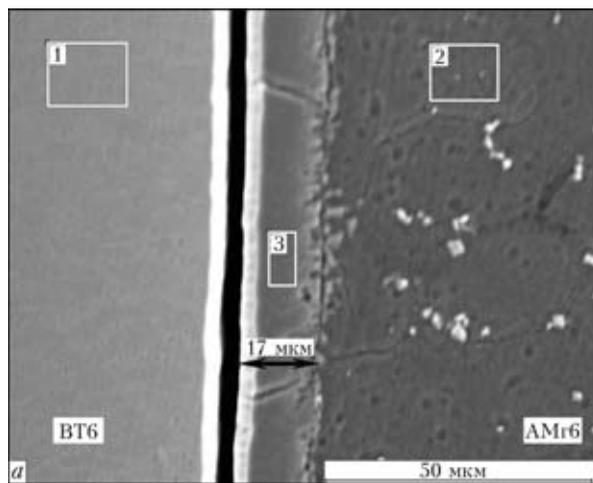
Сварку АМг6 с ВТ6 проводили как без прослоек, так и с применением прослойки из сплава алюминия АД1. Режимы сварки: давление $P = 20$ МПа, время $t = 20$ мин, температура сварки $T = 540$ °С. Исследования проводили на шлифах, изготовленных из исследуемых сварных соединений с последующим их ионным травлением с помощью установки JFC-1100 фирмы «JEOL» (Япония) на специально подобранных и отработанных для исследуемых биметаллических пар режимах. Исследования распределения химических элементов проводили с помощью ОЖЕ-микронзонда JAMP 9500F фирмы

«JEOL», оборудованного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром системы INCA компании «Oxford Instruments» (Великобритания).

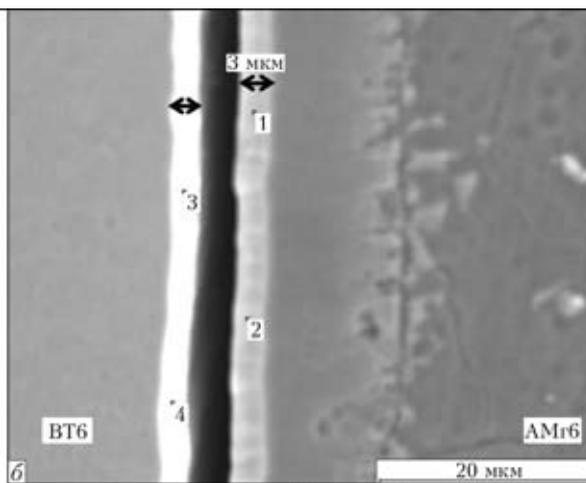
В процессе сварки сплавы подвергаются термомодеформационному воздействию, вследствие чего в стыке происходят рекристаллизационные и диффузионные процессы, оказывающие влияние на структуру и свойства металла.

Согласно проведенным экспериментальным исследованиям установлено, что получить сварные соединения сплава титана ВТ6 со сплавом алюминия АМг6 способом ДСВ без применения дополнительных технологических приемов не представляется возможным. Разрушение полученных соединений происходит по стыку.

По равновесной диаграмме состояния магний–титан [4] магний не растворим в титане. В ходе процесса сварки магний из АМг6 диффундирует к зоне соединения с ВТ6, скапливается там, образуя область шириной 15...17 мкм с содержанием до 11 мас. % (рис. 1, а). Также в этой области обнаружен титан с содержанием до 15 мас. % и ванадий — до 1 мас. %. На контактирующих поверхностях обоих сплавов обнаружены зоны глубиной 3...4 мкм с повышенным содержанием кислорода (до 9 мас. %). Зона на АМг6 также содержит, мас. %: до 30 Ti, до 2 V и до 9 Mg, зона на ВТ6 содержит до 4,5 Mg (рис. 1, б).



Спектр	O	Mg	Al	Ti	V	Mn
1	0,00	0,00	6,63	89,58	3,80	0,00
2	2,21	5,23	91,70	0,18	0,00	0,66
3	0,00	10,63	73,19	14,81	0,94	0,43



Спектр	O	Mg	Al	Ti	V
1	8,49	7,32	43,12	34,07	1,99
2	4,81	8,77	58,10	23,95	1,62
3	3,03	1,91	12,78	77,76	3,72
4	4,54	2,42	14,30	74,18	3,97

Рис. 1. Микроструктура и распределение химических элементов в сварном соединении АМг6+ВТ6, полученном ДСВ без применения промежуточных прослоек ($t_{св} = 20$ мин, $T_{св} = 540$ °С, $P_{св} = 20$ МПа): а — в области слоя с повышенным содержанием магния и основных металлах; б — в слоях на приконтактных поверхностях

Образование всех этих зон и препятствует получению сварного соединения. Поэтому, во избежание негативного влияния легирующих элементов сплава АМг6, использована промежуточная прослойка из технически чистого алюминия АД1 толщиной 150 мкм. Основная задача прослойки — блокировать диффузию магния как наиболее

активного химического элемента. Толщину прослойки — 150 мкм выбрали согласно литературным данным и ранее проведенным нами экспериментальным исследованиям.

Анализ сварного соединения, полученного ДСВ с применением промежуточной прослойки

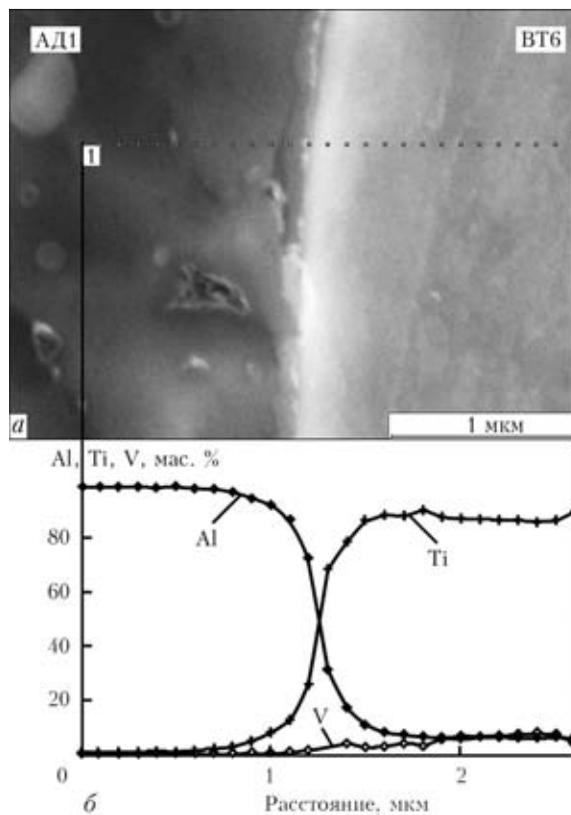
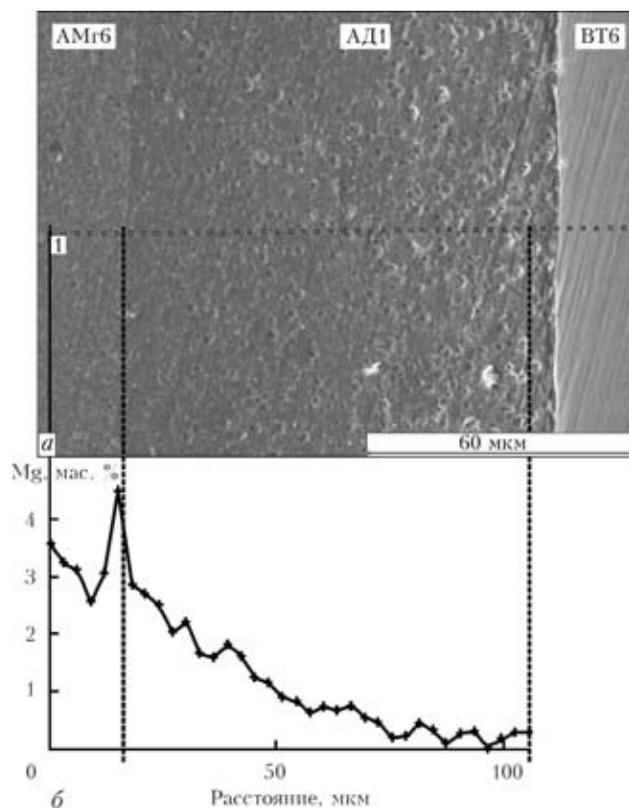


Рис. 2. Микроструктура соединения АМг6+АД1+ВТ6 (а) и распределение магния в зоне соединения АМг6+АД1 (б)

Рис. 3. Микроструктура участка контакта сплава титана с прослойкой (а) и распределение концентрации титана, ванадия и алюминия по нормали к линии соединения АД1+ВТ6 (б)



из АД1, показал, что во время процесса сварки магний из АМг6 диффундирует в АД1 на глубину 60...65 мкм. При этом скопления магния у зоны соединения АД1+ВТ6 не наблюдается (рис. 2). В приконтактной зоне АМг6 образуется участок с пониженным содержанием магния глубиной до 150 мкм. В зоне соединения АД1+ВТ6 обнаружена область диффузионного взаимодействия шириной 1,5...2 мкм (рис. 3). В этой зоне титан и ванадий из ВТ6 диффундируют в АД1 на глубину 0,5...0,8 мкм, а алюминий — в ВТ6. По нашему мнению, образование обнаруженной области диффузионного взаимодействия является основным условием получения качественного сварного соединения.

Выводы

1. Установлено, что диффузионная сварка сплавов АМг6 с ВТ6 без применения промежуточной прослойки из алюминия не обеспечивает получение сварного соединения вследствие негативного влияния магния.

2. Применение прослойки из алюминия способствует формированию в стыке двух диффузионных зон: АМг6+АД1 и АД1+ВТ6.

3. В зоне соединения, прилегающей к сплаву АМг6, магний в процессе сварки диффундирует в направлении к прослойке из АД1. При этом в сплаве алюминия АМг6 образуется зона с пониженным содержанием магния.

4. В зоне соединения, прилегающей к сплаву ВТ6, наблюдается диффузия ванадия и титана в направлении к прослойке из АД1.

1. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе. — М.: Металлургия, 1976. — 264 с.
2. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка металлов. — М.: Машиностроение, 1976. — 360 с.
3. Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М. Сварка разнородных металлов. — Киев: Техніка, 1976. — 208 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3 т. / Под общ. ред. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1996. — Т. 1. — 992 с.
5. Григорьевский В. И. Диффузионная сварка алюминиевого сплава АМг6 с титановым сплавом ОТ4 через композиционную прослойку титан-алюминий // Свароч. пр-во. — 1991. — № 8. — С. 2-4.
6. Toshio E., Kenji I., Toshiharu M. Влияние промежуточных прокладок на свойства соединений Al-Ti, выполненных диффузионной сваркой // J. of Light Metal. Weld. and Constr. — 1978. — 16, № 3. — P. 107-114, 127.
7. Диффузионная сварка Ti-6Al-4V с промежуточной прокладкой из алюминия / K. Akiomi, Y. Akihika, Y. Toshihiro et al. // J. Jap. Weld. Soc. — 1985. — 3, № 1. — P. 145-151.

Поступила в редакцию 07.05.2013

Зарубежный опыт

РЕЖИМЫ «Speed Up» и «Speed Pulse» ПРИ СВАРКЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОДОМ В СРЕДЕ ИНЕРТНОГО ГАЗА

*Industrial application of «Speed Up» and «Speed Pulse»
welding and assessment of the true welding characteristics / C. Sposato //
Welding and Cutting. — 2012. — 11, № 6. — P. 375-376.*

Как известно, при дуговой сварке металлическим плавящимся электродом в среде инертного газа существует возможность реализации трех основных вариантов переноса металла: короткой дугой (с короткими замыканиями), крупнокапельный перенос (комбинированной дугой), струйный (сосновый) перенос.

Короткую дугу применяют при сварке тонколистового металла на пониженном напряжении дуги, что ограничивает тепловложение. Вариант сварки с крупнокапельным переносом металла желательнее не использовать из-за интенсивного разбрызгивания и потери устойчивости дуги. Сварку со струйным переносом металла используют для соединения металла большой толщины при повышенном тепловложении и высокой скорости плавления электрода, достигаемой выбором повышенной силы тока и напряжения.

Для управления дуговым процессом необходимо задать следующие параметры: напряжение, скорость подачи проволоки и ток. Правильный выбор этих параметров обеспечивает использование одного из указанных выше вариантов переноса металла, и этот выбор зависит от уровня квалификации оператора.

Лорх решил эту проблему путем разработки системы автоматического управления параметрами сварки по сигналам обратной связи. В сравнении с обычным способом сварки металлическим электродом в среде инертного газа способ импульсно-дуговой сварки обеспечивает протекание процесса сварки с заданным вариантом отрыва капли металла, что позволяет снизить тепловложение, обеспечить минимальный уровень разбрызгивания, поэтому рекомендуется для сварки нержавеющей стали и алюминия.

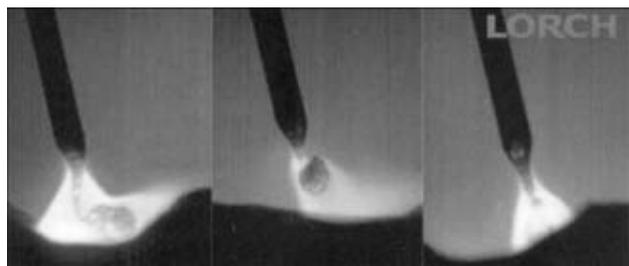


Рис. 1. Сопоставление процессов сварки с режимами «Spray Arc», «Pulsed Arc» и «Speed Arc»

Благодаря выбору заданного профиля дуги источник питания управляет энергией каждого отдельного импульса, что позволяет проводить сварку самых различных материалов. При этом происходит управление не только динамическими характеристиками дуги, что необходимо при переходе от сварки одного металла к другому, но и автоматическое управление сварочными параметрами в соответствии с компьютерной программой.

Для сварки с данным типом управления дуги Лорх использовал переменную скорость подачи проволоки при стабильном поддержании заданной длины дуги, что существенно облегчает работу сварщика.

Серия систем управления «Lorch S» обеспечивает проведение следующих процессов сварки.

«Twin Pulse» (двойной импульс). Этот режим рекомендуется для сварки металла малой и средней толщины, причем сварка реализуется аналогично режимам процесса ТИГ с изменением энергии импульсов от максимума до минимума, что обеспечивает смену фаз нагрева и охлаждения сварочной ванны. К преимуществам этого режима относится возможность более точного регулирования степени провара и тепловложения.

«Speed Pulse» (скоростная импульсно-дуговая сварка) — новый режим, обеспечивающий увеличение на 30 % скорости сварки нержавеющей стали и на 45 % черных сталей. Повышенная скорость сварки в сравнении со скоростью, характерной для обычного процесса импульсно-дуговой сварки, достигнута за счет формирования капель большего размера в момент достижения

максимального тока, причем с малым разбрызгиванием или полным отсутствием его при увеличении глубины провара. Этот режим характеризуется пониженным шумом, не более 10 дБ, что облегчает работу сварщика.

Режим «Speed Pulse» можно использовать для сварки металла толщиной вплоть до 1 мм проволокой диаметром 1,2 мм на максимальном токе сварки. Более глубокий провар достигается за счет лучшей фокусировки энергии дуги заостренным торцом проволоки. На этом режиме гарантируется высокое качество сварки почти всех металлов и снижение пористости при сварке алюминия.

«Speed Up» (форсированный режим). Сварка в вертикальном положении требует особого мастерства. Сварщик должен освоить перемещение электрода «елочкой» для контроля положения сварочной ванны, при этом существует опасность появления непровара как вглубь, так и в боковые стороны свариваемого металла. Поэтому сварку вертикальных швов всегда поручали наиболее опытным специалистам. И если сварщик ранее испытывал трудности при сварке вертикальных швов, то, используя режим «Speed Up», ему намного проще выполнять эти работы, причем с получением швов высокого качества, нормального внешнего вида и на 60...80 % быстрее.

«Speed Up» позволяет реализовать фазу нагрева и фазу охлаждения сварочной ванны. В фазе нагрева происходит интенсивный нагрев и глубокое проплавление металла, а на второй фазе происходит охлаждение сварочной ванны, препятствующее истечению жидкого металла из сварочной ванны под действием гравитационных сил.

«Speed Arc» (скоростная дуга). Этот режим обеспечивает наилучшую фокусировку энергии дуги по сравнению с обычной сваркой МИГ/МАГ и почти на 30% повышает скорость сварки сталей при более глубоком проваре. Длинный вылет проволоки может быть использован для сварки в узкий зазор без возникновения проблем со стабильностью горения дуги.

«Speed Root» (скоростной провар корня шва). На данном режиме сварочная дуга отличается стабильностью, характерной для короткой дуги, что позволяет легко управлять уровнем провара корневого шва без появления разбрызгивания металла. На этом режиме легко достигается провар даже при наличии больших зазоров, которые обычно вызывают затруднения. На этом режиме управление дугой также легко осуществляется, как и при сварке ТИГ, причем без появления газовых пор и со скоростью сварки, достижимой способами МИГ/МАГ. Все эти преимущества достигнуты благодаря цифровому управлению процессом сварки, что исключает прерывание процесса сварки при коротких замыканиях дуги и обеспечивает

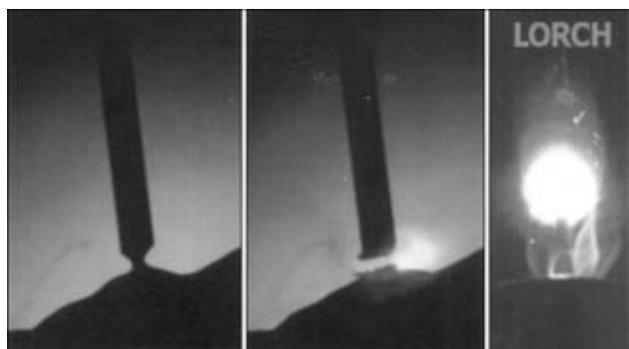


Рис. 2. Детализация процесса сварки с режимом «Speed Root»



управляемый перенос металла и получение качественных швов даже при наличии зазоров в корне шва до 3 мм и более (используя поперечные колебания электрода). Благодаря температурной осцилляции сварочной ванны упрощается управление сварочным процессом. Использование компьютерных программ исключает затраты на закупку специальных систем подачи проволоки и более сложных сварочных горелок.

Рассматривая вопросы оценки выделяемой в дуговых процессах мощности и энергопотребления, Лорх в отличие от традиционных подходов использует собственную методику. Естественно, что при этом очень важно брать измеряемые величины наиболее близкие к истинным. Обычно измеряют эффективное значение тока и напряжения внешними аппаратными средствами, например, по показаниям измерительных приборов, а методика Лорха основана на измерении потребляемой мощности и энергии, выделяемой каждым отдельным импульсом, учитывая и искажения его формы, чем обычно пренебрегают при традицион-

ном подходе измерения энергопотребления. При этом очень важно учитывать разницу между энергией, выделяемой дугой и поглощаемой свариваемым металлом. В методике Лорха учитываются и потери энергии в сварочном кабеле, а также другие специфические потери, что повышает точность измерений.

Для оценки мощности дуги и реально потребляемой энергии нельзя пользоваться среднестатистическими или эффективными значениями. Исходя из тенденции совершенствования процессов дуговой сварки особенно импульсно-дуговой сварки с повышенным энергопотреблением, рассчитанным на режим короткого замыкания дуги, возрастает потребность в новых методиках измерения параметров источников питания, поскольку существующие методы измерения не обеспечивают достаточной точности.

Более детальную информацию можно найти на сайте www.lorch.eu.

Материал подготовил В. М. Кислицын

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Национальный технический университет Украины «КПИ»



А. В. Клименко (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 27 февраля 2013 г. кандидатскую диссертацию на тему «Создание научных основ и технических средств исследования, оценки и прогнозирования стресс-коррозионного разрушения магистральных газопроводов».

Диссертационная работа посвящена созданию научных основ и технических средств исследования, оценки и прогнозирования стресс-коррозионного разрушения (СКР) магистральных газопроводов. Определены основные факторы, способствующие процессу СКР: близость участков магистрального газопровода к компрессорным станциям; тип защитного покрытия; условия местности; катодная защита; напряженно-деформированное состояние. На лабораторной установке проведено исследование процесса СКР трубных сталей в условиях катодной защиты с учетом напряженно-деформированного состояния и влияния среды с высокой коррозионной активностью. В результате 753 ч циклических испытаний образца фрагмента трубы образовалась стресс-коррозионная трещина, глубиной около 3,5 мм. Созданы система коррозионного мониторинга трубопрово-

дов, методика прогнозирования участков, склонных к СКР, и универсальный коррозиметр магистральных трубопроводов. Проведена апробация разработанных технических средств в трассовых условиях. Разработана установка с узлом дополнительного циклического нагружения, которая позволяет исследовать процесс СКР образцов труб магистрального газопровода в лабораторных условиях.

Национальный университет кораблестроения имени Адмирала Макарова



Ю. А. Хохлова (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) защитила 23 апреля 2013 г. кандидатскую диссертацию на тему «Диффузионное соединение биметаллических элементов теплообменных систем».

При изготовлении теплообменных биметаллических блоков для капсулирования микроэлектроники требуется ограничить температурный диапазон технологических процессов до 250, а иногда до 140 °С. Теплообменный блок конструктивно представляет собой цилиндрическое сталеалюминиевое соединение «труба в трубе». Сердечник из нержавеющей стали (труба) содержит внутри компоненты микроэлектроники, а оболочка из алюминиевого сплава (фланец) обеспечивает теплоотвод.



Диссертационная работа посвящена отработке оптимального способа соединения таких деталей в температурном диапазоне 140...250 °С при комбинировании диффузионного процесса через напыленный микроплазменным методом слой-демпфер (технический алюминий), слой-активатор адгезии из жидкого металла (галлий) и нагрева двумя способами (в вакуумной печи или пропусканием тока низкого напряжения). Слой-демпфер регулирует различие в коэффициентах соединяемых поверхностей. Оба слоя промежуточных металлов в последовательной комбинации соответствуют теплообменному назначению блока, т. е. не препятствуют теплоотводу.

Преимуществом и отличием комбинированного диффузионного способа соединения от склеивания и пайки является то, что при температурах 140...250 °С происходит не только процесс адгезии, но и объемная реактивная диффузия с формированием интерметаллидного слоя с температурой плавления выше 550 °С, что исключает возможность разъединения деталей.

Исследованы особенности формирования микроструктуры, фазового состава и механических свойств зон соединения. Распределение химических элементов в диффузионной зоне позволило детально охарактеризовать механизм массопереноса галлия в алюминиевой матрице при активации.

Моделирование температурно-временной динамики изменения кристаллической решетки алю-

миния при диффузии в нее атомов галлия позволило получить теоретические значения параметров диффузии и ширины диффузионной зоны для системы Al–Ga при температурах 50, 140 и 250 °С.

Экспериментальное моделирование параметров диффузионного процесса подтвердило параболическую зависимость роста диффузионного слоя и показало необходимость минимизировать время температурного воздействия при активации реологически высокоактивным диффузаторм.

В результате отработки твердофазной технологии соединения сталеалюминиевого узла при температуре 140 °С были получены различные варианты сборки: по конусной поверхности и с продольными пазами. Способ рекомендуется для соединения по замкнутым, цилиндрическим и сопрягающимся поверхностям.

Для реализации одновременного соединения металлических деталей блока с закреплением внутри него компонентов микроэлектроники предложено для внешней оболочки использовать их полимерный материал с температурой плавления 135...140 °С. Также для изготовления внешней части теплообменного блока рекомендовано использовать альтернативные сплавы АМг5 материалы: вспененный алюминий, силумины, магниевые сплавы.

Разработаны технологические рекомендации по применению способа низкотемпературного соединения деталей биметаллического блока для изготовления теплообменных систем.

1000-й БИМЕТАЛЛИЧЕСКИЙ ЛИСТ SWIP

ООО «Стил Ворк» (г. Кривой Рог, Днепропетровская обл.) является отечественным производителем биметаллических листов SWIP (Steel Work Innovation Plate).

Биметаллический лист SWIP — это двухслойный металлический материал, состоящий из двух различных по своим свойствам материалов проката марки Ст3 (либо другой марки по требованию заказчика) и наплавленного по специальной запатентованной нами технологии износостойкого слоя (с заданной по требованию заказчика износостойкостью).

Биметаллические листы SWIP применяются для защиты технологического оборудования от различных видов износа. Оборудование, на котором целесообразно использование биметаллических плит SWIP, включает: футеровку бункеров и желобов, загрузочные механизмы, шинковые конвейеры, сита, грохоты, элементы дозаторов, вентиляторы, насосы, дробилки, скипы, мельницы, шламопроводы, циклоны, сепараторы, решетчатые фильтры, миксеры, ковши экскаваторов, кузова большегрузных автомобилей и т.д.

Компанией «Стил Ворк» в 2011 г. была запущена производственная линия по изготовлению биметаллических листов SWIP и вот уже 7 мая 2013 г. был наплавлен 1000-й лист, что явилось знаковым событием для компании и ее сотрудников.

Увеличение срока службы изнашиваемых деталей дает прямую экономическую выгоду: отсутствие длительных простоев производства, отпадает потребность в приобретении нового дорогостоящего оборудования, сокращение затрат на обслуживание, ремонты и специальные ремонтные бригады, а самое главное — увеличение ресурса основного дорогостоящего оборудования и уменьшение его ремонтов.

МЕЖДУНАРОДНЫЙ КОНКУРС МОЛОДЫХ СВАРЩИКОВ В ЧЕХИИ

17-й международный конкурс молодых (до 20 лет) сварщиков «Золотой кубок Линде» состоялся в г. Фридек-Мистек (Чешская Республика) с 15 по 17 апреля 2013 г. Организатором конкурса была средняя профессиональная школа города в сотрудничестве с генеральным партнером фирмой «Linde Gas a.s.».

Конкурс проводили на учебно-производственной базе средней профессиональной школы города Фридек-Мистек по следующим номинациям: метод 111 (ручная дуговая сварка покрытыми электродами), метод 135 (дуговая сварка плавящимся электродом в активных газах), метод 141 (дуговая сварка неплавящимся электродом в инертных газах), метод 311 (газокислородная сварка).

В конкурсе могли участвовать только ученики учебных или учебно-профессиональных дневных заведений, которые окончили (или скоро заканчивают) начальный курс подготовки сварщиков.

Конкурс был рекомендован к проведению Министерством образования Чешской Республики. Председатель оргкомитета конкурса — магистр Йосеф Пелуха, секретарь — Кветослава Кубанёва, директор школы-организатора — Павел Ржезничек. Конкурс проходил в соответствии с объявленными заранее условиями и программой и был разделен на две части: национальную и международную. В национальной части конкурса для чешских учеников и учениц (отдельно) проводили также соревнования по теории в указанных выше четырех методах сварки.

Программа практической части конкурса (была выбрана жеребьевкой):

- метод 111, свариваемые пластины из углеродистой стали толщиной 10 мм, сварочный источник Pico 300 фирмы «EWM Hightec Welding, s.r.o.»

Образец 1	Соединение стыковое, односторонняя сварка на вертикальной стенке без подкладки снизу вверх	Длина пластин 300 мм
Образец 2	Соединение угловое, сварка в нижнем положении	Длина пластин 150 мм

- метод 135, свариваемые пластины из углеродистой стали толщиной 10 мм, сварочный источник фирмы «Fronius Ceska republika s.r.o.» VarioSynergic 4000 и защитный газ фирмы «Linde Gas a.s.» — 82 % Ar + 18 % CO₂.

Образцы 1 и 2 аналогичны приведенным выше.

- метод 141, свариваемые пластины из аустенитной нержавеющей стали, сварочный источник Tetric

180 Comfort фирмы «EWM Hightec Welding s.r.o.» и защитный газ фирмы «Linde Gas a.s.» — Ar.

Образец 1	Соединение стыковое, односторонняя сварка на вертикальной стенке без подкладки снизу вверх	Толщина пластин 4 мм, длина пластин 300 мм
Образец 2	Соединение угловое, односторонняя сварка в нижнем положении	Толщина пластин 2 мм, длина пластин 150 мм

- метод 311, свариваемые пластины из углеродистой стали, сварочные комплекты фирмы «GCE Trade s.r.o.» и защитные газы фирмы «Linde Gas a.s.»

Образец 1	Соединение стыковое, односторонняя сварка на вертикальной стенке без подкладки снизу вверх	Толщина пластин 4 мм, длина пластин 300 мм
Образец 2	Соединение угловое, односторонняя сварка в нижнем положении	Толщина пластин 2 мм, длина пластин 150 мм

Для сварки были предоставлены присадочные материалы фирмы «ESAB Vamberg s.r.o.»

Метод сварки	Стандарт	Тип присадочного материала
111	EN ISO 25 60-A	E 42 4 B 42 H5
135	EN ISO 14 341-A	G3Si I
141311	EN ISO 636-A	W3SiI

Подготовка свариваемых пластин во всех методах должна была выполняться по нормам CSN EN 29692. На подготовку и выполнение конкурсных сварных соединений было отведено 80 мин.

Условия практической части конкурсов были следующие: выдержать последовательность сварки; обеспечить технику безопасности; допустимо было одно нарушение и непопадание в стык в каждом сварном шве.

Оценивание обезличенных (только под номерами) сварных швов жюри осуществляло по балльной системе согласно нормам CSN EN ISO 5817 (без применения методов неразрушающего контроля качества). Международное жюри практической части конкурсов возглавлял, как и в предыдущие годы, инж. Иржи Шинделка (Dom-ZO 13 s.r.o., Острава, Чехия). В состав жюри вошли опытные представители фирм: Cech zvaracskych odbornikov, Трнава (Словакия); Dom — ZO 13 s.r.o., Прага (Чехия); Те-

sydo s.r.o., Брно (Чехия); Slovenske energeticke strojarne a.s., Тлмаче (Словакия); DVS Bezirksverband, Хемниц (Германия). Гарантом справедливости оценок было Чешское сварочное общество ANB. В состав жюри теоретической части личного конкурса вошли преподаватели школы-организатора.

В международном конкурсе участвовали 126 молодых сварщиков из Чешской Республики, Словацкой Республики, Германии, Китая, Украины и Республики Беларусь. Финансово-материальную поддержку конкурса оказали ESAB Vamberk s.r.o., Fronius Ceska republika s.r.o., Abicor Binzel s.r.o., GCE Trade s.r.o., Huisman Konstrukce s.r.o., Blanco Professional CZ spol. s.r.o., EWM Hightec Welding s.r.o., Novogear s.r.o., 3M Cesko s.r.o., Lichna Trade CZ s.r.o., Ferrit s.r.o., а также правительство Моравско-Силезского края.

Состав делегации Украины был следующим:

сопровождающие лица: А. А. Кайдалов, д-р техн. наук, вице-президент Общества сварщиков Украины, руководитель делегации, г. Киев; А. И. Крузер, директор Нетешинского профессионального лицея, г. Нетешин Хмельницкой области;

конкурсанты: И. Козицкий (метод 135) и А. Лысуха (метод 141). Оба представителя Нетешинского профессионального лицея, г. Нетешин Хмельницкой области. Отбор конкурсантов в Украине был проведен 26 февраля 2013 г. на базе Межотраслевого учебно-аттестационного центра Института электросварки им. Е. О. Патона.

На торжественном открытии конкурсов присутствовали представители администрации Моравско-Силезского края и города Фридек-Мистек, Чешского сварочного общества ANB, а также представители фирм-спонсоров. После выступлений организаторов и спонсоров конкурса состоялось выступление танцевальной группы «Storm Beat».

После торжественного открытия конкурсанты автобусом были доставлены к месту проведения конкурса (производственный участок школы-организатора на заводе Valcoven plechu a. s.) в сопровождении переводчиков школы-организатора.

На следующий день все сварные образцы участников обоих конкурсов под обезличенными номерами были выставлены для всеобщего обозрения.

Во время конкурса были проведены презентации и доклады фирм-спонсоров, а также выставка их продукции.

Для сопровождающих лиц и участников конкурса были проведены экскурсии на автозавод фирмы «Hyundai», изготавливающий три модели легковых автомобилей Hyundai серии i, на завод Ferrit,



Пьедестал почета призеров (сварка по методу 111)

изготавливающий подвесные монорельсовые поезда для шахт и рудников, а также на другие предприятия.

На торжественном закрытии были подведены итоги конкурса и награждены победители и призеры. Призы были предоставлены ESAB Vamberk s.r.o., Fronius Ceska republika s.r.o., Abicor Binzel s.r.o., GCE Trade s.r.o., Ferrit s.r.o., Linde Gas a.s., EWM Hightec Welding s.r.o., 3M Cesko s.r.o., Lichna

Итоги международной части конкурса

Фамилия и имя конкурсанта	Страна	Оценка сварного образца 1	Оценка сварного образца 2	Общая сумма	Место
Метод сварки 111 (31 конкурсант)					
Балаж Давид	Словакия	56	36	92	1
Zhenming Zhao	Китай	57	34	91	2
Спачил Якуб	Чехия	53	34	87	3
Метод сварки 135 (50 конкурсантов)					
Загуменски Ондржей	Чехия	54	34	88	1
Гавлик Томаш	»	54	33	87	2
Горвать Мартин	Словакия	51	35	86	3
Козицкий Иван	Украина	36	25	61	36
Метод сварки 141 (15 конкурсантов)					
Yao Long	Китай	60	35	95	1
Ядовнички Михаль	Чехия	45	30	75	2
Колен Самуэль	Словакия	43	30	73	3
Лысуха Александр	Украина	39	25	64	6
Метод сварки 311 (30 конкурсантов)					
Кубис Иржи	Чехия	56	39	95	1
Томек Иржи	»	47	38	85	2
Зеленка Ян	»	38	37	75	3



Торжественное закрытие конкурса

Trade s.r.o., правительством Моравско-Силезского края, средней профессиональной школой города Фридек-Мистек и др. В заключение был представлен концертный танцевальный номер.

Следует отметить, что подготовка и проведение международного конкурса молодых сварщиков были безукоризненными. Результаты конкурса представлены на сайте школы-организатора www.sosfm.cz. Состоявшийся конкурс будет отражен средствами

массовой информации Чехии — медиа-партнерами конкурса. Результаты конкурса также представлены на сайтах Общества сварщиков Украины www.tzu.key.ua и Одесского областного Общества сварщиков Украины www.tzu.od.ua

Следующий конкурс молодых сварщиков «Золотой кубок Линде» состоится в апреле 2014 г.

А. А. Кайдалов

УДК 621.791:061.2/4

КОНКУРС МОЛОДЫХ СВАРЩИКОВ ЛЬВОВСКОЙ ОБЛАСТИ

С целью популяризации профессии сварщика и поддержки учебных заведений в вопросах практического обучения молодых специалистов на современном сварочном оборудовании компания ООО «Фрониус Украина» выступила главным партнером треть-

его молодежного конкурса сварщиков Львовской области.

23 апреля 2013 г. Стрыйский филиал ООО «Фрониус Украина» посетили студенты тринадцати профессионально-технических училищ и лицеев Львовской области для участия в третьем молодежном конкурсе сварщиков. Конкурсная программа состояла из двух номинаций: ручная дуговая сварка покрытыми электродами (ММА) и полуавтоматическая сварка в среде защитных газов (MIG/MAG).

В рамках конкурса участникам необходимо было выполнить сварку образцов с помощью инверторного источника питания TransPocket 1500 и стандартного полуавтомата VarioStar 3100. После этого сваренные образцы оценивала экспертная комиссия.





Все участники конкурса сварщиков были отмечены памятными дипломами, а учащиеся, занявшие призовые места в каждой из номинаций, получили также ценные подарки. В качестве главного приза для учебного заведения, представители которого займут первое общекомандное место, компанией ООО «Фрониус Украина» был предоставлен инверторный сварочный аппарат TransPocket 1500. Бла-

годаря стараниям Батийовского Марьяна, который продемонстрировал отличные результаты сразу в двух номинациях, главным призом было награждено Львовское высшее профессиональное училище дизайна и строительства.

Д. В. Бойко

УДК 621.791:061.2/4

СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОМИТЕТЕ ПО ЕСТЕСТВЕННЫМ НАУКАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ АССОЦИАЦИИ АКАДЕМИЙ НАУК

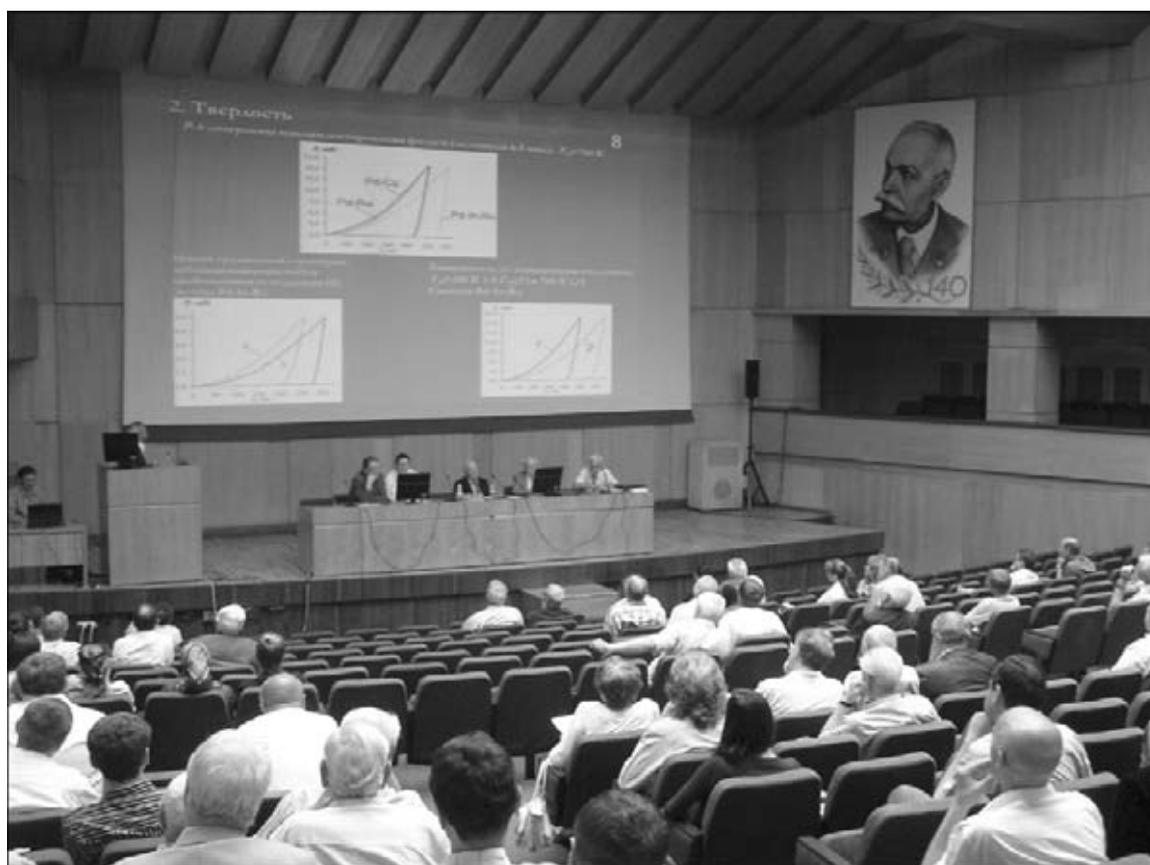
16–17 мая 2013 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась 18 сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МАН). Тематика сессии «Нанотехнологии и наноматериалы».

В заседании Научного совета приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, России и Украины.

16 мая, в первый день работы Научного совета, прошли заседания секций «Полимерные матери-

алы» и «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины». На секциях были заслушаны и обсуждены научные доклады, в которых представлены результаты исследований, связанных с получением наноразмерных частиц, изучением их взаимодействия со средой, формированием структур, изучением их свойств и созданием на этой базе нанотехнологий, которые позволяют получать материалы с уникальными характеристиками.

17 мая состоялось пленарное заседание Научного совета, которое открыл его председатель, президент МАН, президент НАН Украины, директор



ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Борис Евгеньевич напомнил, что в сентябре 2013 г. исполняется 20 лет со дня учреждения Международной ассоциации академий наук. За два десятилетия МААН стала авторитетной в СНГ и мире организацией. Она имеет официальные партнерские отношения с ЮНЕСКО, статус наблюдателя при Межпарламентской ассамблее СНГ. Инициативы МААН по развитию научного сотрудничества в СНГ в области фундаментальной и прикладной науки, по созданию в Содружестве общего научного пространства рассматривались на саммитах СНГ. Одним из важных направлений в деятельности МААН — взаимовыгодное сотрудничество ученых стран СНГ в области медицины.

При МААН созданы научные советы по отдельным проблемам и направлениям. Всего создано 12 научных советов. Следует отметить, что первым, еще в 1995 г., был создан Научный совет по новым материалам.

Далее академик Б. Е. Патон ознакомил участников сессии с программой и регламентом работы пленарного заседания, на который было представлено 10 докладов.

Академик РАН В. М. Иевлев (Воронежский государственный университет, Воронеж, Российская Федерация) выступил с докладом «Создание мембранных элементов глубокой очистки водорода методами вакуумных технологий и нанотехнологий». Цель работы, как следует из ее названия, — создание основ технологии изготовления высокоэффективных мембранных элементов для устройств глубокой очистки водорода. В процессе выполнения работы были исследованы закономерности формирования структуры и свойств сверхтонкой (до 10 мкм) фольги мембранных сплавов на основе палладия методами вакуумных технологий, а также возможности создания композиционных гетероструктур (мембранный сплав/пористая керамика) для изготовления мембранных элементов.

Член-кор. НАН Украины А. В. Рагуля (Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина) ознакомил присутствующих с технологиями получения наночастиц и масштабах их применения в мире и странах СНГ. По некоторым данным, в 2012 г. объем рынка нанотехнологий составил 294,5 млрд дол. США. На полученную с использованием нанотехнологий продукцию приходится около 0,01 % мирового ВВП. Ожидается, что к концу 2013 г. она возрастет до 0,5 %. При этом в мире по объему коммерческого рынка и по количеству публикаций и патентов в области нанотехнологий (40 % патентов) лидируют США, интенсивно развивается производство и применение нанопорошков в ЕС, Китае, Республике Корея. Нанопорошки применяются в качестве катализаторов (26,6 % общего объема производства), конструкционных материалов (28,4 %), в

энергетике (45,0 %). В мире четко прослеживается тенденция замены микроразмерных порошков наноразмерными. В Институте разработаны технологии получения наночастиц на основе мокрого химического синтеза, газопламенного синтеза и некоторых других. Создана вращающаяся печь непрерывного действия для производства 25...30 т нанопорошков в год.

С докладом «Наноструктуры в полимерных системах» выступил чл.-кор. РАН С. С. Иванчев (С.-Петербургский филиал Института катализа им. Г. К. Бореского, Российская Федерация). Известно, что полимеры представляют собой особый класс материалов, структура которых отличается необычным многообразием (клубок, пачка, глобула, кристаллит). Физико-механические свойства полимерных систем в первую очередь зависят от молекулярного строения, но передаются через надмолекулярные образования. Макромолекулярные образования и полимерные системы в силу особенностей своего строения всегда являются наноструктурными системами. Новые типы полимерных волокон нашли применение в индивидуальных и коллективных средствах бронезащиты (пуленепробиваемые и противоосколочные бронезилеты, боевые шлемы, бронепластины, пуленепробиваемые панели), авиа-, ракето- (элементы конструкций ракет и самолетов, парашютное оснащение, авиационные ремни и тросы) и судостроении (корпуса катеров и яхт, надувные лодки, якорные и причальные канаты, буксировочные тросы, парусное оснащение, таке-лаж) и др.

Доклад чл.-кора НАН Беларуси Ю. М. Плещачевского был посвящен проблемам компьютерного дизайна и инженерии полимерных микро- и нанокompозитов для техники и медицины. Цель исследований — создание функциональных полимерных композитов с дисперсными и волокнистыми армирующими включениями на основе современных представлений о механизмах деформирования, трения и разрушения полимеров, компьютерного дизайна структуры и нанотехнологий модифицирования материалов. По мнению докладчика, компьютерный дизайн полимерных материалов равноэффективен в широком диапазоне дисперсности наполнителя: от нано- и микрометров (ультрадисперсные наполнители, макромoleкулы полимеров, биологические клетки) до миллиметров и сантиметров (гравий, щебень). Учет реальной геометрии, деформационных свойств и взаимодействия компонентов методами физической мезомеханики позволяют адекватно моделировать деформирование и разрушение микро- и нанокompозитов, а затем прогнозировать прочностные и триботехнические характеристики изделия на их основе. Непосредственный выход на оптимальные рецептуры материала и управление свойствами является решающим



преимуществом технологии компьютерного дизайна и инженерии материалов.

Академик НАН Украины Б. А. Мовчан (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина) ознакомил присутствующих с работами по нанесению на порошки неорганических и органических веществ наноструктурных дискретных металлических покрытий, осаждаемых из паровой фазы в вакууме. Электронно-лучевая технология испарения и конденсации различных веществ в вакууме открывает большие возможности для получения композиционных структур с металлическими (оксидными) наночастицами в виде дискретных покрытий на порошках неорганических и органических веществ. Докладчик выделил два основных направления исследований и разработок: неорганические и органические порошки и гранулы с дискретными или сплошными пористыми или слоистыми покрытиями, представляющими конечный продукт; неорганические и органические порошки и гранулы с наноструктурными одно- и многофазными покрытиями, представляющими полуфабрикаты (субстанции), нуждающиеся в различных последующих обработках, включая консолидацию с другими веществами или растворение, т. е. «освобождение» наночастиц при получении коллоидных систем.

В докладе чл.-кора НАНУ И. С. Чекмана (Национальный медицинский университет им. А. А. Богомольца, Киев, Украина) было рассмотрено состояние научных исследований, внедрение результатов в медицинскую практику в области нанофармакологии. Нанофармакология изучает свойства нанопрепаратов, исследует возможность их применения в медицинской практике для профилактики, диагностики и лечения различных заболеваний с контролем биологической активности, фармакологического и токсикологического действия полученных продуктов или медикаментов. Наночастицы могут легко проникать в организм человека и, кроме того, из-за большой площади поверхности могут быть биологически очень активными. В настоящее время исследования по фармакологии органических и неорганических наноматериалов интенсивно проводятся во многих странах. Уже разработаны лекарственные формы (мази, гели, присыпки, капсулы, сиропы, растворы) нанопрепаратов металлов и их композитов с органическими веществами (антибиотики, аскорбиновая кислота, изониазид), которые составляют основу для дальнейшего изучения и внедрения в медицинскую практику.

В. Т. Бурцев (Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Российская Федерация) представил на сессии доклад «Физикохимия металлических модельных расплавов никеля и железа, содержащих наноразмерные экзогенные частицы тугоплавких фаз и ПАВ». Цель работы: физико-химическое обоснование и анализ взаимодействия наночастиц тугоплавких фаз

(НЧТФ) с поверхностно-активным веществом (ПАВ) в расплавах на основе никеля и железа и экспериментальное исследование гетерофазного взаимодействия НЧТФ с ПАВ; развитие физико-химических закономерностей подготовки композиционного материала и равномерности распределения НЧТФ в этом материале и реализация ввода НЧТФ в жидкий металл; изучение влияния природы и размера НЧТФ, времени пребывания НЧТФ в расплаве и их концентрации на адсорбционное взаимодействие НЧТФ с ПАВ.

Используя физико-химические методы исследования (рентгенофазовый и химический анализы, РЭМ, анализ удельной поверхности и дисперсного состава НЧТФ, а также способы механохимии), авторы доклада изучили распределение НЧТФ в композиционном материале для ввода их в металлический расплав. Исследовано также удаление примесей меди и олова из промышленных сплавов (12Х18Н10Т, ЭП708ВД, 10Г2ФБ) при взаимодействии Al_2O_3 с ПАВ расплава. Установлено, что степень удаления меди составляла от 5 до 35 отн. %, а степень удаления олова от 5 до 25 отн. % в зависимости от времени пребывания НЧТФ в расплаве (5...20 мин) и их концентрации (0,06...0,18 мас. %).

Д-р хим. наук З. Р. Ульберг (Институт биокolloидной химии НАН Украины, Киев, Украина) посвятила свой доклад нанотехнологиям в медицине. Коллоидно-химическими методами в институте получен ряд биобезопасных наночастиц металлов: серебра, золота, железа, меди, висмута, а также наночастицы железа с аскорбиновой кислотой. Биобезопасность всех наночастиц проверена на животных. Синтезированные наночастицы железа не цитотоксичны, не генотоксичны, не мутагены, биобезопасны. Разработан высокоэффективный противоанемийный препарат нового поколения на основе наночастиц железа под торговой маркой «Нанофер» для профилактики и лечения железодефицитной анемии и анемии хронических болезней. По ряду показателей экспериментальный препарат «Нанофер» является более эффективным и безопасным по сравнению с известным препаратом «Мальтофер».

О применении наноматериалов в технологиях механической обработки рассказал д-р техн. наук С. А. Клименко (Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, Киев, Украина). В задачи процесса механической обработки входит формирование изделия с требуемыми конфигурацией и размерами при высокой производительности процесса, а также формирование в поверхностном слое изделия состояния, отвечающего условиям эксплуатационного нагружения. Инструменты, разработанные в институте, эффективно применяются промышленными предприятиями для решения актуальных и наиболее сложных производственных технологических задач обработки раз-

личных материалов практически во всех отраслях промышленности.

Чл.-кор. НАНУ В. Б. Молодкин (Институт металлфизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев) выступил на сессии с докладом «Физические основы и новые возможности современной диагностики материалов и изделий нанотехнологий». Для диагностики таких материалов авторами доклада создан специальный зонд, который имеет повышенную на 3...4 порядка чувствительность к характеристикам и типу дефектов, т. е. делает возможными обнаружение и количественную характеристику дефектов при более низких (на 3...4 порядка) их концентрациях, чем предельно возможные для обнаружения традиционными методами дифрактометрии. Зонд впервые позволяет однозначно количественно характеризовать без разрушения весь набор из нескольких типов дефектов, одновременно присутствующих и формирующих необходимый комплекс свойств разрабатываемых материалов. Предложено использование зонда для наблюдения и адекватного описания фазово-контрастных изображений в биомедицине. Этот зонд позволяет не только наблюдать, но и адекватно количественно описывать известные фазово-контрастные изображения в биомедицине (с повышенной в тысячи раз чувствительностью за счет использования преломления вместо поглощения).

В заключение работы сессии выступил академик Б. Е. Патон. Он отметил, что в сентябре 2013 г. планируется проведение юбилейной сессии МААН. В мире сейчас большое внимание уделяется развитию фундаментальных исследований в медицине. Для МААН, по-видимому, такие исследования должны тоже стать приоритетными. Необходимо сосредоточить усилия и средства на главных, наиболее важных направлениях, что позволит нам выйти на передовые позиции в мире, хотя бы по некоторым направлениям. Б. Е. Патон поблагодарил докладчиков и участников сессии за плодотворную работу и пожелал им успехов в дальнейшей работе.

Участники сессии имели возможность в ходе дискуссии обменяться мнениями о прочитанных докладах, состоянии работ в области разработки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета по новым материалам, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

И. А. Рябцев

К 110-летию СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ А. П. АЛЕКСАНДРОВА



При создании ядерной энергетики, как и ядерного вооружения, возникли сложнейшие научные, технические и производственные проблемы. В Советском Союзе координировать усилия сотен организаций и самому разрабатывать научные основы этой новейшей техники «добычи» энергии было поручено Анатолию Петровичу Александрову, которому в этом году исполнилось 110 лет со дня рождения. Задачи создания атомных реакторов поставили в довольно сложное положение материаловедов, в том числе и сварщиков. Ядерное топливо инициирует повреждения на электронном атомном уровне, вызывая деградацию стали и других металлов, и атомные энергетические установки должны были сохранять высокую работоспособность при сверхвысоких параметрах эксплуатации в условиях радиоактивного облучения. Выдающийся физик и организатор науки А. П. Александров и как Президент АН СССР, и как непосредственный заказчик технологий для «мирного атома» несколько раз бывал в институтах АН УССР, в том числе и ИЭС им. Е. О. Патона.

Анатолий Петрович Александров родился 13 февраля 1903 г. в Тараще Киевской губернии. В Киевском реальном училище Анатолий изучал электротехнику и начал подрабатывать электромонتاжником, в течение ряда лет совмещал учебу на физико-математическом факультете Киевского го-

сударственного университета (1924–1930 гг.) с научной работой в Киевском рентгеновском институте и преподаванием физики и химии в 79-й школе Киева. С 1930 г. А. П. Александров работал в Ленинградском физико-техническом институте. Исследовав электрическую прочность изоляционных



пленок, он опроверг лавинную теорию ударной ионизации, а результаты кандидатской диссертации, в частности, были использованы в теории хрупкого разрушения твердых тел и долговечности материалов. Результаты комплексных исследований высокомолекулярных веществ легли в основу науки о полимерах и имели важное практическое значение, в частности для создания морозостойкой резины из отечественного синтетического каучука. 27 июня 1941 г. А. П. Александров защитил докторскую диссертацию.

В годы Великой Отечественной войны А. П. Александров возглавил работы по защите кораблей от магнитных мин, благодаря чему удалось спасти жизнь тысячам моряков. С 1943 г. А. П. Александров стал работать под руководством И. В. Курчатова над созданием промышленных реакторов для получения ружейного плутония, а затем был научным руководителем строительства первого комбината. В 1943 г. его избрали членом-корреспондентом Академии наук СССР. 17 августа 1946 г. А. П. Александров был назначен директором Института физических проблем АН СССР, где под его руководством был выполнен комплекс работ по «атомной проблеме».

В начале 1950-х годов разворачивались программы по ядерной энергетике. 9 сентября 1952 г. А. П. Александров был назначен руководителем работ по созданию атомных подводных лодок; 28 ноября 1953 г. — научным руководителем проекта строительства атомных ледоколов.

Новые специфические проблемы возникли при создании реакторов. К их решению были привлечены сотни НИИ, КБ, заводов и лабораторий. Одной из задач являлось обеспечение стойкости материалов к действию радиоактивного облучения, от которой зависит надежность и продолжительность работы оборудования атомных электростанций, ядерных установок для судов, космических аппаратов и других объектов новой техники. Необходимо было найти или создать подходящие материалы. А. П. Александров несколько раз приезжал в ИЭС им. Е. О. Патона, подробно интересовался особенностями и возможностями сварки и родственных технологий, ставил задачи перед металлургами.

Для первых советских АЭС при изготовлении корпусов реакторов ВВЭР и РБМК из высокопрочной хромомолибденованадиевой стали была применена аргонодуговая сварка кованых элементов. С целью экономии материалов и достижения необходимых эксплуатационных качеств для оболочек корпусов и топливных элементов начали применять стальные листы, плакированные ванадием. Параметры термической обработки конкретных узлов и целого корпуса устанавливали прецизионно для каждой марки стали. Были разработаны физико-металлургические основы создания высокотехнологичных сварочных материалов для дуговой автома-

тической сварки основных и защитных корпусов реакторов. Для сварки корпусов реакторов с 1950-х годов в СССР применили электрошлаковую сварку. Вскоре по лицензиям ИЭС им. Е. О. Патона эта технология нашла применение и в других странах. Корпуса парогенераторов изготавливали из перлитных сталей, а трубы и коллекторы — из аустенитной коррозионностойкой стали, для чего были разработаны технологии взрывного развальцевания, приварки дугой в инертных газах, технологии диффузных покрытий и вакуумная металлургия, плазменное напыление, вакуумная прокатка и др. Минимальной концентрации загрязнений в металле удалось достичь технологиями спецэлектрометаллургии, разработанными в ИЭС им. Е. О. Патона. Для подвижных деталей (штанг, валов, тяг и т. п.) были разработаны хромистые стали с высокой твердостью. ИЭС им. Е. О. Патона были предложены специальные технологии электронно-лучевой сварки таких материалов, ремонтные наплавочные технологии.

А. П. Александров уже штурмовал «мирный атом», когда был избран действительным членом Академии наук (1953 г.), а за вклад в создание отечественного ядерного оружия ему было присвоено звание Героя Социалистического Труда (1954 г.).

26 июня 1954 г. в 17 ч 45 мин впервые в мире промышленный электрический ток был получен в СССР от энергии атомного реактора АЭС в Обнинске. 13 сентября 1957 г. состоялись загрузка топлива и физический пуск реактора первой советской атомной подводной лодки проекта «627» К-3» (с 1962 г. — «Ленинский комсомол»). За ней следовали более совершенные разработки. Созданные под научным руководством А. П. Александрова атомные подводные лодки трех поколений, а также надводные корабли с ядерными энергетическими установками, оснащенные мощным ракетно-ядерным оружием, стали одной из важнейших составляющих стратегического паритета между двумя сверхдержавами — СССР и США. Первый в мире атомный ледокол «Ленин» был принят Министерством морского флота СССР в эксплуатацию в декабре 1959 г. За эту работу Анатолий Петрович в 1960 г. получил вторую звезду Героя Социалистического Труда. Всего при его жизни было построено восемь атомных ледоколов и атомный лихтеровоз.

Возглавив в 1960 г., после смерти И. В. Курчатова Институт атомной энергии, А. П. Александров на протяжении почти трех десятилетий оставался научным руководителем важнейших направлений работ по созданию ядерных реакторов различного назначения. Среди них и крупные энергетические реакторы, которые сегодня работают почти на всех АЭС России, бывших союзных республик и ряда зарубежных стран, и промышленные реакторы для наработки стратегических ядерных материалов



(плутония, трития), а также реакторы для работы в космосе и исследовательских целей. Третью звезду Героя Социалистического Труда он получил в 1973 г. за выдающийся вклад в развитие науки и техники. Признанием его высокого научного авторитета было то, что в течение 11 лет он возглавлял Академию наук СССР. Научные достижения и организаторский талант А. П. Александрова были отмечены Сталинскими и Ленинской премиями, многими другими наградами.

В 1980-х годах атомная энергетика находилась на стадии неуклонного развития. Авария 26 апреля 1986 г. пошатнула доверие к «мирному атому». Президенту АН СССР было тогда 83. В первых числах мая у него умерла жена и он смог оказаться в Чернобыле лишь через месяц после катастрофы. Как всегда, он ясно и четко мыслил, находил оптимальные решения, стремился свести к минимуму последствия аварии и сохранить работоспособность оставшихся блоков. На голову А. П. Александрова вылились потоки ложных обвинений и просто грязи. Чернобыльская катастрофа и начавшиеся гонения на атомную энергетiku подрубили главную основу жизни академика А. П. Александрова — работу. Реактор на ЧАЭС им. В. И. Ленина по кон-

струкции был очень близок к промышленным реакторам, которые за четыре десятилетия были хорошо отработаны, и устойчиво производили плутоний. Конечно, гарантировать безупречную работу такой сложнейшей техники, как атомный реактор, невозможно. Руководство ЧАЭС задумало срочно провести эксперименты, не поставив в известность никого из атомщиков, даже конструктора реактора академика Н. А. Доллежаля. Была выключена система аварийного охлаждения, более того для того, чтобы невозможно было включить ее, были закрыты все вентили. В процессе эксперимента двенадцать раз была нарушена инструкция по эксплуатации АЭС! Обвинять в катастрофе создателей реакторов, десятки лет безаварийно работавших на разных станциях, равносильно обвинению Р. Дизеля или Г. Форда в аварии автомобиля, водитель которого совершил ДТП.

В 1994-м году на его похоронах не было ни одного из тогдашних руководителей России, коллег и бывших друзей... Он просил похоронить себя на Митинском кладбище Москвы, там, где были похоронены первые чернобыльские ликвидаторы.

А. Н. Корниенко

ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайтах:
www.patonpublishinghouse.com; <http://www.rucont.ru>.

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2012 гг. и текущие выпуски 2013 г.
 Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
- Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
- Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
- Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации
- **Все файлы в формате IBM PC**
- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0

• Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Подписано к печати 22.05.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
 Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,90. Уч.-изд. л. 10,36 + 4 цв. вклейки.
 Печать ООО «Фирма «Эссе».
 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

Правила для авторов журнала «Автоматическая сварка»

Журнал «Автоматическая сварка» издается ежемесячно с 1948 г. на русском языке, ISSN 005-111X.

Перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка» издается под названием «The Paton Welding Journal» с 2000 г., ISSN 0957-798X.

Публикация статей в журнале бесплатная, гонорар не выплачивается.

1. Стандартный объем статьи 8–10 страниц текста (включая таблицы, библиографический список, реферат, 5–6 рисунков, объем обзорной статьи может быть увеличен до 12–14 страниц. Текст печатается через 1,5 интервала шрифтом Times New Roman, 12 кегль.

Материал должен быть изложен кратко, без повторений данных таблиц и рисунков в тексте. На литературу, таблицы и рисунки следует давать ссылки в тексте.

Рисунки не следует перегружать второстепенными данными. Физические единицы и обозначения необходимо давать в Международной системе единиц СИ.

Публикацию статьи ускорит представление ее в электронном виде по e-mail в формате Word for Windows. Иллюстрации представляются в отдельных файлах в формате *.tif (300 dpi) для растровой графики или *.cdr (версии не выше 11.0, 600 dpi) для векторной.

2. В статье должно быть не более 5 авторов (других, принимавших участие в работе, можно указать в сноске). В сведениях об авторах следует указывать место работы и адрес, должность, ученую степень, адрес, телефон. Кроме того, следует указать почтовый адрес организации на русском и английском языках (лучше взять с официального сайта) и адрес электронной почты одного из авторов (организации).

3. Статья должна быть дополнена рефератом и ключевыми словами (от 7 до 10). Реферат (объем 1400–1600 знаков с одним пробелом между словами) должен достаточно полно раскрывать содержание статьи. В нем должны быть отражены цели и задачи, методы, результаты, область применения, выводы.

4. Каждая статья должна быть снабжена библиографическим списком, включающим не менее 8–10 ссылок (собственные работы авторов должны составлять не более четверти списка; ссылки на источники от 2000 г. обязательны).

Цитируемая в статье литература должна быть оформлена в следующем порядке:

для книг — фамилия, инициалы автора(ов), полное название, город, издательство, год издания, общее количество страниц;

для журнальных статей — фамилия, инициалы автора(ов), название статьи, журнал, год издания, номер, том, номер или выпуск, страницы; иностранные издания приводятся на языке оригинала;

для статей в сборнике — название статьи, авторы, название сборника, номер выпуска (или тома), место издания, издательство (или издающая организация), страницы начала и конца статьи; для интернет-ссылок: название ресурса, режим доступа.

5. Рукопись статьи должна быть подписана всеми авторами (или одним автором от имени авторского коллектива). К рукописи прилагается лицензионный договор по передаче авторских прав редакции журнала на публикацию статьи. Форма договора на сайте издательства или может быть выслана редакцией по электронной почте (по запросу). Несоответствие материалов указанным требованиям (п. 1–5) может служить поводом для отказа в публикации.

6. Авторы статьи должны придерживаться принципов издательской этики издательства Elsevier, исключающие плагиат в какой бы то ни было форме. Подробно с принципами издательской этики можно ознакомиться на сайте издательства или получить по электронной почте (по запросу).

7. Авторы статьи получают без оплаты по одному экземпляру соответствующих номеров журналов «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal» (по запросу).

Контакты редакции журналов «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»:

тел.: (38044) 200-63-02, тел./факс: (38044) 200-82-77.

E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com

ТРИ РЕШЕНИЯ ДЛЯ РОБОТИЗАЦИИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ ЛЮБОГО ИЗДЕЛИЯ*

Как роботизировать сварочный процесс, осуществляемый электродуговым способом? ООО «ДельтаСвар» представляет три решения, благодаря которым можно задействовать роботов в процессе электродуговой сварки любых изделий.

i-Gantry — воплощение лучшего мирового опыта

Когда возникла необходимость роботизировать производство в тяжелом машиностроении, сразу же стал вопрос о том, какие в этом плане типовые решения представлены сегодня на рынке. Однако глубокий анализ показал, что таковых по существу нет. Потому что каждое производство представляет собой отдельный организм, требующий индивидуального подхода и влекущий за собой не менее индивидуальных затрат, особенно если это касается сложного и крупномасштабного комплекса.

Конечно, при этом возникает невольное желание отыскать некое универсальное типовое решение, благодаря которому внедрение роботов в процесс сварки крупногабаритных изделий обошлось бы без лишних для каждого отдельного производства затрат. Причем, чтобы это решение было отработанным, качественным и предполагающим индивидуальный подход и в то же время относительно недорогим и воплощающим передовые европейские технологии.

В компании АББ уже давно искали такие возможности. В результате появился проект i-Gantry (Ай-Портал), который представляет собой готовое решение для сварки любых крупногабаритных изделий. Этот продукт стал воплощением самых современных технологий, передового опыта и многочисленных программных опций АББ Роботикс, а его модульные конструкции способствуют подбору индивидуального решения для каждого производителя.

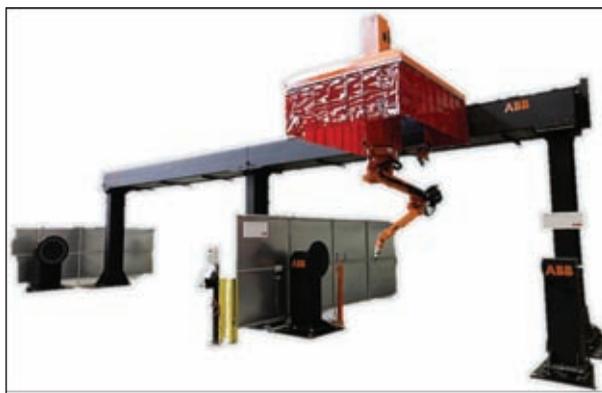
Нельзя не отметить и то, что i-Gantry соединил в себе лучшее из большого количества используемых в мире решений по роботизации процессов, что позволило данному проекту вывести в отдельный продукт, который полностью оправдывает свое предназначение. Не проходите мимо этой уникальной новинки на рынке высокотехнологичных роботизированных сварочных установок при автоматизации Вашего производства, закажите технико-коммерческое предложение у партнера компании АББ — ООО «ДельтаСвар».

FlexArc® — новое поколение модульных ячеек

Чтобы добиться оптимальной производительности сварочных работ, необходимо оборудование, которое бы эффективно работало, давая при этом максимальный результат в экономическом плане. Наилучшим вариантом достижения такой сочетаемости являются модульные стандартные роботизированные ячейки.

Представителем нового поколения таких ячеек для сварки является FlexArc® — решение, призванное обеспечить современные экономически эффективные сварочные операции.

Следует отметить, что максимальная производительность на фоне оптимального использования имеющегося пространства обеспечивается всеми без исключения ячейками. С опциональной точки зрения существуют варианты, зависящие от количества роботов (один или два) и их переме-



* Статья на правах рекламы.



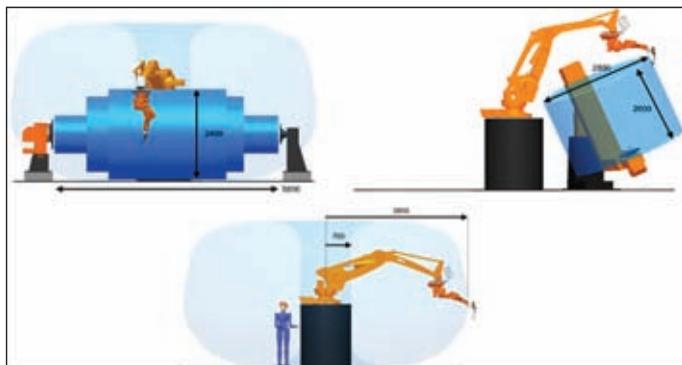
щения. ООО «ДельтаСвар» располагает широким ассортиментом позиционеров АББ и сварочного оборудования, и вы можете выбрать то, что наиболее подходит именно для вашего производства.

Оборудование FlexArc® устанавливается непосредственно в производственном помещении на общей платформе, приспособленной для его легкого и быстрого монтажа.

Камеры имеют централизованное распределение мощности, что позволяет всем компонентам — роботам, позиционерам, сварочному оборудованию, освещению и другим периферийным устройствам — получать питание от одного источника через один внешний кабель.

IRB 800 — новый инновационный робот

Робот IRB 800, специально разработанный и сконструированный для сварки крупногабаритных изделий, оборудован десятью осями вращения! Его мощность и производительность обусловлена сочетанием двух механических роботов, которые интегрированы в один.



IRB 800 так же прост в использовании и программировании сварочного процесса, как и обычный 6-осевой робот. Он отличается еще и тем, что использует IRC5 контроллеры. При помощи IRB 800 можно сваривать большие и сложные конструкции, при этом исключаются недостатки 6-осевых роботов и имеется исключительная доступность ко всем свариваемым точкам.

Продукт полностью соответствует стандартам качества. Его рабочая зона составляет 4180 мм в высоту. Рабочий диапазон варьируется от 700 до 3850 мм. Повторяемость позиционирования достигает отметки 0,25 мм.

Робот IRB 800 имеет возможности гибкой интеграции, поэтому может быть связан как с одним позиционером, так и с несколькими. Он полностью совместим со всем ассортиментом оборудования АББ, а также сварочными аппаратами.

Являясь официальным интегратором компании АББ — мирового лидера в производстве робототехники, ООО «ДельтаСвар» разработает для Вас робототехнический комплекс, подберет технологию сварки, проведет обучение Ваших специалистов.



А. В. Веснин, ведущий специалист по автоматике и робототехнике ООО «ДельтаСвар»,

А. С. Новоселов, региональный представитель ООО «АББ»



ООО «ДельтаСвар»
г. Екатеринбург, ул. Фронтовых бригад, 18/2
тел.: +7 (343) 384-71-72, +7 (343) 389-09-51
E-mail: info@deltasvar.ru, www.DeltaSVAR.ru

Сварочный тренажер Virtual Welding: теперь доступна и сварка покрытыми электродами (ММА)*

Система Virtual Welding постоянно совершенствуется, достигая еще большей универсальности и обеспечивая предельно комфортное и эффективное обучение. После отлично зарекомендовавшей себя виртуальной сварки способом MIG/MAG сварочный тренажер от «Fronius» теперь может быть использован для обучения и отработки практических навыков сварки покрытыми электродами (ММА)

Имея значительный опыт разработки сварочных систем, компания «Fronius» досконально изучила технологические особенности каждого из основных способов сварки. Именно эти знания послужили основой для разработки всеобъемлющей системы практического обучения.

Новые функциональные возможности тренажера Virtual Welding обеспечивают получение максимально реалистично смоделированных сварных швов, выполненных способом ММА, причем даже с имитацией шлаковой корки. Кроме выполнения стыковых и угловых швов, пользователю системы предоставляется полезное дополнение — программа обучения сварки стыков труб.

В зависимости от учебного курса существует множество вариантов моделирования сварных соединений: одно- и многопроходная сварка с разделкой и без разделки кромок в положении РА, РВ, РС, РD, РЕ, РF и РG. Доступны для применения модели сварочного электрода диаметром 3,2 и 4 мм.

Ни для кого не секрет, что одним из наиболее проблемных моментов при процессе ММА для новичков является правильный поджиг дуги, который предусматривает согласованность таких параметров, как скорость перемещения электрода при контактировании с заготовкой, а также угол его наклона.

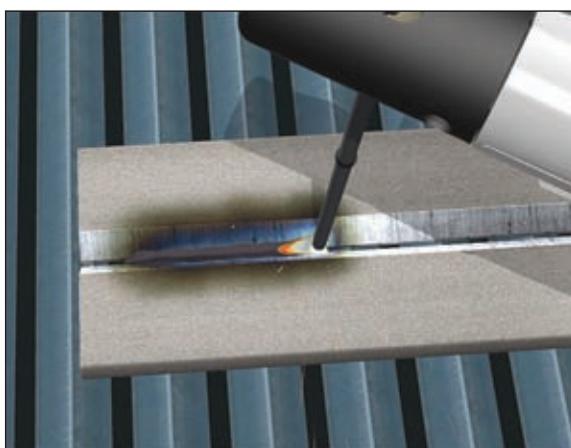
Предварительно ознакомившись с теоретической информацией и руководствуясь подсказками так называемого виртуального мастера, учащийся осваивает поджиг дуги. И только после успешного выполнения данного задания он сможет перейти к следующему уровню обучающей программы.

Virtual Welding оценивает, анализирует и сохраняет результаты каждого выполненного сварного шва и, таким образом, делает обучение системным и максимально гибким.

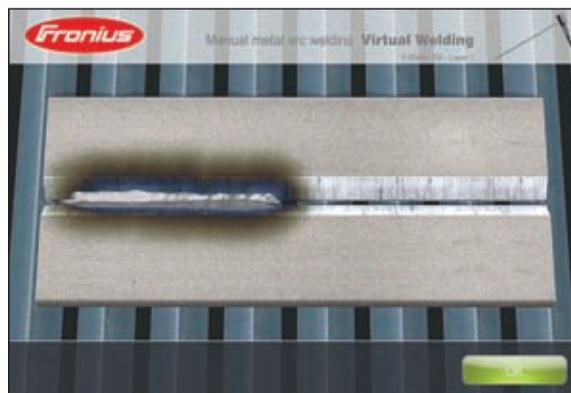
После прохождения всех этапов курса с виртуальным мастером обучающийся обязан выполнить сварку образца в максимально приближенных к ре-



Исполнение сварочного тренажера Virtual Welding для обучения сварке покрытыми электродами (ММА)



Процесс выполнения виртуальной сварки на тренажере



Студент имеет возможность внимательно изучить и проанализировать внешний вид шва после выполнения задания

* Статья на правах рекламы.



Сварочный тренажер предлагает возможность индивидуальной настройки учебного курса в зависимости от плана занятия и для задания уровня сложности, необходимого для определенной группы студентов



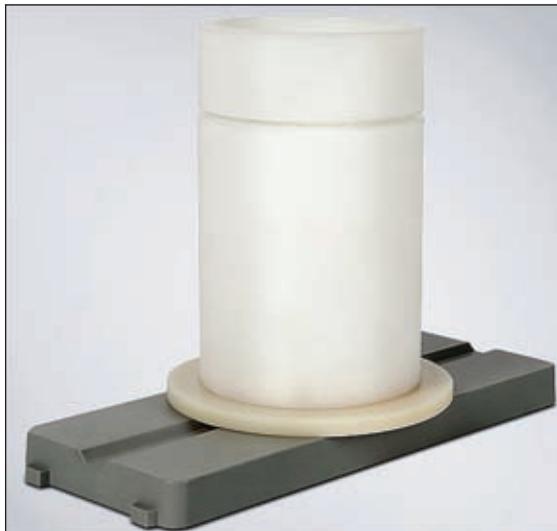
Модель электрододержателя для сварки MMA



Сварочная маска со встроенными 3D очками

альности условиях, без какой-либо помощи и подсказок программы.

Сварочный тренажер предлагает мастерам и преподавателям возможность индивидуальной настройки учебного курса в зависимости от плана занятия и задания необходимого уровня сложности для определенной группы



Модели изделий для выполнения прямолинейных и кольцевых швов

студентов. Новая программная функция системы Virtual Welding предусматривает запись всей информации относительно конкретного обучающегося непосредственно на USB накопитель для дальнейшей документации и архивации.

Компания «Fronius» стремится предоставить пользователям максимально эффективную и интуитивно понятную систему обучения. Сварочный тренажер Virtual Welding постоянно совершенствуется, дополняется новыми функциями и возможностями и уже сейчас готов предложить всеобъемлющую программу экономичного и безопасного обучения практической сварки способами MIG/MAG и MMA.

«Fronius International» — австрийское предприятие, головной офис которого расположен в Петтенбахе и которое имеет отделения в Вельсе, Тальхайме и Заттледте. Предприятие специализируется на системах для заряда батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает около 3000 сотрудников. Доля экспорта составляет 94 %, что достигается благодаря 19 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям «Fronius» более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также более 850 действующим патентам «Fronius» является лидером в области технологий на мировом рынке.



ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
 07455, Киевская обл.,
 Броварской р-н, с. Княжичи, ул. Славы, 24
 Тел.: +38 044 277 21 41; факс: +38 044 277 21 44
 E-mail: sales.ukraine@fronius.com
 www.fronius.ua