

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ**Главный редактор
Б. Е. ПАТОНЮ. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко,
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. Серета

Свидетельство о государственной
регистрации KB 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**

<i>Кучук-Яценко С. И., Швец В. И., Дидковский А. В., Антипин Е. В., Капитанчук Л. М.</i> Дефекты соединений высокопрочных рельсов, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением	3
<i>Рыбаков А. А., Филипчук Т. Н., Костин В. А., Жуков В. В.</i> Влияние химического состава микролегированной стали и скорости охлаждения металла ЗТВ сварных соединений труб на его структуру и ударную вязкость	10
<i>Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Миходуй О. Л.</i> Электродинамическая правка элементов тонколистовых сварных конструкций	19
<i>Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Миленин А. С., Пивторак Н. И.</i> Моделирование процессов зарождения и развития пор вязкого разрушения в сварных конструкциях	26

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Ющенко К. А., Яровицын А. В., Яковчук Д. Б., Фомакин А. А., Мазурак В. Е.</i> Некоторые пути снижения потерь присадочного порошка при микроплазменной наплавке	32
<i>Нестеренков В. М., Кравчук Л. А., Архангельский Ю. А.</i> Механические свойства соединений жаропрочных сталей марок 10X12M, 10X9MФБА, выполненных электронно-лучевой сваркой	39
<i>Рябцев И. А., Бабинец А. А., Гордань Г. Н., Рябцев И. И., Кайда Т. В., Еремеева Л. Т.</i> Структура многослойных образцов, имитирующих наплавленные инструменты для горячего деформирования металлов	43
<i>Коротков В. А.</i> Влияние остаточных напряжений при наплавке на закрепление цапф в корпусе мельницы	48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

<i>Борисов Ю. С., Войнарович С. Г., Кислица А. Н., Калужный С. М., Кузьмич-Янчук Е. К.</i> Изготовление резистивного электронагревателя способом микроплазменного напыления	52
---	----

ХРОНИКА

Научный семинар по европейскому проекту «INNOPIPER» в Варшаве	54
VII Международная научно-практическая конференция «Сварочные материалы. Дуговая сварка. Материалы и качество»	55
Конференция «Сварка — взгляд в будущее 2013»	59

ИНФОРМАЦИЯ

Международная научно-техническая конференция «Сварочные материалы»	31
Новая сварочная система FTM 24-120 PRO для энергетического машиностроения	61
Автоматические сварочные системы для заводов металлоконструкций от ООО «ДельтаСвар»	63
Роботизация — основа современного производства. Качество, эффективность, успех	65
Обеспечение высокого качества сварных и наплавленных соединений изделий трубопроводной арматуры, энергоустановок, горно-шахтного оборудования, выполненных способами TIG HOT WIRE и CMT	67

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИИ 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); реферируется 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),
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. Yushchina, 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

- Kuchuk-Yatsenko S. I., Shvets V. I., Didkovsky A. V., Antipin E. V., Kapitanchuk L. M.* Defects of joints of high-strength rails, made by flash-butt welding 3
- Rybakov A. A., Filipchuk T. N., Kostin V. A., Zhukov V. V.* Effect of chemical composition of microalloy steel and rate of cooling of HAZ metal of pipe welded joints on its structure and impact strength 10
- Lobanov L. M., Pashchin N. A., Mikhoduy O. L.* Electrodynamic straightening of elements of thin-sheet welded structures 19
- Velikoivanenko E. A., Rozyinka G. F., Milenin A. S., Pivtorak N. I.* Modeling of processes of initiation and development of pores of tough fracture in welded structures 26

INDUSTRIAL

- Yushchenko K. A., Yarovitsin A. V., Yakovchuk D. B., Fomakin A. A., Mazurak V. E.* Some ways of decreasing the losses of filler powder in microplasma surfacing 32
- Nesterenkov V. M., Kravchuk L. A., Arkhangelsky Yu. A.* Mechanical properties of joints of heat-resistant steels of 10Kh12M, 10Kh9MFBA grades made by electron beam welding 39
- Ryabtsev I. A., Babinets A. A., Gordan G. N., Ryabtsev I. I., Kaida T. V., Ereemeeva L. T.* Structure of multilayer specimens, simulating surfaced tools for hot deforming of metals 43
- Korotkov V. A.* Effect of residual stresses in surfacing at pins fastening in mill body 48

BRIEF INFORMATION

- Borisov Yu. S., Voinarovich S. G., Kislitsa A. N., Kalyuzhnyi S. M., Kuzmich-Yanchuk E. K.* Manufacture of resistive electric heater by the method of microplasma spraying 52

NEWS

- Scientific seminar on European project «INNOPIPES» in Warsaw 54
- VII International Scientific-Practical Conference «Welding materials. Arc Welding. Materials and quality» 55
- Conference «Welding — prospection 2013» 59

INFORMATION

- International scientific-technical conference «Welding materials» 31
- New welding system FTM 24-120 PRO for power machine building 61
- Automatic welding systems for factories of metal structures from «DeltaSvar Ltd.» 63
- Robotizing — basis of the modern production. Quality, efficiency, success 65
- Assurance of high quality of welded and surfaced joints of products of pipeline accessories, power installations, mining equipment, produced using TIG HOT WIRE and CMT methods 67

«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 621.791:625.143.48

ДЕФЕКТЫ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ РЕЛЬСОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКОЙ ОПЛАВЛЕНИЕМ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, В. И. ШВЕЦ, А. В. ДИДКОВСКИЙ, Е. В. АНТИПИН, Л. М. КАПИТАНЧУК
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведены исследования дефектов структуры соединений рельсов, полученных контактной стыковой сваркой оплавлением, которые выявлены на поверхности изломов после разрушения соединений при испытаниях на статический изгиб, а также после разрушения в условиях эксплуатации. Анализ микроструктуры и химической неоднородности поверхности изломов осуществляли на Оже-микросзонде JAMP 9500F фирмы «JEOL» (Япония). К дефектам, образующимся в результате отклонения от стандартного режима сварки, отнесены непровары и включения железомарганцовистых силикатов, которые значительно снижают показатели при механических испытаниях сварных соединений. Их наличие в сварных соединениях недопустимо. Скопления включений алюмосиликатов, так называемых матовых пятен, и оксидные пленки более сложного состава формируются в соединении на базе неоднородно распределенных неметаллических включений металла рельса. Матовые пятна при небольшой площади не влияют на показатели при механических испытаниях сварных соединений. Общая площадь их на изломе не должна превышать 15 мм². На основании проведенных исследований определены критерии оценки качества соединений высокопрочных рельсов, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением с использованием современных систем управления. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 11.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, рельсовые стали, статический изгиб, поверхность излома, дефекты сварных соединений, непровар, железомарганцовистые силикаты, алюмосиликаты

В последнее пятилетие в главные пути украинских и российских железных дорог производится массовая укладка высокопрочных рельсов. Соединение рельсов в основном выполняется контактной стыковой сваркой оплавлением (КССО) с использованием оборудования и технологии, разработанной ИЭС им. Е. О. Патона [1]. Контроль качества сварных рельсов выполняется непосредственно после сварки с использованием операционного и неразрушающего ультразвукового контроля. Кроме того, в соответствии с нормативными требованиями в начале каждой рабочей смены производятся испытания контрольных образцов на статический изгиб.

В ИЭС им. Е. О. Патона накоплен большой объем данных по всем видам контроля соединений высокопрочных рельсов в сочетании с исследованием изломов и данными механических испытаний. Установлено, что при одинаковой площади дефектов, выявляемых в соединениях высокопрочных рельсов конверторной плавки, показатели механических испытаний снижаются в большей степени, чем в рельсах мартеновского производства.

Цель настоящей статьи — изучение дефектов в соединениях высокопрочных рельсов конверторной плавки, полученных КССО.

Образцы для исследований отбирали на рельсосварочных предприятиях на основе результатов операционного и неразрушающего ультразвукового контроля. Дефекты структуры выявляли на поверхности изломов после испытаний сварных стыков на статический изгиб. Испытания проводили по методике, принятой на железных дорогах Украины и России [2].

Металлографические исследования микроструктуры соединений рельсов проводили на световом микроскопе «Неофот 32», а фрактографические исследования и микрорентгеноспектральный анализ поверхности излома — на Оже-микросзонде JAMP 9500F фирмы «JEOL» (Япония). Химический состав рельсовых сталей приведен в табл. 1.

Типичная микроструктура металла сварного шва рельсов, выполненного на оптимальном режиме, представляет собой сорбитообразный перлит (рис. 1). По линии соединения наблюдается полоса шириной около 200 мкм с выделениями доэвтектоидного феррита по границам первичных аустенитных зерен, размер которых по ASTM соответствует баллу 2...3. В зависимости от градиента температурного поля при сварке количество доэвтектоидного феррита может изменяться. При оптимальных жестких режимах, отличающихся высоким градиентом температурного поля,



Таблица 1. Химический состав рельсовых сталей различного производства, мас. % (ГОСТ Р 51685–2000)

Марка стали	C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Cr	Al	Cu
М76	0,71...0,82	0,75...1,05	0,25...0,45	< 0,035	< 0,040	—	—	—	0,02	≤ 0,15
Э76Ф К76Ф				< 0,025	< 0,030	0,03...0,15	—	—	0,02	
Э76Т К76Т				< 0,030	< 0,035	—	0,007...0,025	—	0,02	
КФ	0,78...0,81	0,89...0,91	0,30...0,39	0,013...0,02	0,003...0,01	0,057...0,061	—	0,03...0,04	—	0,02...0,04

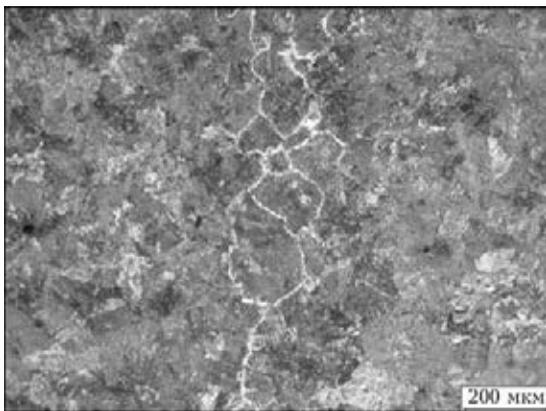


Рис. 1. Микроструктура центра шва сварного соединения рельсов

толщина ферритной оторочки минимальна, и она может прерываться. Такие соединения отличаются наиболее высокими пластическими свойствами.

Излом соединений рельсов, сваренных на оптимальном режиме, имеет кристаллическое строение. Поверхность излома в основном состоит из фасеток скола с ручьистым узором и язычками, присутствуют гребни отрыва (рис. 2).

На поверхности излома встречаются тугоплавкие включения карбонитридов титана, алюминатов кальция, оксисульфидов марганца (рис. 3). Размер этих неметаллических включений не превышает десятка микрометров. Наличие таких включений придает излому рельефность. Присутствие их не критично для прочностных характеристик соединения.

Дефекты, оказывающие значительное влияние на прочностные свойства соединений, проявля-

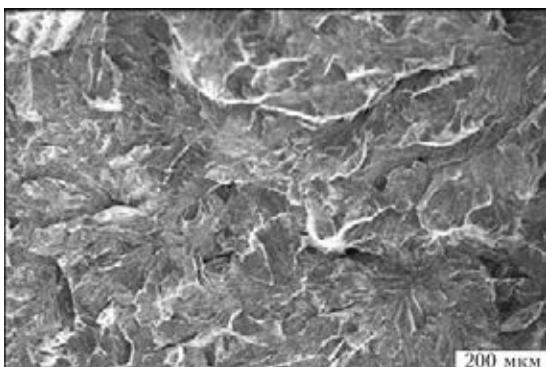


Рис. 2. Поверхность излома сварного соединения рельсов

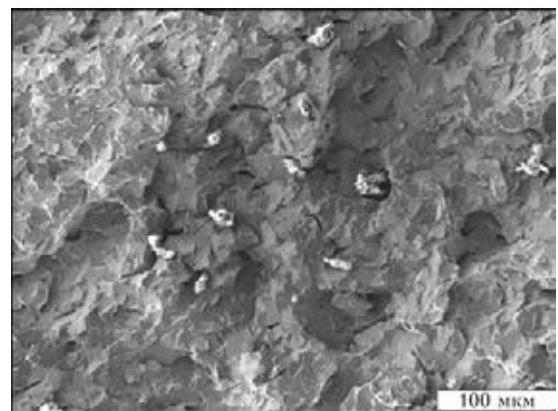


Рис. 3. Тугоплавкие неметаллические включения на поверхности излома сварного соединения рельсов

ются как нарушение однородности кристаллического строения излома.

Одним из таких дефектов является непровар. При КССО непровар формируется в условиях, когда металл торца рельса перед осадкой находится в твердом или твердожидком состоянии. На изломе он имеет вид плоского блестящего участка (рис. 4). Установлено, что микроструктура поверхности анализируемого непровара представ-

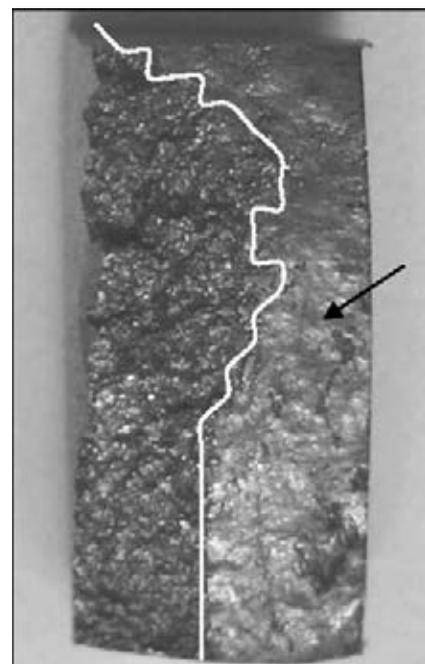
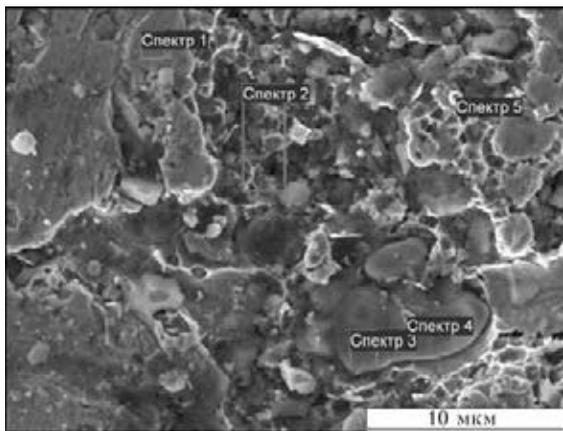


Рис. 4. Непровар на поверхности излома сварного соединения рельсов



Номер спектра	Содержание элементов, ат. %							Примечание
	C*	O	Na	Si	Ca	Mn	Fe**	
1	5,90	3,23	0,18	0,00	0,00	0,00	90,68	Матрица
2	28,77	22,60	1,61	3,20	1,24	0,74	41,83	Включения
3	3,00	53,06	0,08	0,16	0,08	4,19	39,44	»
4	5,96	68,24	0,09	18,32	0,00	0,51	6,89	»
5	7,01	53,36	0,37	0,61	0,08	0,35	38,22	»

* — распределение углерода в стали при сварке требует отдельного рассмотрения, выходящего за рамки настоящей статьи. ** — значение концентрации железа зависит от соотношения размеров анализируемого объекта и диаметра электронного зонда.

Рис. 5. Микроструктура поверхности излома и химическая неоднородность на участке непровара в сварном соединении рельсов

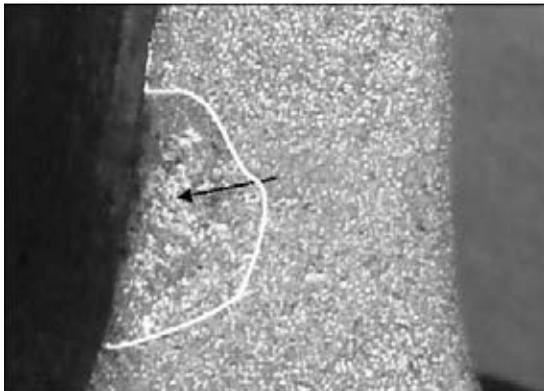


Рис. 6. Железомарганцовистые силикаты на поверхности излома сварного соединения рельсов

ляет собой плоские участки матрицы металла рельса (рис. 5, спектр № 1), разделенные структурной составляющей, состоящей из оксидов и силикатов (рис. 5, спектры № 2–5). Очевидно, эта структурная составляющая образуется из неметаллических включений основного металла и продуктов окисления оплавленного по границам металла рельса.

Наличие дефектов такого типа даже небольшой площади (1...2 мм²), выявляемых современными средствами ультразвукового контроля, в сварных соединениях недопустимо, так как они снижают показатели при статических и ударных испытаниях, провоцируют усталостные разрушения сварных стыков.

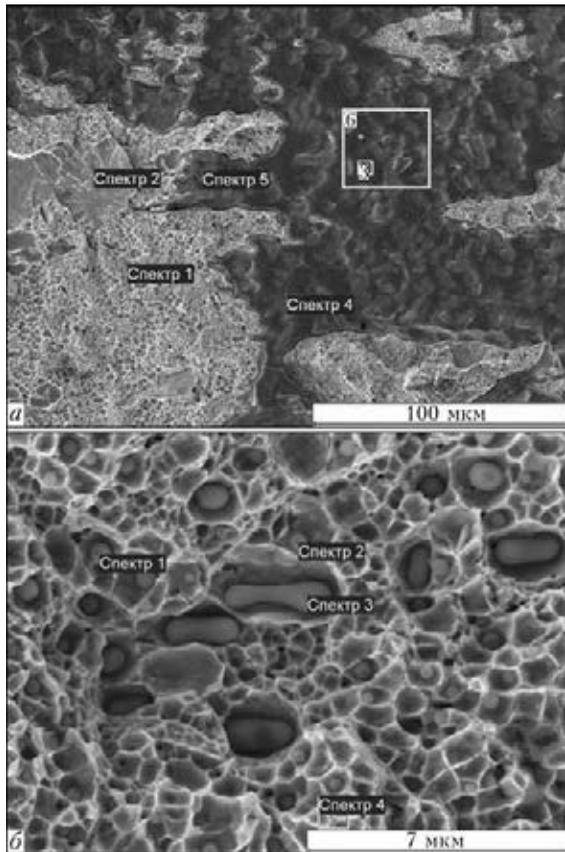
Другой тип дефектов представляет собой пятна с неразвитым рельефом, в пределах которых сочетаются блестящие и матовые места (рис. 6). Анализ микроструктуры поверхности излома показал, что блестящие места представляют собой слой железомарганцовистых силикатов (рис. 7, а). Матовые места, примыкающие к монолитному слою, являются местом скопления частиц железомарганцовистых силикатов (рис. 7, б). Разрушение происходит в результате расслоения по пленке на участке монолитного слоя и по ямочному механизму в местах скопления включений.

Железомарганцовистые силикаты образуются в процессе сварки при окислении оплавленного металла. Принято считать [3], что формирование оксидных структур в плоскости соединения определяется наличием кислорода в искровом промежутке в период оплавления, предшествующего осадке. В работе [4] показано, что главным фактором, влияющим на образование дефектов в плоскости соединения, является состояние расплава на оплаиваемых торцах деталей в период, предшествующий осадке. Если расплав сохраняется, при деформации он выдавливается из стыка вместе с оксидами, образуя на его поверхности, независимо от содержания кислорода в искровом зазоре. Длительность существования слоя расплава на торцах зависит от его толщины, градиента температурного поля в приконтактной области торцов и скорости оплавления деталей [5].

Описанные дефекты наблюдаются в соединениях рельсов, сваренных с отклонениями от заданных оптимальных значений параметров сварки. Они уверенно выявляются современными средствами ультразвукового контроля даже при небольшой площади (1...2 мм²). Присутствие их в сварных соединениях недопустимо, поскольку они снижают показатели механических свойств при статических и ударных испытаниях, провоцируют усталостные разрушения сварных стыков.

Особое место занимают дефекты, которые в нормативных документах определяются как «матовые» (МП), или «серые» пятна. На поверхности излома они наблюдаются как участки темного цвета с неразвитым рельефом (рис. 8). Эти дефекты чаще всего встречаются при испытаниях сварных соединений различных металлов, выполненных КССО.

Сравнительный анализ химического состава с площади показал, что МП обогащены по сравнению с окружающей поверхностью кристаллического строения алюминием, марганцем, кремнием (рис. 9, а). При более тонких исследованиях установлено, что МП представляют собой скоп-



Номер спектра	Содержание элементов, ат. %					Примечание
	C	O	Si	Mn	Fe	
1	8,96	5,59	0,95	0,76	83,74	Скопление частиц силикатов
2	5,42	3,16	0,00	0,10	91,31	Фасетка скола
3	2,24	56,41	12,63	8,87	19,85	Монолитный слой силикатов
4	0,74	58,67	12,69	7,46	20,44	То же
5	2,43	52,69	4,70	7,40	32,78	» »
6	2,40	55,97	9,64	8,59	23,40	» »

Номер спектра	Содержание элементов, ат. %					Примечание
	C	O	Si	Mn	Fe	
1	5,99	54,25	14,49	15,53	9,74	Частицы силикатов
2	7,22	48,70	15,58	10,01	18,49	» »
3	3,20	59,61	14,73	18,37	4,09	» »
4	10,03	4,53	0,52	0,00	84,92	Матрица (без включений)

Рис. 7. Микроструктуры и результаты анализа химического состава неоднородности на участке излома с железомарганцовистыми силикатами в виде пленки (а) и включений (б)

ления частиц марганцовистых алюмосиликатов, располагающихся в металлической матрице (рис. 9, б). Частицы имеют оплавленный вид и характеризуются слабой адгезией к железу.

Следует отметить, что на изломе наблюдаются как собственно частицы алюмосиликатов, так и места расположения этих частиц, удаленные при разрушении. Матовость излому придает ямочный рельеф поверхности после разрушения по включениям.

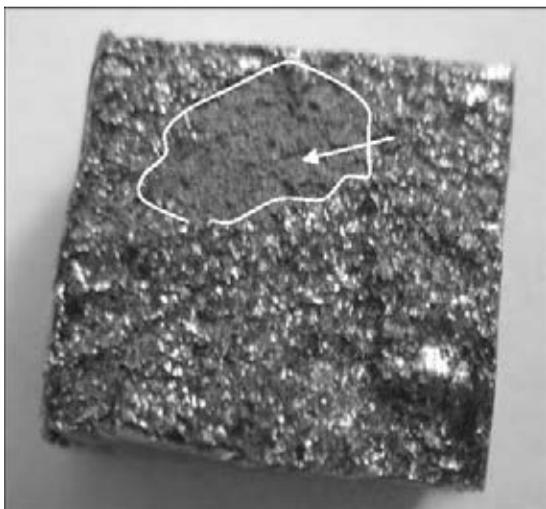
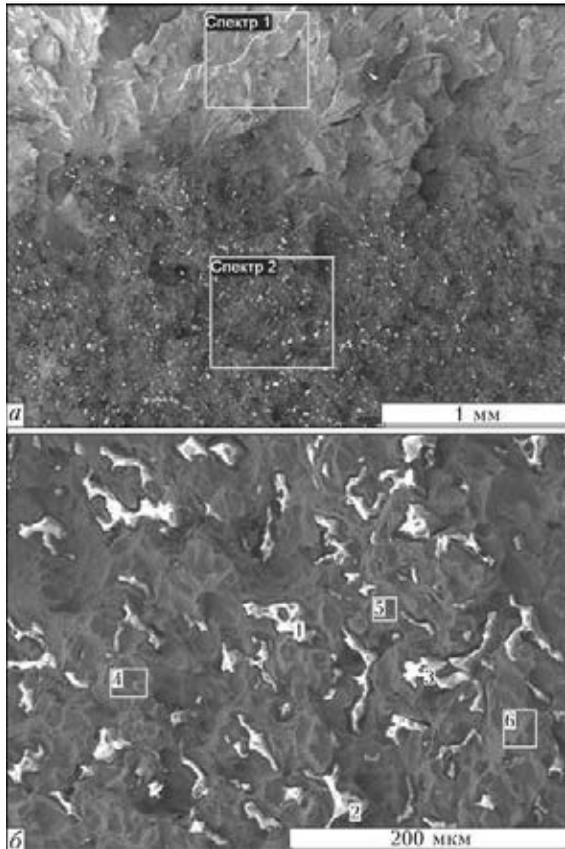


Рис. 8. Матовые пятна на поверхности излома сварного соединения рельсов

Характерной особенностью включений алюмосиликатов является незначительное количество железа в их составе (0,86...0,99 ат. %). Это свидетельствует о том, что образование их не связано с оплавлением торцов. Они формируются в примыкающем к оплавленному металлу слое на базе включений основного металла (см. табл. 2). Обогащение марганцем происходит при переходе его из матрицы в формирующийся легкоплавкий силикат, что возможно в силу высокой диффузионной подвижности и поверхностной активности марганца в железе. Расположение алюмосиликатов в примыкающем к оплавленному металлу слое затрудняет их выдавливание в грат при осадке.

Известно, что легкоплавкие алюмосиликаты образуются при недоокислении кремния в присутствии алюминия [6]. Источником кремния может быть силикокальций, используемый в качестве раскислителя при производстве рельсов, что косвенно подтверждается присутствием кальция в составе алюмосиликатов. Алюминий попадает в сталь из ферросплавов и, возможно, ковшового шлака [7].

В ходе исследования большого количества дефектов типа МП в соединениях рельсов различного производства установлено, что они существенно отличаются от рассмотренных выше дефектов не только составом структурных составляющих, но и толщиной, не превышающей 20



Номер спектра	Содержание элементов, ат. %						Примечание
	C	O	Al	Si	Mn	Fe	
1	8,34	2,74	0,00	0,25	0,13	88,55	Фасетки скола
2	7,01	16,52	0,45	4,08	5,86	66,08	Пятно

Номер спектра	Содержание элементов, ат. %						Примечание
	C	O	Al	Si	Mn	Fe	
1	3,27	66,66	1,11	16,48	11,61	0,86	Включения
2	3,36	61,08	3,15	16,70	14,73	0,99	» »
3	2,41	68,91	1,32	16,39	6,90	0,90	» »
4	4,43	1,57	0,11	0,00	0,80	93,09	Матрица
5	5,51	0,86	0,00	0,18	0,81	90,76	» »
6	4,70	1,50	0,00	0,15	1,11	92,54	» »

Рис. 9. Микроструктуры и результаты анализа химического состава поверхности излома соединений рельсов на участке матового пятна с площади (а) и локально (б)

мкм. Небольшая толщина, с одной стороны, затрудняет их выявление при ультразвуковом контроле, а с другой — наличие таких дефектов в сварных швах рельсов не влияет существенно на показатели при натурных испытаниях на статический и ударный изгиб. Ограниченное количество МП в соединениях рельсов допустимо. Их суммарная площадь существующими нормативами ограничена до 15 мм² [2], что достаточно обосновано экспериментальными данными.

В последнее время на изломах рельсов, разрушающихся не только по соединению, но и по

основному металлу, в области головки встречались дефектные участки близкой к овалу формы темного цвета и неразвитым рельефом (рис. 10).

Установлено, что разрушение на участке овального пятна происходит по ямочному механизму (рис. 11). В пределах участка выявлены группы включений размером около 20 мкм, представляющие собой сложные оксиды, в состав которых входят алюминий, кремний, магний, кальций (рис. 11, а). Подобные по химическому составу, но более мелкие включения присутствуют в ямках (рис. 11, б). В ямках наблюдаются также

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа химического состава неметаллических включений в рельсовой стали, ат. %

Марка стали	Fe	Mn	Si	S	V	Ti
М76	39,8...80,9	0,86...10,3	0,51...1,3	0,3...5,3	Не опр.	Не опр.
К76Ф	33,5...58,5	0,01...0,5	0,9...6,1	2,4...30,1	0,006	0,1...1,2
Э76Ф	68,9...95,8	0,7...1,6	0,56...5,9	0,08...0,5	0,06...0,12	—

Окончание табл. 2

Марка стали	P	Al	Ca	Cu	O	Mg
М76	0,02	Не опр.	0,03...5,3	0,01...0,11	6,3...55,2	Не опр.
К76Ф	0,02	0,001...5,3	0,1...5,3	0,01...0,15	11,9...30,5	0,2...0,5
Э76Ф	0,01	0,29...0,31	0,55...5,2	0,15...0,18	1,86...21,8	0,4...0,7

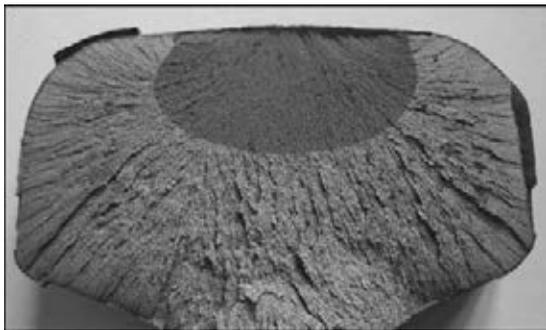


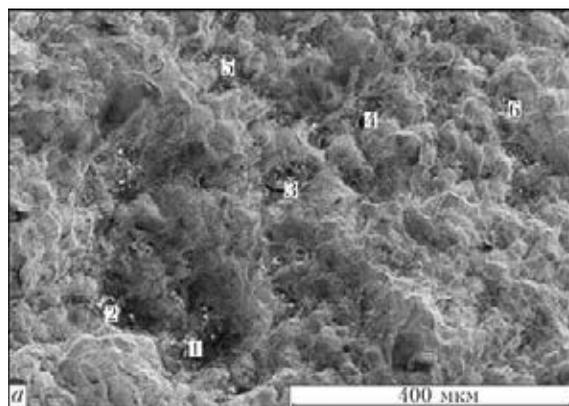
Рис. 10. Овальные пятна на изломе рельсов

По-видимому, образование овального пятна происходит на основе МП в результате взаимодействия алюмосиликатов с закисью железа, например в случае недораскисленности стали. При этом формируются более легкоплавкие оксидные системы, отличающиеся высокой жидкотекучестью [8]. В термомеханических условиях прокатки и сварки эти легкоплавкие оксиды проникают по структурным границам и формируют овальные пятна.

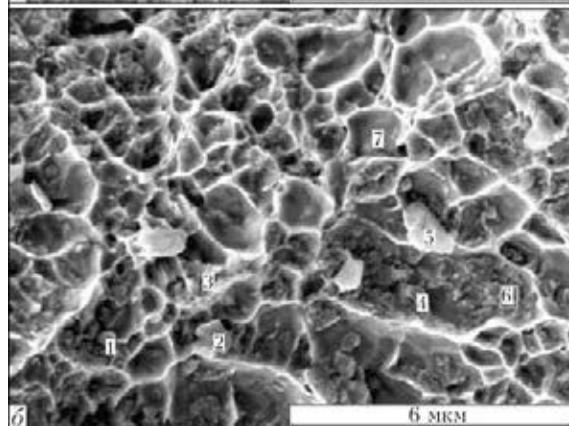
включения оксидов железа, размер которых составляет десятые доли микрометра (рис. 11, в).

Отсутствие металлического соединения на большой площади вызывает значительное снижение прочности.

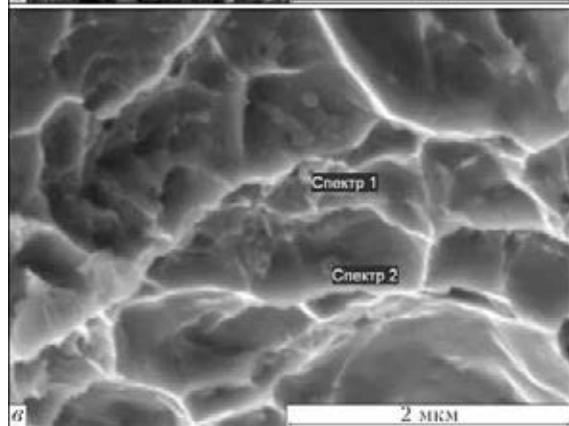
При сварке высокопрочных рельсов современного производства, как показывают результаты



Номер спектра	Содержание элементов, ат. %							
	C	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Fe
1	34,38	7,29	—	0,68	3,60	—	4,58	45,64
2	46,57	29,02	—	1,47	4,41	1,53	—	2,40
3	24,00	23,21	—	1,49	3,27	—	0,74	47,29
4	49,32	33,95	0,23	1,87	6,48	0,30	0,79	6,03
5	55,94	27,26	0,45	2,35	6,54	—	1,18	5,57
6	26,55	53,09	0,36	1,25	2,61	2,41	10,22	1,86



Номер спектра	Содержание элементов, ат. %							
	C	O	Al	Si	S	Ca	Cr	Fe
1	16,48	3,78	0,00	1,02	—	—	0,08	78,62
2	28,58	19,54	0,00	1,03	1,46	2,14	—	46,66
3	16,05	9,34	0,67	1,48	—	—	—	72,46
4	18,36	24,75	3,20	5,00	—	—	—	48,69
5	18,83	52,32	5,01	15,22	—	—	—	4,75
6	17,46	4,58	0,31	0,57	—	—	—	77,07
7	3,52	0,17	0,00	0,40	—	—	—	95,92



Номер спектра	Содержание элементов, ат. %			
	C	O	Si	Fe
1	13,61	22,79	0,81	62,79
2	16,87	10,99	0,52	71,63

Рис. 11. Микроструктуры и результаты анализа химического состава неметаллических включений на участке овального пятна излома сварного соединения рельсов: а — скопления частиц оксидов алюминия, кремния, кальция, магния; б — частицы оксидов, располагающиеся в ямках; в — оксиды железа



большого количества контрольных партий сварных рельсов, вероятность образования МП возрастает по сравнению с аналогичными данными, полученными при сварке рельсов мартеновского производства. По-видимому, это связано с попаданием в сталь алюминия как попутного элемента, например, при введении ванадия, титана, ниобия или других технологических операций. Для устранения подобных дефектов необходимо проводить работы по усовершенствованию процессов плавки и разливки стали.

Повышенная склонность к формированию МП в высокопрочных рельсах современного производства создает затруднения при определении оптимальных технологий сварки. Для получения требуемых нормативами показателей пластических свойств соединений необходимо изыскивать возможности получения дополнительного запаса пластичности металла в ЗТВ, чтобы компенсировать негативное влияние на этот показатель МП в случае их формирования. Разработчики технологий сварки высокопрочных рельсов стремятся решить эту задачу за счет прецизионного контроля энерговыложения при сварке и применении самонастраивающихся систем управления процессом оплавления [9].

На основании проведенных исследований определены критерии оценки соединений высокопрочных рельсов, которые положены в основу разработки операционного и неразрушающего контроля качества сварных рельсов, выполненных КССО с использованием современных систем управления процессом сварки и неразрушающего контроля.

Заключение. В результате проведенной работы по исследованию дефектов сварных соединений рельсов, полученных КССО, установлено, что большинство дефектов находится в плоскости соединения. По своей структуре и влиянию на механические свойства дефекты могут быть разбиты на три группы.

Первую группу составляют непровары. Вторая группа дефектов представляет собой невыдавленные при осадке железомарганцовистые силикаты. Третья группа — скопления включений марганцовистых алюмосиликатов, так называемые матовые пятна.

Дефекты первой и второй групп значительно снижают показатели при механических испытаниях. Их наличие в сварных соединениях недопустимо. Дефекты третьей группы при общей площади до 15 мм² не оказывают значительного влияния на показатели механических свойств рельса. Дефекты первой, второй групп, а также третьей группы площадью более 15 мм² уверенно выявляются современными средствами неразрушающего ультразвукового контроля.

1. Кучук-Яценко С. И., Дидковский А. В., Швец В. И. Технология и оборудование для контактной сварки высокопрочных рельсов // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 129–138.
2. ТУ У 27.1-31632138-1330-2010. Рейки нові зварені для залізниць. — Харківський регіональний науково-виробничий центр стандартизації, метрології та сертифікації, 2010.
3. Гуляев А. И. Технология и оборудование контактной сварки. — М.: Машиностроение, 1985. — 256 с.
4. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением / Отв. ред. В. К. Лебедев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 236 с.
5. Класифікація і каталог дефектів і пошкоджень елементів стрілочних переводів та рейок залізниць України. — Дніпропетровськ: Арт-Прес, 2000. — 148 с.
6. Виноград М. И., Громова Г. П. Включения в легированных сталях и сплавах. — М.: Машиностроение, 1971. — 216 с.
7. Годик Л. А., Козырев Н. А., Поляков В. А. Оптимизация содержания кислорода в рельсовой стали // Сталь. — 2009. — № 3. — С. 29–32.
8. Атлас шлаков: Справ. изд. / Пер. с нем. под ред. д-ра техн. наук И. С. Куликова. — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
9. Пат. 46820 Україна в В23К11/04, С2. Спосіб контактного стикового зварювання оплавленням / С. І. Кучук-Яценко, О. В. Дідковський, М. В. Богорський та ін.; опубл. 17.06.2002 г., Бюл. № 6.

Поступила в редакцию 26.06.2013



ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ НА ЕГО СТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ

А. А. РЫБАКОВ, Т. Н. ФИЛИПЧУК, В. А. КОСТИН, В. В. ЖУКОВ

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

Одной из наиболее сложных задач при изготовлении газонефтепроводных труб, с точки зрения технологии их сварки, является удовлетворение требованиям нормативных показателей ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений. Целью данной работы являлось исследование влияния химического состава микролегированной стали и скорости охлаждения металла ЗТВ сварных соединений труб на его структурно-фазовое состояние и характеристики вязкости. С применением современного комплекса Gleeble-3800 исследованы имитирующие металл ЗТВ сварных соединений труб образцы стали категории X70 различного химического состава, отличающиеся, в основном, содержанием углерода и условиями охлаждения с различной скоростью. Установлено, что в металле исследованного химического состава в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуется, в основном, структура бейнитного типа — пластинчатый феррит с упрочняющей второй фазой (МАК- или карбидной фазой), плотность распределения, расположение (ориентация), размеры и морфология которой определяются преимущественно химическим составом и, в меньшей мере, скоростью охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ металла. В связи с этим для повышения вязкости металла ЗТВ необходимо в большей мере использовать возможности воздействия металлургического фактора. С целью формирования оптимальной структуры и, следовательно, улучшения вязкости металла ЗТВ, наряду со снижением в стали до минимально возможного уровня содержания вредных примесей (серы, фосфора и азота), целесообразно также строго ограничивать массовые доли элементов, способствующих образованию в металле ЗТВ грубых пакетов феррита с упорядоченной карбидной фазой пластинчатой морфологии (например, углерода, ниобия, молибдена и др.). Результаты исследований использованы при изготовлении из микролегированной стали категории X70 труб для магистральных газонефтепроводов. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 6.

Ключевые слова: микролегированная сталь, сварное соединение, зона термического влияния, скорость охлаждения, микроструктура, ударная вязкость

В последнее время в связи с необходимостью решения задачи обеспечения безопасности эксплуатации магистральных трубопроводных систем для транспорта жидких и газообразных углеводородов непрерывно ужесточается комплекс требований к трубам, в том числе к ударной вязкости металла сварных соединений [1, 2]. Как известно, для таких трубопроводов применяют преимущественно сварные трубы большого диаметра из высокопрочных микролегированных сталей [3]. Анализ современных нормативных документов, литературных данных и собственные исследования свидетельствуют, что одной из наиболее сложных задач при изготовлении газонефтепроводных труб, с точки зрения технологии их сварки, является выполнение нормативных показателей ударной вязкости металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений.

Многие исследователи [4, 5] отмечают значительный разброс значений ударной вязкости при испытании металла ЗТВ сварных соединений современных трубных сталей, что обусловлено целым рядом факторов — структурной гетероген-

ностью сварных соединений, местом расположения надреза, состоянием структуры металла, особенно примыкающего к надрезу, конфигурацией линии сплавления, долей и свойствами металла шва и различных участков ЗТВ в разрушаемом сечении, реакцией стали на термомеханический цикл сварки и др.

Структурное состояние металла ЗТВ является одним из определяющих факторов, влияющих на его ударную вязкость. При любой из регламентируемых нормативными документами схем нанесения надреза для оценки вязкости металла ЗТВ в испытываемое сечение включаются участки сварного соединения с разной структурой, в том числе участок крупного зерна с пониженной вязкостью (локальной зоны охрупчивания — ЛЗО), примыкающий к линии сплавления. Наблюдаемый при сварке значительный рост зерна аустенита в ЛЗО, образование крупных пакетов пластинчатого феррита и верхнего бейнита, наличие мартенситно-аустенитно-карбидной фазы (МАК) — все это в значительной мере снижает вязкие характеристики металла околошовного участка ЗТВ [6–8]. Раз-



меры, микроструктура и свойства участка сварного соединения с пониженной вязкостью определяются химическим составом основного металла и условиями сварки (в том числе скоростью охлаждения металла в температурном интервале возможных превращений — 800...500 °С). Именно этот участок оказывает решающее влияние на интегральный показатель ударной вязкости при испытании металла ЗТВ.

В реальных сварных соединениях участок ЛЗО имеет сложную конфигурацию и относительно малые размеры, вследствие чего оценка ударной вязкости собственно этого участка и его роли в интегральном показателе вязкости затруднена. В то же время для решения задачи обеспечения требуемых вязких характеристик сварных соединений крайне важно иметь информацию относительно структуры и свойств металла в ЛЗО. С этой точки зрения наиболее корректными являются исследования с привлечением методов физического моделирования структурных превращений металла при сварке, в частности, на современном комплексе Gleeble-3800 [9], который использовался в настоящей работе.

Цель работы состояла в исследовании влияния химического состава микролегированной трубной стали и скорости охлаждения металла на структурно-фазовые характеристики металла в участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений. Образцы, вырезанные из стали толщиной 25...33 мм попеременно направления прокатки (цилиндрические диаметром 10 мм или прямоугольные сечением 10×10 мм), нагревали со скоростью примерно 40 °С/с. Максимальная температура нагрева образцов при имитации сварочных циклов составляла 1300 °С, время выдержки при этой температуре 1 с. В данных исследованиях скорость охлаждения металла испытуемых образцов в диапазоне 800...500 °С ($V_{охл. 8/5}$) выбирали исходя из режимов многодуговой сварки под флюсом,

реальных применяемых при изготовлении прямошовных труб большого диаметра. С целью определения пределов изменения этого параметра выполнен расчет $V_{охл. 8/5}$ для типовых режимов пятидуговой сварки наружных швов труб с толщиной стенки 22...36 мм при условии исходной температуры свариваемых кромок в пределах от 20 до 100 °С (повышенная исходная температура кромок в условиях поточного производства труб возможна из-за недостаточного интервала времени между окончанием сварки внутреннего шва и началом процесса выполнения наружного шва). В расчетах использовали известную формулу [10], по которой определяли время пребывания металла в указанном диапазоне $t_{8/5}$:

$$t_{8/5} = \frac{\eta^2}{4\pi\lambda\rho c} \left(\frac{UI}{V}\right)^2 \frac{1}{d^2} \left[\left(\frac{1}{500 - T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{800 - T_0}\right)^2 \right],$$

где η — тепловой КПД сварки, принятый равным 1 для сварки под флюсом; λ — коэффициент теплопроводности стали, равный $3,8 \cdot 10^{-4}$ кДж/см·с·град; ρ — плотность стали, г/см³; c — удельная теплоемкость стали, Дж/г·град; $\rho c = 0,005$ кДж/см³·град; d — толщина листа, см; T_0 — исходная температура металла перед сваркой; UI/V — погонная энергия процесса пятидуговой сварки.

Соответственно скорость охлаждения $V_{охл. 8/5}$ металла определяли как величину, обратную времени его пребывания в диапазоне температур 800...500 °С.

Согласно расчетам скорость охлаждения металла $V_{охл. 8/5}$ при многодуговой сварке под флюсом труб с толщиной стенки 22...36 мм при различной исходной температуре свариваемых кромок (от 20 до 100 °С) составляет 7,2...4,5 °С/с. Исходя из этих данных при имитации термического цикла сварки задавали время нахождения металла в указанном диапазоне температур, равное 45, 50 и 55 с, что соответствует скорости охлаждения 6,7, 6,0 и 5,4 °С/с. Отдельные образцы стали охлаждали с меньшей (3 °С/с) или большей (12 и 30 °С/с) скоростью, при этом $t_{8/5}$ составляло 100, 25 и 10 с, соответственно.

Исследовали реакцию на термический цикл многодуговой сварки стали типа К60 (Х70) различных изготовителей, используемой при производстве труб для магистральных газонефтепроводов и условно обозначенную буквенными индексами от А до Г. По химическому составу исследуемый металл (табл. 1) представлял собой кремний-марганцевую сталь со сверхнизким содержанием вредных примесей (в частности, массовая доля серы составляла 0,001...0,002 %, фосфора 0,008...0,012 %, а содержание азота не превышало 0,006 %), микролегированную ниобием (0,038...0,054 %) и ванадием (0,032...0,040 %, за

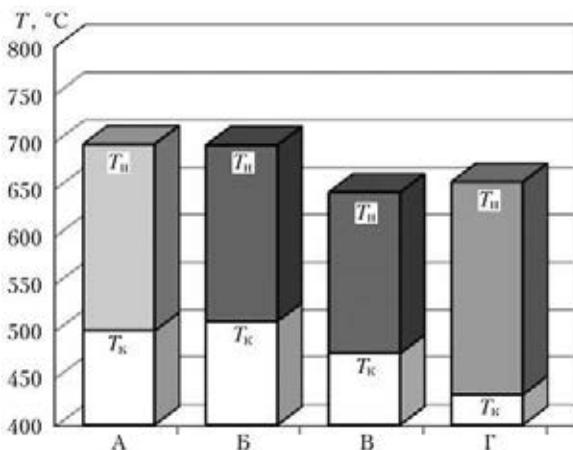


Рис. 1. Температура начала T_n и окончания T_k $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения металла исследуемых образцов при скорости охлаждения $V_{охл. 8/5} = 6,7$ °С/с



Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Условный шифр образца	C	Mn	Si	P	S	Ni	Ti	Mo	Nb	V
А	0,032	1,79	0,27	0,011	0,001	0,21	0,019	< 0,03	0,050	0,032
Б	0,045	1,79	0,23	0,012	0,002	0,21	0,013	< 0,03	0,054	0,038
В	0,080	1,62	0,11	0,014	0,002	0,23	0,012	< 0,03	0,038	< 0,02
Г	0,076	1,53	0,26	0,008	0,002	0,20	0,013	0,11	0,043	0,040

исключением образцов стали В, в которой массовая доля ванадия меньше 0,02 %). Количество марганца в исследованном металле находилось в относительно узких пределах (от 1,53 до 1,79 %). Наиболее существенные отличия в химическом составе исследуемого металла состояли в содержании углерода, которое изменялось в пределах от 0,032 до 0,080 %. По содержанию этого элемента исследованные образцы стали можно разделить на две группы: с низким содержанием углерода (0,032...0,045 % С, условные шифры А и Б) и с повышенным содержанием углерода (0,076...0,080 % С, шифры В и Г). Следует также отметить, что сталь Г, содержащая 0,076 % углерода, кроме ниобия и ванадия дополнительно микролегирована небольшим количеством молибдена, массовая доля которого составляла 0,11 %. В низкоуглеродистой стали А и Б несколько больше массовая доля ниобия (0,050...0,054 %).

Таблица 2. Температура начала и окончания превращения аустенита металла исследуемых образцов стали при разной скорости охлаждения

Условный шифр образца	$t_{8/5}^c$ ($V_{\text{охл.8/5}}, ^\circ\text{C}/\text{c}$)	$T_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{к}}, ^\circ\text{C}$
А (0,032 % С)	10 (30,0)	664	439
	25 (12,0)	671	456
	45 (6,7)	696	499
Б (0,045 % С)	10 (30,0)	656	453
	25 (12,0)	682	485
	45 (6,7)	695	509
	50 (6,0)	700	510
	55 (5,5)	702	512
В (0,080 % С)	45 (6,7)	650	480
	50 (6,0)	659	491
	55 (5,5)	660	492
	100 (3,0)	707	500
Г (0,076 % С)	25 (12,0)	656	432
	45 (6,7)	657	435
	50 (6,0)	659	440
	55 (5,5)	660	445
	100 (3,0)	670	450

Кинетику структурных превращений металла исследованных образцов стали (температуру начала $T_{\text{н}}$ и окончания $T_{\text{к}}$) при различной скорости их охлаждения в интервале 800...500 °С определяли путем анализа дилатограмм нагрева и охлаждения (табл. 2).

Как и следовало ожидать, для всех исследованных образцов с увеличением времени пребывания (уменьшением скорости охлаждения) металла в температурном интервале 800...500 °С температура начала и окончания превращения возрастает, хотя эти изменения не столь существенны. В связи с этим следует отметить достаточно высокую структурную стабильность исследованных сталей, особенно стали Г, дополнительно микролегированной небольшим количеством молибдена. Так, в диапазоне $t_{8/5}$ от 10 до 45 с ($V_{\text{охл.8/5}}$ от 30 до 6,7 °С/с) $T_{\text{н}}$ металла с низким содержанием углерода (образцы А и Б) находится в пределах 656...696 °С, а стали с повышенным содержанием углерода (образцы В и Г) — 640...657 °С. При этом $T_{\text{н}}$ стали Г, содержащей 0,11 % молибдена, в указанном диапазоне скорости охлаждения практически не меняется и составляет 656...657 °С. В ходе исследований аналогичная зависимость от скорости охлаждения установлена также и для температуры окончания структурных превращений металла (см. табл. 2).

Анализируя результаты определения $T_{\text{н}}$ и $T_{\text{к}}$ стали различного химического состава в условиях изменения скорости охлаждения, можно отметить следующее. В диапазоне скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7...5,5$ °С/с, соответствующем технической возможности ее регулирования в условиях традиционно используемой многодуговой двусторонней сварки под флюсом труб, в том числе из толстостенного металла, $T_{\text{н}}$ и $T_{\text{к}}$ исследованных образцов стали практически не изменяются и в большей мере зависят от химического состава стали (рис. 1). Так, в указанном диапазоне скорости охлаждения $T_{\text{н}}$ стали с пониженным углеродом (образцы А и Б) находится в районе 700 °С (695...702 °С), а $T_{\text{к}}$ — около 500 °С (499...512 °С). Соответственно $T_{\text{н}}$ стали с большим содержанием углерода (образцы В и Г) составляет 645...660 °С, а $T_{\text{к}}$ — 432...492 °С. Минимальная температура начала и окончания превращений во всем исследованном диапазоне ско-

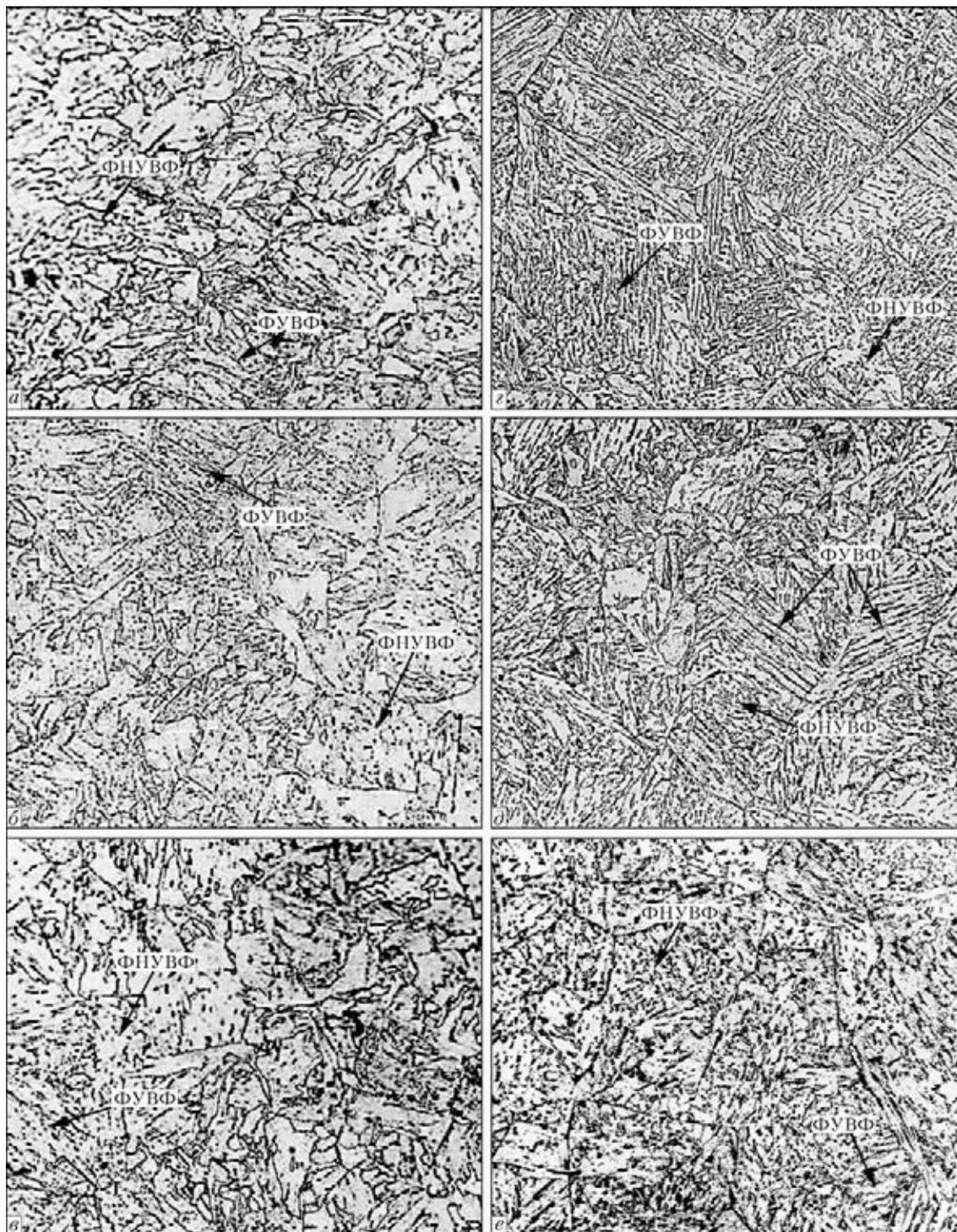


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) металла образцов имитированной ЗТВ (оптическая микроскопия). Образец А: $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (а); 12 (б); 30 (в). Образец В: $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (г); 12 (д); 30 (е). ФНУВФ — феррит с неупорядоченной второй фазой, ФУВФ — феррит с упорядоченной второй фазой

рости охлаждения характерна для стали с углеродом 0,076 %, микролегированной ниобием, ванадием и небольшим количеством молибдена (образец Г).

Для исследования особенностей структурных характеристик металла образцов стали различного химического состава после имитации термического цикла сварки с разной скоростью охлаждения применяли методы оптической и растровой ме-

таллографии. Микрошлифы цилиндрических и прямоугольных образцов стали исследовали после травления в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты (нитале).

В металле с массовой долей углерода 0,08 % (образцы стали В) при скорости охлаждения, типичной для металла ЗТВ сварных соединений труб с толщиной стенки 25...36 мм ($V_{\text{охл.8/5}} = 5,5...6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$), формируется крупнозернистая

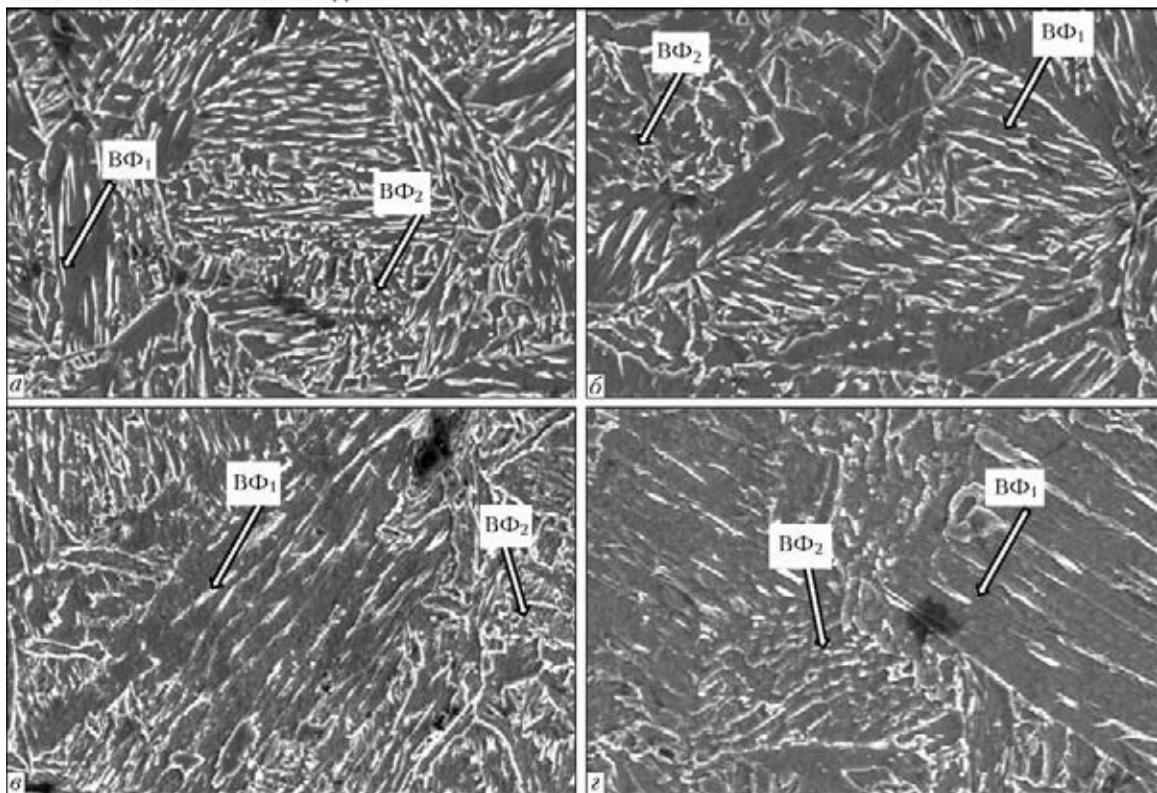


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) исследуемых образцов стали после имитации термического цикла сварки (растровая микроскопия): а, б — $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (а — образец В; б — Г); в, г — образец Б (соответственно $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7$ и $12 \text{ }^\circ\text{C/c}$); ВФ₁, ВФ₂ — соответственно вторая фаза пластинчатой и зернистой морфологии

(4 номер по ГОСТ 5639) структура пластинчатого феррита с достаточно грубой углеродистой второй фазой (МАК-фаза или карбиды), в основном, сходно ориентированной — упорядоченной (рис. 2, г и 3, а). Следует отметить, что большинство крупных зерен фрагментировано на отдельные субзерна, что четко определяется размером и ориентацией выделений второй фазы. Вторая фаза преимущественно удлиненной (пластинчатой) морфологии, достаточно плотно распределена в ферритной матрице (рис. 2, г и 3, а). Повышение $V_{\text{охл.8/5}}$ металла сверх указанного предела (до $12 \text{ }^\circ\text{C/c}$) способствует некоторому увеличению дисперсности и уменьшению объемной доли (плотности распределения) второй фазы (рис. 2, д). Зерна, размер которых соответствует 4-5 номеру по ГОСТ 5639, также фрагментированы. Наряду со второй фазой удлиненной формы наблюдаются единичные образования зернистой морфологии, в том числе хаотически расположенные (неупорядоченные). При скорости охлаждения $30 \text{ }^\circ\text{C/c}$ формируется еще более дисперсная микроструктура, представляющая собой феррит с плотно расположенной упорядоченной (около 50 %) и неупорядоченной второй фазой в основном зернистой морфологии (рис. 2, е). При снижении скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ металла до $3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ (что возможно, например, при условии, если исходная температура свариваемых кромок перед выполнением наружного шва трубы будет

равна примерно $150 \text{ }^\circ\text{C}$) в стали с содержанием углерода 0,080 % (образцы В), кроме грубых пакетов феррита с упорядоченной второй фазой пластинчатой морфологии, по границам бывшего аустенитного зерна наблюдается оторочка доэвтектоидного полигонального феррита (рис. 4, а).

Аналогичная зависимость структурных параметров при изменении скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ наблюдается и в образцах с меньшим содержанием углерода (образцы А и Б, рис. 2, а-в; 3, в-г; 4, б), а также в стали с массовой долей углерода 0,076 % и дополнительно микролегированной небольшим количеством молибдена (образцы Г). При этом в структуре имитированной ЗТВ низкоуглеродистой стали (образцы А и Б), несмотря на большее содержание ниобия, который может способствовать формированию грубых бейнитных пакетов, количество углеродистой структурной составляющей (МАК-фазы) существенно меньше. Образования МАК-фазы в металле ЗТВ этой стали более дисперсны, в большинстве своем имеют зернистую морфологию, а их сходная ориентация слабо выражена.

Следует отметить, что микроструктура металла образцов, моделирующих термический цикл сварки со скоростью охлаждения порядка $V_{\text{охл.8/5}} = 6,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$, очень близка к структуре металла на участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб, изготовленных из стали соответствующего химического состава (рис. 5).

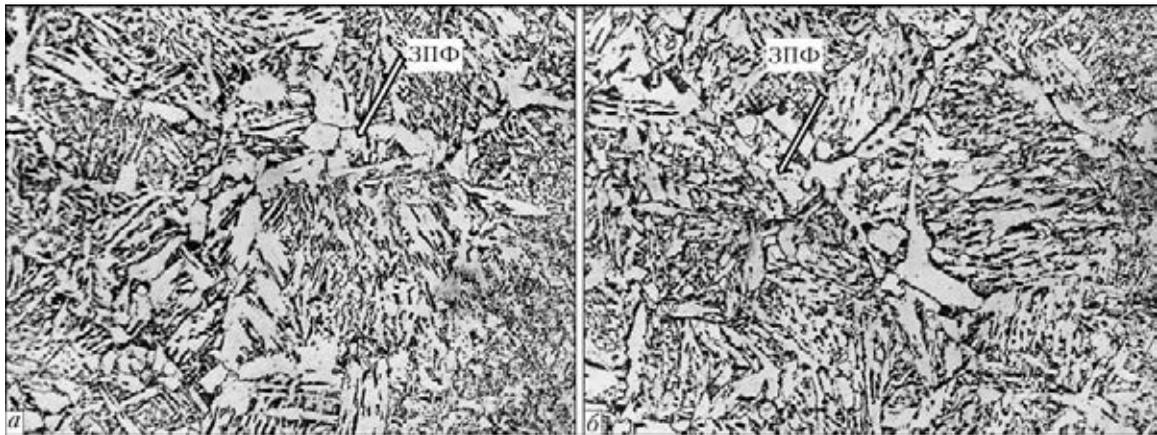


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) металла образцов имитируемой ЗТВ с замедленной скоростью охлаждения ($t_{8/5} = 100$ с, $V_{\text{охл.8/5}} = 3$ °C/c): *a* — образец В; *б* — Б (ЗПФ — зернограничный полигональный феррит)

Влияние химического состава на структурное состояние металла имитированной ЗТВ более существенно, чем изменение скорости охлаждения в исследуемых пределах. Однозначно установлена зависимость объемной доли (плотности распределения) МАК-фазы и ее морфологии от содержания углерода в стали. Меньшее количество образований МАК-фазы и предпочтительное формирование зерен феррита с МАК-фазой зернистого типа и хаотически (неупорядоченным) ее распределением выявлено в металле с пониженным количеством углерода. Так, например, структура металла образцов А и Б (массовая доля углерода 0,032 и 0,045 %, соответственно) при всех исследованных $V_{\text{охл.8/5}}$ представляет собой, в основном, феррит с дисперсной хаотически расположенной углеродистой фазой (МАК-фазой, карбидами) преимущественно зернистой морфологии (рис. 2, *a–в* и 3, *в–г*) и только в отдельных зернах наблюдается сходная ориентация дисперсной второй фазы. Объемная доля (плотность распределения) второй фазы в металле указанных образцов существенно меньше, чем в стали с большим содержанием углерода (для сравнения, например, см. рис. 3, *a, в*).

С повышением массовой доли углерода в стали до 0,080 % (образцы В) объемная доля (плотность

распределения) частиц МАК-фазы в структуре металла возрастает. При этом МАК-фаза преимущественно сходно ориентирована (упорядоченная) и, как правило, имеет пластинчатую морфологию (рис. 2, *г–е* и 3, *a*).

Дополнительное легирование стали с углеродом 0,076 % молибденом в количестве 0,11 % способствовало некоторому измельчению МАК-фазы, однако не привело к существенному улучшению структурных характеристик металла в ЗТВ.

Таким образом, металлографическими исследованиями установлено, что в достаточно широком диапазоне изменения скорости охлаждения в интервале температур 800...500 °C в металле исследованных образцов образуется, в основном, структура бейнитного типа — пластинчатый феррит с упрочняющей второй фазой (МАК- или карбидной фазой), плотность распределения, расположение (ориентация), размеры и морфология которой определяются преимущественно химическим составом и, в меньшей мере, скоростью охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ (в исследованном диапазоне). В стали с массовой долей углерода 0,08 % при скорости охлаждения, близкой к скорости охлаждения металла при сварке рабочих швов труб (примерно 6,7 °C/c), формируется структура, предс-

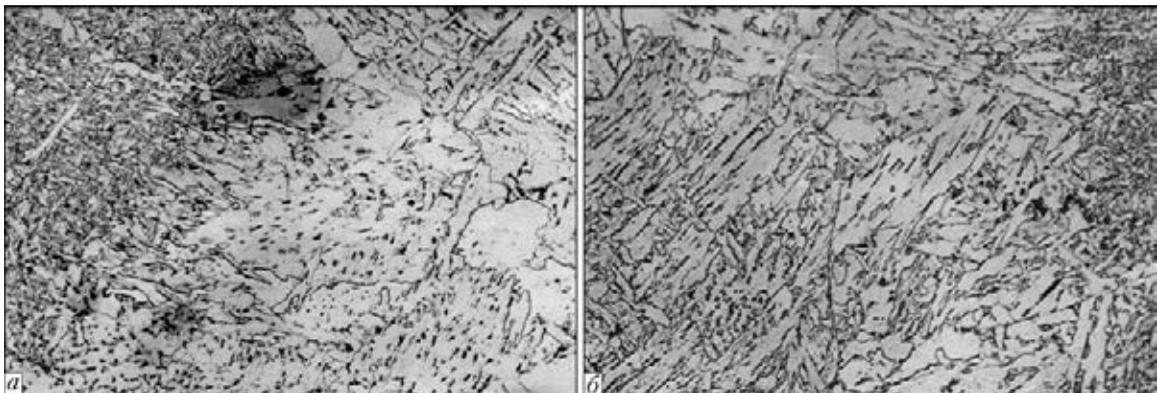


Рис. 5. Микроструктура ($\times 400$) металла на участке крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб из стали X70 различного химического состава: *a* — сталь Б; *б* — В



Таблица 3. Ударная вязкость металла образцов имитированной ЗТВ сварных соединений

Условный шифр образца (содержание углерода)	$V_{\text{охл.8/5}}, \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$	$KCV, \text{ Дж}/\text{см}^2, \text{ при } T, \text{ } ^\circ\text{C}$		
		-30	-20	-10
А (0,032 % С)	6,7	$\frac{38,9; 46,7; 48,2}{44,6}$	$\frac{29,2; 45,8; 54,2}{43,1}$	$\frac{119,5; 125,8; 132,4}{125,9}$
	12	$\frac{41,5; 60,4; 61,2}{54,4}$	$\frac{39,5; 62,8; 77,3}{59,9}$	$\frac{120,4; 134,5; 178,7}{144,5}$
	30	$\frac{41,7; 59,9; 60,1}{53,9}$	$\frac{49,0; 62,9; 79,5}{63,8}$	$\frac{122,4; 135,2; 187,6}{148,4}$
В (0,080 % С)	6,7	$\frac{22,4; 25,8; 29,4}{25,9}$	$\frac{22,2; 31,6; 35,2}{29,7}$	$\frac{51,5; 55,8; 60,4}{55,9}$
	12	$\frac{30,8; 30,9; 35,2}{32,3}$	$\frac{30,7; 33,9; 50,1}{38,2}$	$\frac{51,0; 61,3; 70,1}{60,8}$
	30	$\frac{25,4; 22,8; 31,6}{26,6}$	$\frac{40,1; 41,5; 50,0}{43,9}$	$\frac{57,4; 57,7; 64,3}{59,8}$
Г (0,076 % С)	6,7	$\frac{31,4; 34,5; 35,8}{33,9}$	$\frac{33,7; 35,3; 38,5}{35,8}$	$\frac{58,5; 68,3; 70,6}{65,8}$
	12	$\frac{40,2; 41,4; 42,9}{41,5}$	$\frac{42,4; 49,8; 52,9}{48,4}$	$\frac{85,1; 87,4; 95,7}{89,4}$

Примечание. В числителе указаны единичные значения, в знаменателе — средние.

тавляющая собой крупные пакеты пластинчатого феррита с одинаково ориентированной второй фазой, в основном, удлиненной формы. Снижение содержания углерода до 0,032...0,045 % способствует существенному уменьшению плотности распределения и увеличению дисперсности углеродистой фазы. При этом дисперсная МАК-фаза в основном зернистой морфологии расположена хаотически. Такие структурные характеристики металла, с точки зрения его ударной вязкости, более предпочтительны. Существенное увеличение дисперсности и изменение плотности распределения и морфологии МАК-фазы в структуре исследованных образцов с содержанием углерода 0,08 % наблюдалось лишь при увеличении скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ до 30 $^\circ\text{C}/\text{c}$. Однако указанная скорость охлаждения находится за пределами технических возможностей при многодуговой двухпроходной сварке под флюсом рабочих швов газонефтепроводных труб, особенно с повышенной толщиной стенки.

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов размером 10×10 мм с острым надрезом, имитирующих участок крупного зерна ЗТВ сварных соединений труб, приведенные в табл. 3, хорошо согласуются с установленными особенностями структурных характеристик металла. Так, изменение скорости охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ в исследованном диапазоне существенно не повлияло на величину KCV . Например, при увеличении $V_{\text{охл.8/5}}$ от 6,7 до 30 $^\circ\text{C}/\text{c}$ средние значения ударной вязкости KCV стали В с 0,08 % С при температуре испытания минус 10 $^\circ\text{C}$ изменялись от 55,9 до 59,8 Дж/см², при минус 20 $^\circ\text{C}$ — от 29,7 до

43,9 Дж/см², при минус 30 $^\circ\text{C}$ — от 25,9 до 26,6 Дж/см², т. е. не более чем на 14 Дж/см². Столь незначительная разница показателей вязкости наблюдалась и при изменении скорости охлаждения образцов стали с меньшим содержанием углерода (табл. 3, сталь А).

Существенно большее влияние на ударную вязкость металла имитированной ЗТВ, как и на структурно-фазовое его состояние, оказал химический состав стали и, в первую очередь, содержание углерода. Для образцов стали В (0,08 % С), охлаждаемых со скоростью 6,7 $^\circ\text{C}/\text{c}$ (типичной для многодуговой сварки труб под флюсом), среднее значение KCV при температуре минус 10 $^\circ\text{C}$ составляло лишь 55,9 Дж/см². В этих же условиях на образцах стали А (0,032 % С) KCV_{-10} равнялось 125,9 Дж/см². Со снижением температуры испытания до минус 20 $^\circ\text{C}$ и минус 30 $^\circ\text{C}$ уровень значений KCV металла имитированной ЗТВ уменьшался, однако установленная зависимость от содержания углерода сохранялась.

Как показали фраттографические исследования, все испытанные ударные образцы (из стали различного химического состава и охлажденные с разной скоростью) при температуре минус 30 $^\circ\text{C}$ разрушились по квазихрупкому механизму, за исключением небольшого участка под надрезом с вязким ямочным характером излома (рис. 6, а, в).

Размеры фасеток квазискола составляют в основном 20...70 мкм, что примерно соответствует размерам субструктурных образований фрагментированного зерна 4 номера, наблюдаемого в металле при металлографических исследованиях (рис. 6, б, ж).

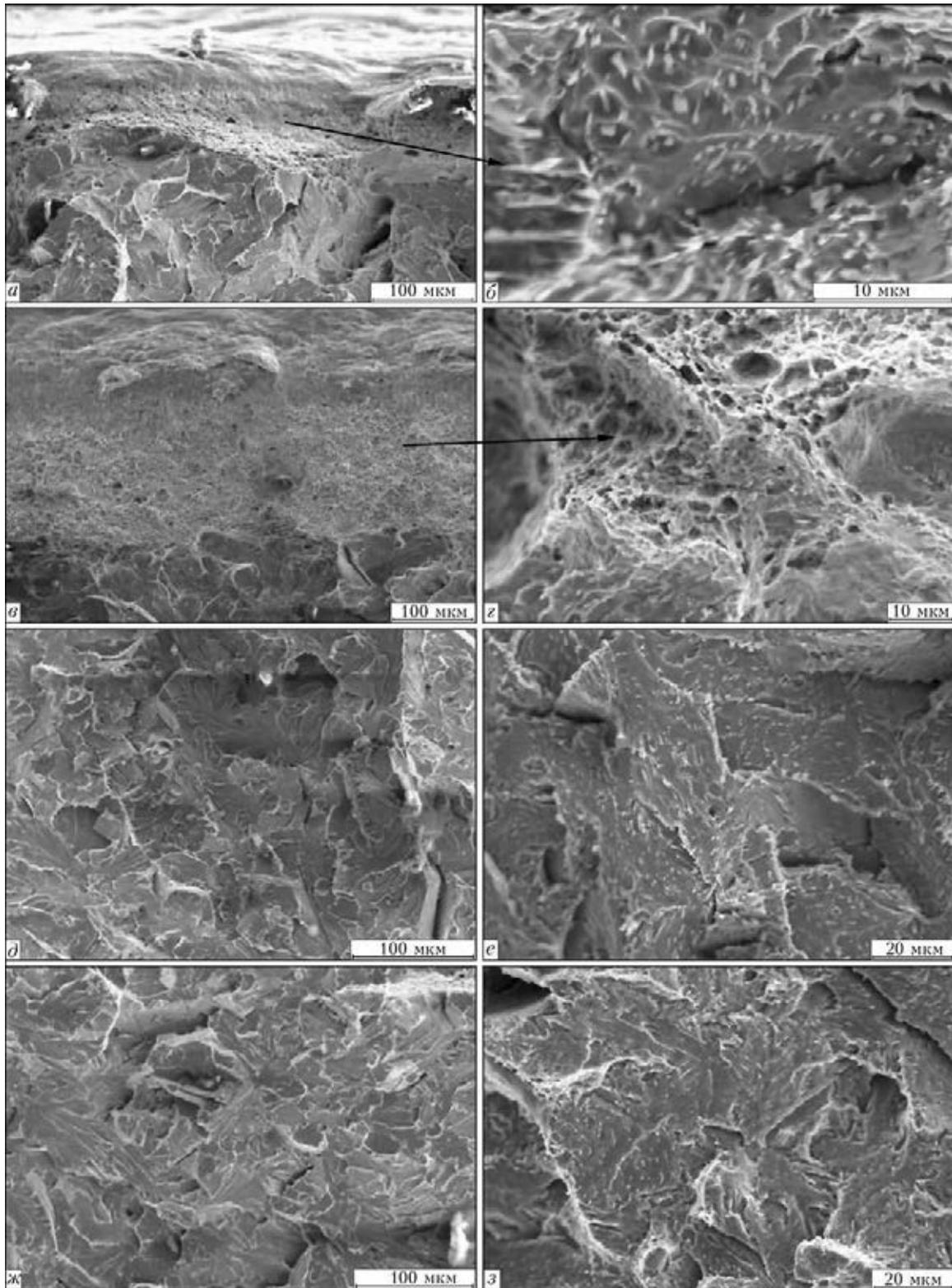


Рис. 6. Типичные фраттограммы излома: образец В — вязкая часть под надрезом (*а* — нетравленный; *б* — после травления); участок квазискола (*д* — нетравленный; *е* — после травления); образец А — вязкая часть под надрезом (*в* — нетравленный; *г* — после травления); участок квазискола (*ж* — нетравленный; *з* — после травления)

С целью оценки влияния МАК-фазы (ее размеров и морфологии) на характер разрушения при испытании на ударный изгиб поверхность излома образцов подвергали травлению в нитале (для выявления конфигурации частиц МАК-фазы). Как показали исследования этих образцов, значитель-

ное количество мелких раздробленных частиц МАК-фазы наблюдается внутри ямок на вязкой части излома образцов стали с повышенным углеродом (образцы В, рис. 6, *б*). В стали с 0,032 % С (образцы А) размеры и количество таких частиц существенно меньше (рис. 6, *г*). На поверхности



фасеток квазискола выявлено лишь небольшое количество достаточно дисперсных частиц МАК-фазы, плотность распределения и морфология которых в образцах стали с различным углеродом существенно не отличается (рис. б, е, з). Между тем металлографическими исследованиями установлена достаточно четкая зависимость между количеством и морфологией выделений МАК-фазы и содержанием углерода в стали (см., например, рис. 3, а, в).

Аналогичные показатели ударной вязкости металла и характер разрушения образцов, моделирующих ЗТВ, зафиксированы и при температуре минус 20 °С.

При температуре минус 10°С, когда, как отмечалось, разница в значениях ударной вязкости металла имитированной ЗТВ для стали различного химического состава наибольшая, образцы А с низким углеродом разрушались, в основном, по вязкому механизму. Доля вязкого излома в образцах с большим углеродом (сталь В, 0,080 % С) не превышала 40 %.

Результаты испытаний на ударный изгиб и фрактографических исследований поверхности излома разрушенных образцов позволяют предположить, что особенности выделений частиц МАК-фазы (плотность их распределения, размеры и морфология) в большей мере влияют на энергию вязкого разрушения, способствуя образованию микропор и их дальнейшему слиянию при деформации. При хрупком разрушении влияние частиц МАК-фазы менее выражено.

Выводы

1. Исследованы имитирующие ЗТВ сварных соединений труб образцы стали различного химического состава, отличающиеся, преимущественно, содержанием углерода, в условиях охлаждения металла с различной скоростью. Установлено, что в металле исследованного химического состава в достаточно широком интервале скоростей охлаждения образуется, в основном, структура бейнитного типа — пластинчатый феррит с упрочняющей второй фазой (МАК- или карбидной

фазой), плотность распределения, расположение (ориентация), размеры и морфология которой определяются преимущественно химическим составом и, в меньшей мере, скоростью охлаждения $V_{\text{охл.8/5}}$ металла в исследованном диапазоне.

2. Поскольку при двухпроходной многодуговой сварке труб, особенно с повышенной толщиной стенки, технологические возможности изменения скорости охлаждения сварного соединения ограничены, для повышения вязкости металла ЗТВ необходимо в большей мере использовать возможности металлургического фактора посредством ограничения содержания элементов, снижающих температуру превращения аустенита, а также карбидообразующих элементов, в частности, углерода, молибдена, ниобия и др.

1. *ОТТ-23.040, -КТН-314-09.* Трубы нефтепроводные большого диаметра. Общие технические требования, 2009. — 34 с.
2. *Offshore Standart DNV-OS-F101.* Submarine Pipeline Systems. Det Norske Veritas. — 2000. — 167 p.
3. *Морозов Ю. Д., Эфрон Л. И.* Стали для труб магистральных трубопроводов: состояние и тенденции развития // *Металлург.* — 2006. — № 5. — С. 56–58.
4. *Graf M., Niederhoff K.* Toughness behavior of the heat-affected zone (HAZ) in double submerged-arc welded large-diameter pipe. // *Pipeline technology conference.* Oostende (Belgium), 15–18 Oct. 1990. — P. 13.1–13.9.
5. *Кирьян В. И., Семенов С. Е.* Оценка соответствия целевому назначению сварных соединений магистральных трубопроводов из микрولةгированных сталей // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 3. — С. 4–9.
6. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 254 с.
7. *Гривняк И., Мацуда Ф.* Металлографическое исследование мартенситно-аустенитной составляющей (МАС) металла ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей // *Автомат. сварка.* — 1994. — № 3. — С. 22–30.
8. *Terada Y., Shinokara Y., Hara T. et al.* High-strength linepipes with excellent HAZ toughness // *Nippon steel technical report.* — 2004. — № 90. — P. 89–93.
9. *Актуальные проблемы исследования физико-механических свойств материалов для сварных и паяных конструкций / Г. М. Григоренко, В. В. Квасницкий, С. Г. Григоренко и др. // 36. наук праць НУК.* — Миколаїв: НУК, 2009. — № 5. — С. 96–105.
10. *Uwer D., Degenkolbe I.* Kennzeichnung von Sweißtemperaturzyklen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften von Schweißverbindungen // *Stahl und Eisen* 97. — 1977. — № 24. — S. 1201–1208.

Поступила в редакцию 26.06.2013



ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКАЯ ПРАВКА ЭЛЕМЕНТОВ ТОНКОЛИСТОВЫХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Л. М. ЛОБАНОВ, Н. А. ПАЩИН, О. Л. МИХОДУЙ

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

Необходимость регулирования остаточного коробления, вызванного сваркой в тонколистовых металлических конструкциях, является одной из актуальных проблем современного сварочного производства. Перспективным подходом, отличающимся низким энергопотреблением и не требующим металлоемкого оборудования, является разработка способа снижения коробления сварных конструкций, основанного на применении электродинамической обработки сварных соединений импульсным током. Целью настоящей работы являлось исследование эффективности электродинамической правки элементов тонколистовых сварных конструкций. Исследовано влияние электродинамической обработки импульсным током на снижение остаточного формоизменения элементов тонколистовых сварных пластин из алюминиевого сплава АМг6 и конструкционных сталей 30ХГСА и Ст3. Для генерирования импульсного тока при электродинамической обработке использовали емкостной накопитель энергии, а обработку осуществляли при контактном взаимодействии рабочего электрода, смонтированного в плоский индуктор, с поверхностью сварного шва. Для электродинамической обработки использовали специальное сборочное устройство, позволяющее производить обработку пластин как в свободном состоянии, так и в условиях их предварительного изгиба. Исследовали влияние последовательности выполнения токовых импульсов при электродинамической обработке и направление обработки пластин. По результатам проведенных исследований установлено, что правка сварных соединений способом электродинамической обработки позволяет существенно уменьшить значения продольных и поперечных прогибов сварных пластин из конструкционных сталей и алюминиевого сплава. Установлено, что наиболее эффективным для снижения сварочного коробления пластин является порядок выполнения электродинамической обработки в направлении «от середины к краям». Применение «обратного» изгиба пластин, инициирующего на поверхности шва напряжения на уровне предела текучести материала, в сочетании с электродинамической обработкой позволяет практически устранить остаточное коробление продольных сварных соединений из сплава АМг6 и существенно снизить его в соединениях из конструкционных сталей. Библиогр. 12, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, конструкционные стали, продольный прогиб, поперечный прогиб, электродинамическая обработка, предварительный выгиб, сварной шов, автоматическая сварка, сварка покрытым электродом

Необходимость регулирования остаточного коробления, вызванного сваркой в тонколистовых металлических конструкциях, является одной из актуальных проблем современного сварочного производства. При изготовлении новых типов конструкций используют материалы и виды сварки, для которых традиционные способы обеспечения заданной точности изготовления не всегда применимы. В то же время в условиях удорожания энергоресурсов способы правки, основанные на минимальном энергопотреблении [1], достаточно востребованны.

Перспективным подходом, отличающимся низким энергопотреблением и не требующим металлоемкого оборудования, является разработка способов правки, основанных на применении импульсных электромагнитных воздействий на сварное соединение.

Фундаментальные и прикладные исследования позволили установить явление резкого повышения пластичности и снижения сопротивления металла деформированию при воздействии электрического тока высокой плотности [2]. Явление бы-

ло названо электропластичностью [3], а практическое ее использование открыло новые возможности для технологической обработки конструктивных элементов из различных металлов и сплавов, включая тугоплавкие.

Одним из способов токового воздействия на металлы и сплавы является электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на инициировании в материале электродинамических сил, возникающих при переходных процессах, сопровождающих прохождение в материале токового разряда [4]. При воздействии электродинамических сил на обрабатываемую конструкцию в ней могут возникать пластические деформации, понижающие уровень ее остаточного коробления. При этом воздействие токовых импульсов на сварное соединение приводит к релаксации его напряженно-деформированного состояния, определяющего параметры его остаточного формоизменения [5–8].

Целью настоящей работы являлось исследование эффективности электродинамической правки элементов тонколистовых сварных конструкций.



Для обработки образцов сварных соединений импульсами тока использовали установку, основным элементом которой являлся емкостный накопитель энергии, а рабочим устройством — плоский индуктор, соединенный с диском из неферромагнитного материала и цилиндрическим электродом, сферический торец которого являлся зоной энерговыделения при контакте с обрабатываемой поверхностью сварного соединения в момент разряда. Диск предназначался для реализации динамической составляющей электродинамического воздействия на металл. Принципы работы установки [4] основаны на переходных электродинамических процессах, протекающих в металле образца при разряде накопителя.

Учитывая данные [4], где показано, что эффективность электродинамического воздействия прямо зависит от накопленной энергии токового разряда E , для оценки влияния ЭДО на остаточные деформации сварных пластин использовали режим обработки, соответствующий $E = 800$ Дж.

Исследования влияния ЭДО на остаточное деформирование элементов сварных конструкций проводили на плоских сварных образцах из сталей 30ХГСА, Ст3 размерами $400 \times 300 \times 3$ мм, а также из алюминиевого сплава АМг6 ($400 \times 400 \times 4$ мм). Стыковые сварные соединения сталей выполняли сваркой покрытыми электродами, а сплава АМг6 — автоматической сваркой в среде аргона.

При обработке сварных соединений использовали специальное сборочное приспособление (рис. 1), предназначенное для позиционирования индуктора относительно обрабатываемого сечения образца, а также фиксированного контакта торца электрода с поверхностью металла. Приспособление позволяет производить обработку

сварных соединений как в свободном состоянии, так и в состоянии предварительного изгиба.

Приспособление (рис. 1, а) состоит из опорной 2 и прижимной 4 балок, предназначенных для крепления образца сварного соединения 7 и плоского индуктора 5, а также для их коммутации в разрядную цепь емкостного накопителя энергии с использованием силового кабеля 8. Позиционирование прижимной балки 4 относительно образца 7 осуществляли направляющими шпильками 6, а вертикальное усилие прижатия создавали нагружающими гайками 3. Тензометрический шлейф 9 использовали для контроля напряжений при предварительном изгибе, для реализации которого по углам пластин устанавливали подпятники 1. Взаимное расположение индуктора 5 с диском из неферромагнитного материала 10 и электрода 11 показано на рис. 1, б.

Целью первого этапа работы было исследование оптимальной последовательности выполнения электродинамических воздействий. Для этого проводили оценку влияния расположения зоны обработки на сварном шве, а также последовательности выполнения разрядов на остаточное коробление пластин. При этом в пластинах сохраняли начальные несовершенства формы, вызванные сваркой, а условия их сборки в оснастке обеспечивали гарантированный электрический контакт электрода с поверхностью обрабатываемого металла.

Сборку образцов осуществляли при гарантированном контакте торца электрода с поверхностью сварного шва, как показано на рис. 1, б. Выбор шва в качестве зоны обработки обоснован данными [9, 10], которые показывают, что максимальная эффективность электродинамического воздействия имеет место при ЭДО металла, имеющего уровень упругих напряжений близкий к $\sigma_{0.2}$. Это характерно для центральной части шва и, следовательно, для правки сварных пластин способом ЭДО следует проводить обработку поверхности сварного шва.

После сборки пластин в приспособлении производили разряд накопителя с последующей оценкой изменения геометрических характеристик пластин в результате обработки. В качестве характеристик деформации пластин регистрировали начальные (после сварки) значения их продольных прогибов вдоль свободных кромок f_1 и f_3 , вдоль шва — f_2 , а также значения поперечных прогибов в начале Δ_n и конце Δ_k сварного шва, как показано на рис. 2, а.

После проведения ЭДО также регистрировали значения параметров деформации f_{13} – f_{33} , $\Delta_{н3}$ и $\Delta_{к3}$, которые,

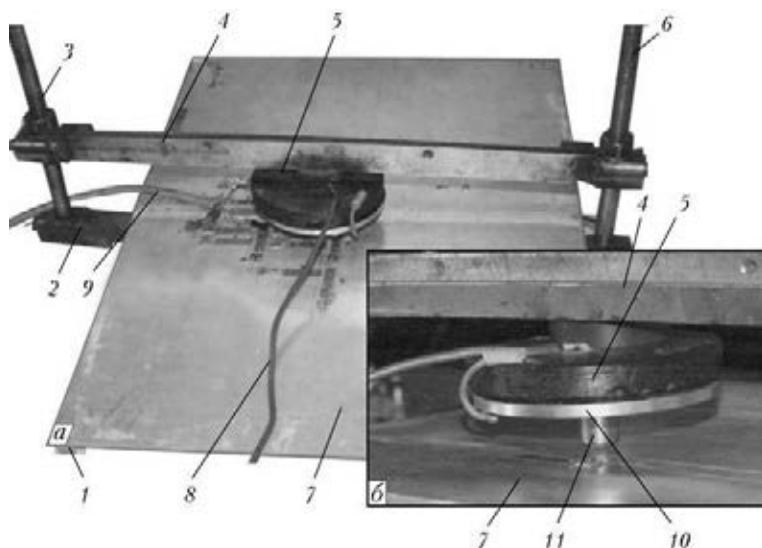


Рис. 1. Внешний вид сборочного приспособления для ЭДО сварного соединения сплава АМг6 (а) и позиционирование индуктора на сварном шве (б) (1–11 — см. в тексте)



совместно с начальными значениями представлены в табл. 1.

Изучали три варианта обработки, определяющие последовательность выполнения токовых разрядов и их местоположение. В первом варианте цикл ЭДО, состоящий из пяти-шести последовательных электродинамических воздействий, производили в локализованной зоне сварного шва (схема ЛОК) (рис. 2, б; табл. 1, № 1, 4, 7), во втором — цикл ЭДО осуществляли на лицевой поверхности сварного шва в направлении «на проход» (схема НПР) (рис. 2, в; табл. 1, № 2, 5, 8). Третий вариант реализовывали посредством приложения четырех циклов ЭДО вдоль линии шва в направлении «от середины к краям» (схема ОСК) (рис. 2, г; табл. 1, № 3, 6, 9).

При реализации схемы ЛОК проводили обработку центральной части сварного шва (рис. 2, б), что позволяло концентрировать электродинамическое воздействие на ограниченном участке шва, прикладывая его в зоне, соответствующей максимальной величине продольного прогиба — f_2 (рис. 2, а). Данная схема характеризуется минимальной трудоемкостью из-за отсутствия необходимости перемещения электрода, но эффективность ЭДО снижается с каждым последующим токовым воздействием, прикладываемым к фиксированному участку поверхности шва. Это, согласно данным [4], связано с тем, что эффективность электродинамических воздействий прямо зависит от уровня начальных напряжений σ_0 в обрабатываемом металле. Таким образом, каждый последующий токовый разряд в цикле ЭДО воздействует на металл, значение σ_0 в котором уменьшилось в результате предыдущего разряда и, следовательно, влияние электродинамического воздействия на напряженно-деформированное состояние пластины снижается.

Анализ остаточных формоизменений сварных пластин из сплава АМгб, обработанных по схеме ЛОК, показал, что до обработки образцы имели характерную параболическую форму продольных

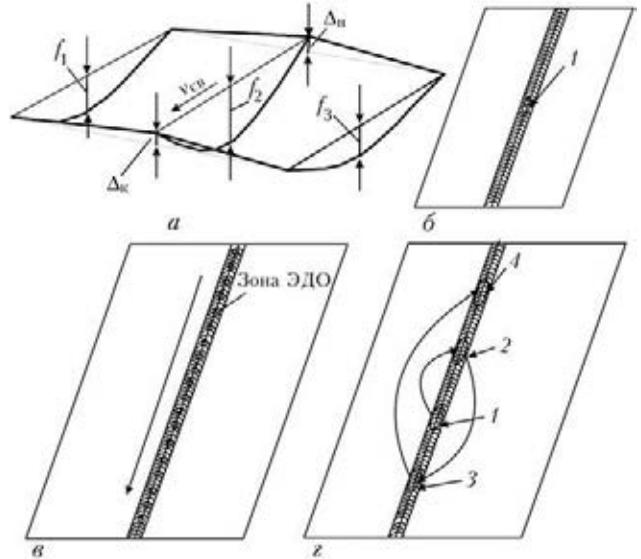


Рис. 2. Геометрические характеристики формоизменения (а) и схемы обработки сварных пластин: ЛОК (б); НПР (в); ОСК (г) (1...4 — последовательность выполнения циклов ЭДО)

прогибов до 2,5 мм, а поперечных — от 2,5 до 3,5 мм. После обработки остаточные значения продольных и поперечных прогибов снизились в среднем на 60 % (табл. 1, № 1).

До обработки по схеме ЛОК образцы из стали 30ХГСА имели значения продольных прогибов 4,3...6,5 мм на кромках и 6,7 мм на шве. После ЭДО остаточные значения прогибов по продольным кромкам и шву снизились соответственно на 40 и 60 %, а поперечных — на 50 % (табл. 1, № 4).

Значения остаточных продольных прогибов сварных пластин из стали Ст3 достигали 6,9...9,4 мм, а поперечных 12...16 мм. После обработки по схеме ЛОК остаточные значения продольных и поперечных прогибов снизились соответственно на 45 и 50 % (табл. 1, № 7).

При сравнении значений f_2 и $f_{2э}$ можно видеть, что максимальный эффект обработки, определяющий остаточные прогибы пластины после ЭДО,

Таблица 1. Продольные f и поперечные Δ прогибы сварных пластин до и после ЭДО

Номер пластины	Материал сварных пластин	f , мм			Δ , мм		Схема ЭДО	$f_э$, мм			$\Delta_э$, мм	
		f_1	f_2	f_3	Δ_n	Δ_k		$f_{1э}$	$f_{2э}$	$f_{3э}$	$\Delta_{нэ}$	$\Delta_{кэ}$
1	АМгб	2,5	2,5	2,5	2,5	3,5	ЛОК	1,1	1,0	1,2	1,1	1,2
2	АМгб	2,5	2,6	2,4	2,4	3,2	НПР	2,2	2,0	2,2	2,2	3,9
3	АМгб	2,4	2,6	2,6	2,6	3,4	ОСК	-0,5	0	-1,1	-2,3	-0,6
4	30ХГСА	4,3	6,7	6,5	9,3	12,6	ЛОК	3,3	2,8	3,2	4,1	6,4
5	30ХГСА	4,4	6,9	6,6	9,8	12,1	НПР	2,4	3,9	3,2	7,5	12,4
6	30ХГСА	6,3	6,8	4,9	9,4	12,9	ОСК	1,5	1,3	1,9	1,9	2,8
7	Ст3	7,3	9,4	6,9	16,0	12,1	ЛОК	4,6	4,0	4,2	8,1	6,0
8	Ст3	7,2	9,2	5,7	16,7	11,7	НПР	4,5	5,2	3,6	10,2	14,8
9	Ст3	7,0	9,1	6,8	15	11,3	ОСК	1,6	1,5	1,7	1,5	0,9



достигается в зоне сварного соединения — в области, где величины прогибов, как и уровень остаточных сварочных напряжений, максимальны, что подтверждают данные, приведенные в [9].

При ЭДО по схеме НПР (рис. 2, в) изучали изменения значений прогибов пластин при поступательном движении электрода в направлении «на проход» от начала в конец соединения (показано стрелкой). Продольное перемещение торца электрода осуществляли по линии шва с шагом 15 мм таким образом, что на каждый участок обрабатываемой поверхности приходилось одно электродинамическое воздействие. Данная схема ЭДО является наиболее трудоемкой из перечисленных, так как требует многократного позиционирования электрода вдоль линии шва.

Анализ значений остаточных перемещений сварных пластин из сплава АМгб при ЭДО по схеме НПР показал, что после обработки образцы имели незначительное снижение продольных прогибов до 2,0 мм при нарастании поперечных до 3,9 мм (табл. 1, № 2).

Следует отметить, что при снижении продольных прогибов при обработке по схеме НПР пластин из сталей марок 30ХГСА и Ст3 нарастают поперечные прогибы до 12,4...14,8 мм (табл. 1, № 5, 8). Подобный эффект наблюдали и на пластинах из сплава АМгб (табл. 1, № 2). Сравнение начальных значений формоизменения Δ_n и Δ_k с аналогичными параметрами $\Delta_{н0}$ и $\Delta_{к0}$ после ЭДО показало, что в процессе обработки при движении электрода вдоль стыка в направлении «на проход» имеет место некоторое увеличение поперечных прогибов.

Использование схемы ОСК (рис. 2, з) объединяет преимущества ранее описанных схем ЛОК и НПР. Так, преимуществом схемы ЛОК является малая трудоемкость (отсутствие необходимости перемещения электрода вдоль стыка), а схемы НПР — возможность обработки поверхности шва по длине.

Схему ОСК реализовывали путем обработки четырех участков поверхности шва на сварных пластинах в последовательности «от середины к краям». На каждом из участков был выполнен цикл ЭДО (пять токовых разрядов).

Анализ значений остаточных формоизменений сварных пластин из сплава АМгб при ЭДО по схеме ОСК показал, что после обработки образцы имели снижение продольных прогибов в шве до нулевых значений, а поперечных — до достижения формоизменения противоположного знака (табл. 1, № 3).

Значения остаточных продольных прогибов по шву сварных пластин из сталей 30ХГСА и Ст3 после ЭДО по схеме ОСК снижались соответственно на 80 и 85 %, а поперечных — на 80 и 90 % (табл. 1, № 6, 9).

На основании проведенных экспериментов можно сделать вывод, что выбранные схемы ЭДО, такие как воздействие серией токовых импульсов на зону «в центре шва» (схема ЛОК) и ЭДО «на проход» (схема НПР), не обеспечивают полного устранения остаточного коробления сварных пластин из сталей марок Ст3 и 30ХГСА. Использование схемы ОСК при ЭДО на сплаве АМгб обеспечивает незначительную обратную кривизну исследуемых пластин при сопутствующих остаточных прогибах поперечных кромок.

Анализируя данные табл. 1, можно видеть, что наиболее эффективной схемой электродинамической правки является последовательность ОСК.

Проведенные ранее исследования [11] показали, что предварительное нагружение околошовной зоны свариваемых листов упругим изгибом, который создается силами, прикладываемыми перпендикулярно плоскости листов, позволяет регулировать остаточные формоизменения тонколистовых конструкций из сплава АМгб.

На основании [11] можно заключить, что предварительный изгиб сварных пластин перед выполнением ЭДО позволит повысить возможности обработки с целью снижения коробления тонколистовых конструкций. Это связано с тем, что при реализации обратного изгиба к сварной конструкции прикладывается внешняя нагрузка, стимулирующая трансформацию упругой составляющей деформации сварной пластины в пластическую при реализации электродинамических воздействий. При этом силовой контур задает параметры изгиба закрепленной пластины с заданной точностью.

Для оценки влияния параметров напряженного состояния металла при предварительном изгибе на эффективность правки способом ЭДО проводили вначале обработку растянутых плоских образцов из алюминиевого сплава АМгб и стали Ст3 с рабочим сечением 30×4 мм. Растяжение образцов выполняли на испытательной машине ЦДМ-10 при «жестком» режиме нагрузки и скорости деформирования 0,1 мм/с до заданных значений σ_0 . Температура испытаний составляла 293 К. Проводили оценку влияния электродинамического воздействия на эффективность обработки, определяемой отношением значений сопротивления материала деформированию $\Delta\sigma$ к начальному напряжению σ_0 . Определяли $\Delta\sigma$ как разность значения σ_0 и текущего значения напряжения, регистрируемого после электродинамического воздействия. Значения σ_0 задавали в упругом и упругопластическом диапазонах нагрузки, что позволило определить параметры напряженного состояния, соответствующие оптимальной величине выгиба.

Проводили сравнительную оценку влияния электродинамического воздействия при различ-



ных уровнях σ_0 на относительную эффективность ЭДО $(\Delta\sigma/\sigma_0) \cdot 100\%$ для сплава АМгб и стали Ст3, которая определялась после одиночного разряда тока. Значения энергии ЭДО задавали в диапазоне 130...800 Дж, а величину σ_0 для сплава АМгб — от 55 до 294 МПа, для стали Ст3 — от 180 до 310 МПа. Выбор значений $\sigma_0 > 1,5\sigma_{0,2}$ для образцов из сплава АМгб продиктован необходимостью оценки влияния деформационного упрочнения материала на эффективность ЭДО в упругопластическом диапазоне нагрузки. Проведение аналогичных исследований на образцах из стали Ст3 затруднено из-за невозможности обеспечения стабильных показателей σ_0 после превышения значений начальной нагрузки выше $1,3\sigma_{0,2}$ вследствие местной текучести металла.

Следует отметить, что, так как значения $\sigma_{0,2}$ для стали и алюминиевого сплава существенно отличаются, то построение зависимости $(\Delta\sigma/\sigma_0) \cdot 100\% = f(\sigma_0)$ затруднит сравнение характеристик эффективности ЭДО от уровня начальных напряжений для исследуемых материалов в задаваемом диапазоне энергий заряда. Для более корректного сопоставления полученных значений использовали относительную нагрузку $\sigma_0/\sigma_{0,2}$, показывающую отношение начального напряжения к пределу текучести стали Ст3 и сплава АМгб.

Зависимости $\Delta\sigma/\sigma_0$ от $\sigma_0/\sigma_{0,2}$ при различных значениях запасенной энергии заряда для сплава АМгб и стали Ст3 приведены на рис. 3. Из рисунка видно, что максимальная эффективность ЭДО отвечает уровню начальных напряжений, которые близки к $\sigma_{0,2}$ для сплава АМгб (кривые 3, 5). В этом случае снижение показателей $\Delta\sigma/\sigma_0$ при нарастании $\sigma_0/\sigma_{0,2}$ можно объяснить влиянием деформационного упрочнения, что ранее было отмечено в [4]. Для стали Ст3 при нарастании E монотонно увеличивалась эффективность с увеличением нагрузки (кривые 1, 4), что, вероятно, связано с высокой пластичностью. Следует отметить, что при $E = 130$ Дж эффективность ЭДО стали Ст3 близка к нулю.

Анализируя данные (рис. 3) можно сделать вывод, что для пластин из сплава АМгб параметры изгиба должны соответствовать значениям σ_0 в упругой области нагружения, близким к $\sigma_{0,2}$. Учитывая монотонный характер нарастания зависимости $\Delta\sigma/\sigma_0 = f(\sigma_0/\sigma_{0,2})$ для стали Ст3 (рис. 3, кривые 1, 4), целесообразно исследовать параметры предварительного прогиба пластин, соответствующие как упругому, так и упругопластическому диапазонам σ_0 .

Учитывая данные (рис. 3 и [11]), изучали эффективность правки способом ЭДО сварных пластин, предварительно задавая значения продольного прогиба $f_{пр}^*$ в направлении, обратном прогибу от сварки. Предварительный изгиб пластин выполняли в центре сварного соединения, используя

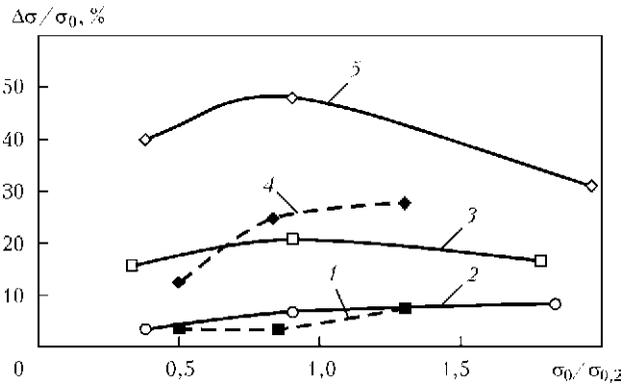


Рис. 3. Влияние величины относительной нагрузки $\sigma_0/\sigma_{0,2}$ для образцов из стали Ст3 (1, 4) и сплава АМгб (2, 3, 5) на эффективность ЭДО при различной запасенной энергии заряда: 1 — $E = 300$ Дж; 2 — 130; 3 — 300; 4 — 800; 5 — 800

сборочное приспособление (см. рис. 1, а), а значение прогиба задавали, регулируя высоту опор, установленных по краям пластин. При этом $f_{пр}^*$ определяли как стрелу прогиба пластин после приложения вертикальной нагрузки.

Изгиб осуществляли посредством прижатия торца электрода к поверхности пластины в центральной части соединения. После достижения заданных значений $f_{пр}^*$ контролировали продольную составляющую напряжений сжатия σ_{xx} вдоль линии сплавления, возникающих на поверхности пластины в результате изгиба. При этом значение $\sigma_{xx} = 0$ соответствовало прогибу f_2 пластины от сварки в зоне шва. Следует отметить, что оценку влияния начальной нагрузки на эффективность ЭДО выполняли, задавая значения σ_0 для плоских образцов в области растяжения (рис. 3), а на поверхности пластин после изгиба имели место сжимающие σ_{xx} . На основании данных [12] можно сделать вывод, что зависимости $\Delta\sigma/\sigma_0 = f(\sigma_0/\sigma_{0,2})$, полученные при растяжении алюминиевого сплава и малоуглеродистой стали, являются справедливыми и в области сжимающих нагрузок, но с противоположным знаком.

Регистрацию значений σ_{xx} проводили с использованием проволочного тензорезистора, наклеиваемого на поверхности пластин в зоне ЭДО, и шлейфа тензостанции ИДЦ-10. Значения $f_{пр}^*$ и σ_{xx} представлены в табл. 2. Цикл ЭДО, как и в предыдущих экспериментах, состоял из пяти токовых разрядов, прикладываемых к пластине по схеме ЛОК, с последующей регистрацией их формоизменения в результате обработки. Значения начальных продольных прогибов пластин $f_1 - f_3$, после обработки $f_{13} - f_{33}$ (f_2, f_{23} — прогибы в зоне шва) представлены в табл. 2. Начальные значения поперечных прогибов пластин в зоне начала и конца шва Δ_n и Δ_k , после ЭДО — Δ_{n3} и Δ_{k3} , также представлены в табл. 2.

Следует отметить, что задаваемые значения $f_{пр}^*$ при $\sigma_{xx} = -0,3\sigma_{0,2}$ для всех исследуемых ма-



Таблица 2. Влияние предварительного продольного изгиба $f_{пр}^*$ на остаточные формоизменения сварных пластин при ЭДО

Номер пластины	Материал сварных пластин	f , мм			Δ , мм		$f_{пр}^*$, мм	σ_{xx} , МПа	$f_{э}$, мм			$\Delta_{э}$, мм	
		f_1	f_2	f_3	Δ_H	Δ_K			$f_{1э}$	$f_{2э}$	$f_{3э}$	$\Delta_{Hэ}$	$\Delta_{Kэ}$
1	АМгб	2,5	2,6	2,5	2,4	3,8	-2,5	-90	0,7	0,8	0,7	1,0	1,4
2	АМгб	2,4	2,7	2,6	2,6	3,4	-5,5	-145	0,1	0	0,2	0,2	0,2
3	30ХГСА	4,4	7,2	5,9	9,0	11,8	-1,0	-430	2,2	2,2	2,4	3,5	4,2
4	30ХГСА	4,8	7,1	6,6	9,2	12,0	-2,0	-475	1,4	1,3	1,6	1,5	1,6
5	Ст3	7,4	9,8	6,1	15,9	12,1	5	-250	2,1	3,8	1,5	3,1	3,6
6	Ст3	7,3	9,4	6,9	16,3	12,1	3	-330	1,0	2,5	0,9	1,7	1,3

териалов не приводят к заметному снижению параметров остаточного коробления пластин.

На основании данных (табл. 2, № 1) можно видеть, что при достижении значения $\sigma_{xx} = -0,6\sigma_{0,2}$ на образце из сплава АМгб и соответствующего прогиба $f_{пр} = -2,5$ мм продольная и поперечная составляющие формоизменения понижаются соответственно на 70 и 60 %. Максимальные значения составляющих остаточного прогиба получены после ЭДО при $\sigma_{xx} = -\sigma_{0,2}$ (табл. 2, № 2), что соответствует $f_{пр}^* = -5,5$ мм, где снижение формоизменения обеспечивало практическое выравнивание пластины. Это подтверждает данные (см. рис. 3), где показано, что максимальная эффективность электродинамического воздействия для сплава АМгб достигается при начальных значениях напряжений близких к $-\sigma_{0,2}$.

После достижения $\sigma_{xx} = -0,45\sigma_{0,2}$ изгибом пластины из стали 30ХГСА значения $f_{пр}^* = -1,0$ мм (табл. 2, № 3) и последующей ЭДО, значения продольной и поперечной составляющих прогиба снижались соответственно на 70 и 65 %. Максимальное влияние ЭДО имело место при $\sigma_{xx} = -0,5\sigma_{0,2}$ и $f_{пр}^* = -2,0$ мм (табл. 2, № 4), где снижение продольной и поперечной компонент формоизменения пластины достигало 80 %. Дальнейшее увеличение значений σ_{xx} и $f_{пр}^*$ не приводило к существенному изменению характеристик прогиба пластины.

Для стали Ст3 при достижении $f_{пр}^* = 4,0$ мм (табл. 2, № 5) σ_{xx} достигало значений $\sigma_{0,2}$ для стали Ст3. При этом ЭДО привело к снижению значений составляющих прогиба соответственно до 85 %.

Целесообразность проведения исследований влияния ЭДО на формоизменение сварных пластин из стали Ст3 в условиях пластического выгиба обоснована данными (см. рис. 3), где представлена сравнительная оценка влияния начальной нагрузки на эффективность ЭДО для стали Ст3 и сплава АМгб. На основании данных (см. рис. 3) можно сделать вывод, что если для сплава АМгб при переходе начальной нагрузки в упругопластическую область напряжений эффективность ЭДО

снижается, то для стали Ст3 — монотонно нарастает. С этой целью в пластине создавали остаточный прогиб $f_{пр}^* = 3,0$ мм, при котором значение σ_{xx} на наружной поверхности пластины достигло 330 МПа, что составляет $1,4\sigma_{0,2}$ для стали Ст3. При этом снижение поперечных прогибов максимально — до 90 % (табл. 2, № 6).

На основании данных (табл. 2) можно сделать вывод о том, что ЭДО с предварительным изгибом сварных пластин, создающим на поверхности шва напряжения на уровне предела текучести материала, позволяет практически устранить остаточное коробление продольных сварных соединений из сплава АМгб и снизить его на порядок в соединениях из конструкционных сталей.

При сопоставлении данных табл. 1 (№ 3, 6, 9) и табл. 2 (№ 2, 4, 6) можно сделать вывод, что ЭДО в условиях предварительного изгиба при значениях σ_{xx} , близких к $-\sigma_{0,2}$ для исследуемых металлов по эффективности сопоставима с обработкой по схеме ОСК, но более технологична из-за отсутствия необходимости позиционирования индуктора вдоль линии шва.

При этом трудоемкость ЭДО с использованием выгиба ниже, чем по схеме ОСК, так как при этом не требуется многократная перестановка электрода вдоль линии шва.

Выводы

1. Установлено, что различные варианты последовательности выполнения ЭДО сварных швов снижают уровень остаточного коробления тонколистовых сварных пластин из сплава АМгб и конструкционных сталей марок 30ХГСА и Ст3.

2. Показано, что ЭДО локализованного участка сварного шва, как и ЭДО шва в направлении «на проход», сравнимы по эффективности и снижают значения продольных и поперечных прогибов сварных пластин в несколько раз. Максимальная эффективность ЭДО имеет место при обработке поверхности шва в направлении «от середины к краям».

3. Применение «обратного» изгиба пластин, создающего на поверхности шва напряжения на



уровне предела текучести материала, в сочетании с ЭДО позволяет практически устранить остаточное коробление продольных сварных соединений из сплава АМгб и существенно снизить его в соединениях из конструкционных сталей.

1. *Сварные строительные конструкции* / Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, В. И. Труфяков и др. — Киев: Наукдумка, 1993. — Т. 1. — 416 с.
2. *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы* / Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Авраамов и др. — М.: МГИУ, 2001. — 844 с.
3. *Батаронов И. Д.* Механизмы электропластичности // Сороковский образоват. журн. — 1999. — № 10. — С. 93–99.
4. *Эффективность* электродинамической обработки алюминиевого сплава АМгб и его сварных соединений / Н. А. Пашин, А. В. Черкашин, О. Л. Миходуй и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 1. — С. 3–7.
5. *Перераспределение* остаточных сварочных напряжений в результате обработки импульсным электромагнитным полем / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий, И. А. Мамеев и др. // Пробл. прочности. — 2011. — № 3. — С. 123–131.
6. *Research on residual stress reduction by a low frequency alternating magnetic field* / F. Tang, A. L. Lu, J. F. Mei et al. //

- J. of Mater. Proc. Technology. — 1998. — № 74. — P. 255–258.
7. *Нестационарное* напряженно-деформированное состояние в длинном стержне, вызванное импульсами электрического тока высокой плотности / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий, И. А. Мамеев и др. // Пробл. прочности. — 2011. — № 3. — С. 123–131.
8. *Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Миходуй О. Л.* Влияние электроимпульсной обработки на остаточные формоизменения тонколистовых сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2010. — № 3. — С. 13–17.
9. *Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Логинов В. П.* Изменение напряженно-деформированного состояния после электродинамической обработки сварных соединений алюминиевого сплава АМгб // Там же. — 2007. — № 6. — С. 11–19.
10. *Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В.* Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей. — Киев: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ, 2008. — 504 с.
11. *Касаткин Б. С., Лобанов Л. М., Павловский В. И.* Влияние начального изгиба свариваемых листов на остаточные деформации коробления // Автомат. сварка. — 1979. — № 9. — С. 38–41.
12. *Белл Дж. Ф.* Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. — Ч. 2. Конечные деформации. — М.: Наука, 1984. — 432 с.

Поступила в редакцию 04.06.2013

РЕМОНТ КАНАТОВЕДУЩЕГО ШКИВА СКИПОВОЙ ПОДЪЕМНОЙ УСТАНОВКИ

Компания «Стил Ворк» занимается выполнением работ по восстановлению, упрочнению и ремонту оборудования на предприятиях горно-металлургического комплекса Украины.

За годы существования компании специалистами накоплен богатый научный и практический опыт в области повышения ресурса оборудования, которое работает в условиях интенсивного абразивного износа в сочетании с повышенными температурами, динамическими нагрузками, увеличенным давлением. Компания для достижения наиболее оптимального результата всегда применяет комплексный подход к решению поставленных заказчиком задач.

Кроме производства биметаллических листов SWIP, которое продолжает успешно развиваться, компанией «Стил Ворк» в мае 2013 г. были выполнены работы по ремонту канатоведущего шкива скиповой подъемной установки на шахте Октябрьская ПАО «Криворожский железорудный комбинат». Ремонт производился под руководством и в соответствии с технологией, разработанной Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Это уже второй успешный ремонт шкива, выполненный без его демонтажа.

Проделанная работа позволила ПАО «КЖРК» продлить срок службы основного дорогостоящего оборудования, что отсрочило инвестирование значительных финансовых средств для приобретения нового оборудования. Это в свою очередь привело к снижению затрат на добычу 1 т руды, что очень важно в современных условиях рынка.

Преимущества сотрудничества с ООО «Стил Ворк» уже оценили такие лидеры в металлургической и цементной промышленности Украины, как ПАО «СЕВГОК», ПАО «ЦГОК», ПАО «ИНГОК», ОАО «Арселор Миттал Кривой Рог», «ЕВРАЗ Сухая Балка», ПАО «Кривбассжелезорудком», ПАО «Полтавский ГОК», ЧАО «Донецксталь», ОАО «Хайдельберг Цемент Украина» и др.



МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ПОР ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ В СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ

Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, А. С. МИЛЕНИН, Н. И. ПИВТОРАК
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Оценка работоспособности и остаточного ресурса ответственных сварных конструкций с обнаруженными дефектами, в том числе трубопроводов и сосудов давления, предполагает сложный анализ взаимосвязанных многомерных процессов, влияющих на их несущую способность. При этом рациональным является обоснованное снижение консервативности такой оценки, что требует описания предельного состояния конструкции с учетом основных механизмов разрушения. В частности, для магистральных трубопроводов с типичными поверхностными дефектами локального коррозионного утонения стенки без сопутствующих острых концентраторов, основным механизмом развития поврежденности материала является вязкое разрушение. В рамках настоящей работы разработана комплексная методология численного анализа процессов зарождения и развития пор вязкого разрушения металла сварных конструкций, а также критерии для определения их предельного состояния. Так, на основе моделей Гурсона–Твергаарда построена методика расчета напряженно-деформированного состояния конструкции в процессе эксплуатации с учетом изменения несущего нетто-сечения областей конструкции при росте микропористости. Для неизотермического состояния металла, в частности в процессе сварочного нагрева, предложены критерии зарождения пор, а также математическое описание различных механизмов их развития в зависимости от характера внешнего силового воздействия. Применение разработанных подходов продемонстрировано на примере анализа предельного состояния элемента магистрального трубопровода с дефектом локального утонения стенки в области окружного монтажного шва. Показано, что предельное внутреннее давление в трубопроводе с таким эксплуатационным повреждением определяется характером взаимодействия локальных напряжений в зоне сварного шва и геометрической аномалии: чем меньше расстояние между ними, тем меньше нагрузка, необходимая для формирования общей области микроповрежденности, в которой впоследствии зарождаются макродефекты. Аналогичным образом показано значительное влияние пор в монтажном сварном шве трубопровода на несущую способность. Общность разработанных подходов численного анализа процессов вязкого разрушения позволяет применять их для оценки предельного состояния и остаточного ресурса сварных сосудов давления из высокопрочных сталей. Библиогр. 18, табл. 1, рис. 3.

Ключевые слова: вязкое разрушение, порообразование, напряженно-деформированное состояние, предельная нагрузка, сварное соединение, магистральный трубопровод

Анализ предельного состояния современных сварных конструкций является важным этапом диагностики их фактического состояния и прогнозирования остаточного ресурса безопасной эксплуатации. При этом описание процессов, ведущих к нарушению сплошности материала конструкции в микро- и макромасштабе, зарождению и развитию типичных дефектов, требует совместного использования методик моделирования кинетики напряженно-деформированного состояния в зависимости от величины и природы внешнего силового воздействия, основ механики разрушения и современных представлений о поведении кристаллических структур при предельном силовом воздействии. Кроме того, наличие сварных соединений предполагает необходимость дополнительного учета состояния конструкции в области сварки (термообработки) с позиции остаточного напряженно-деформированного и структурного состояний металла, а также развития рассеянной поврежденности, основанного на моделировании процессов термопластичности сплошной среды. Как показывает опыт, разрушение сварных сосу-

дов давления и трубопроводов из высокопрочных сталей в ряде случаев определяется процессами вязкого разрушения в области сварных швов и геометрических аномалий [1, 2]. При этом большинство существующих моделей вязкого разрушения рассматривают структурно-однородные материалы в изотермическом случае [3–5], тогда как в реальных конструкциях сварные швы являются слабыми местами и анализ их предельного состояния — важный аспект технической диагностики ответственных конструкций. В частности, при описании развития напряженно-деформированного состояния материалов с порами нашли широкое применение подходы Гурсона, Твергаарда и Нидлмана [6–8], которые лежат в основе большинства современных моделей предельного состояния конструкций, склонных к вязкому разрушению. Кроме того, ряд работ посвящен расширению этих моделей применительно к сварным конструкциям, но математическое описание собственно сварочного процесса и его влияния на особенности вязкого разрушения носит скорее феноменологический характер и требует большого



количества экспериментальных исследований. С целью изучения особенностей предельного состояния сварных трубопроводных элементов под внутренним давлением в рамках настоящей работы построена численная методика анализа вязкого разрушения и рассмотрены примеры типичных случаев поврежденности магистральных трубопроводов.

В общем случае рассматриваемый механизм разрушения может быть разделен на несколько последовательных этапов:

- зарождение пор вязкого разрушения при производстве конструкции, в том числе в зоне локального сварочного нагрева и при развитии пластическом течении металла в области физических и/или геометрических концентраторов;

- увеличение размеров пор при пластическом деформировании;

- взаимодействие и объединение пор вязкого разрушения;

- зарождение макродефекта и связанное с ним снижение несущей способности как дефектного участка, так и конструкции в целом;

- развитие макродефекта.

Каждый из этих этапов имеет различную физико-механическую природу, поэтому их описание требует построения соответствующих взаимосвязанных моделей.

Принято считать, что зарождение пор в области структурных дефектов и неоднородностей (первичные поры) связано с существенным развитием пластических деформаций, которое может быть описано посредством параметра Одквиста [9]:

$$\kappa = \int d\varepsilon_i^p, \quad (1)$$

где $d\varepsilon_i^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p}$, $d\varepsilon_{ij}^p$ — компоненты тензора приращений пластических деформаций ($i, j = x, y, z$).

Соответственно, условием зарождения пор в изотермическом случае является превышение текущим значением параметра Одквиста критической величины κ_c .

В процессе сварки в результате локального сварочного нагрева, фазовых превращений первого рода и сопутствующих ликвационных процессов происходит появление неоднородностей структуры металла, особенно в его межфазной области твердогожидкого состояния (между температурами ликвидуса и солидуса). Для описания зарождения микропор при этом может быть использована обобщенная зависимость критического значения параметра Одквиста κ_c от состояния металла при различных температурах T :

$$\kappa_c(T) = \kappa_{c0} \exp \left\{ \left[\frac{F_0 - F(T)}{B} \right]^\beta \right\}, \quad (2)$$

где $F(T)$ — функция сопротивляемости материала пластическому деформированию; κ_{c0} , B , F_0 , β — константы.

Если для рассматриваемого металла не характерны выраженный температурный интервал хрупкости и существенное упрочнение, то в качестве функции $F(T)$ может быть принята температурная зависимость предела текучести $\sigma_T(T)$. Таким образом, из (2) следует, что κ_{c0} и F_0 — соответственно значение критического параметра Одквиста рассматриваемого металла при комнатной температуре и его нормативный предел текучести σ_T , а температурную зависимость критического значения параметра Одквиста можно представить в следующем виде:

$$\kappa_c(T) = \kappa_{c0} \exp \left\{ \left[\frac{\sigma_T - \sigma_T(T)}{B} \right]^\beta \right\}. \quad (3)$$

Для конструкционных сталей $\beta \approx 3$ [10], значение B характеризует склонность материала к образованию пор и лежит в пределах $(1,0 \dots 1,5)\sigma_T$.

В переменном поле температур при развитой кинетике накопления пластических деформаций критерий зарождения пор в металле может быть описан следующим соотношением:

$$\chi_\kappa = \int \frac{d\kappa}{\kappa_c(T)} \geq 1. \quad (4)$$

При выполнении условия (4) можно считать, что в рассматриваемой области конструкции зарождается несплошность в виде сферических микропор с объемной концентрацией f_{pl} .

Следует отметить, что вторым характерным механизмом зарождения пор при сварке является формирование пузырьков примесей в сварочной ванне, которые не успевают выделиться в газовую фазу до кристаллизации металла [11]. Моделирование такого процесса является достаточно сложным и в рамки настоящей работы не входит. Влияние указанного процесса может быть учтено как априорное либо заданием сферических макродефектов в области сварного шва, либо при рассмотрении суммарной объемной концентрации зародившихся пор f_0 в конкретном рассматриваемом объеме:

$$f_0 = f_{pl} + f_{ev}, \quad (5)$$

где f_{ev} — объемная концентрация пор, зародившихся в результате процессов испарения.

Дальнейший рост пор вязкого разрушения зависит от жесткости напряженного состояния и ин-



тенсивности пластического деформирования металла и описывается законом Райса–Трейси [9]:

$$dR = R_0 K_1 \exp \left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right) d\varepsilon_i^p, \quad (6)$$

где R, R_0 — текущий и начальный радиусы пор соответственно; $\sigma_m = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})/3$ — мембранное напряжение; $\sigma_i = (\sigma_{ij}\sigma_{ij}/2)^{1/2}$ — интенсивность напряжений; σ_m/σ_i — параметр жесткости напряженного состояния; $K_1 = 0,28, K_2 = 1,5$ — константы.

Если параметр жесткости напряженного состояния в рассматриваемой области конструкции мал для интенсивного роста пор согласно (6), то существенное развитие пластических деформаций может привести к появлению вторичных несплошностей. Скорость зарождения вторичных сферических пор зависит от концентрации включений в металле конструкции и развития пластических деформаций по следующему закону [9]:

$$f = f_0 + f_i \exp \left(- \frac{\kappa^*}{\kappa - \kappa_c} \right), \quad (7)$$

где f_i — объемная концентрация включений; κ^* — константа материала, характеризующая максимально возможное приращение параметра Одквиста.

Следует отметить, что значение f_i в рассматриваемом случае зависит от структурного состояния металла в области сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ), в частности, от количества цементита (Fe_3C), а также изначальных и приобретенных в процессе сварки неметаллических включений [12]. Анализ напряженно-деформированного состояния сварной конструкции с позиций вязкого разрушения в данной работе производился на основе численного решения краевой задачи нестационарной термопластичности путем прослеживания упругопластических деформаций с момента начала сварки вплоть до полного остывания конструкции и при последующем нагружении до предельного давления в рамках конечно-элементной модели [13, 14]. Связь напряжений и деформаций определялась законом Гука и ассоциированным законом пластического течения, исходя из следующих соотношений:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m) + \delta_{ij}(K\sigma_m + \Delta\varepsilon_m + \Delta f/3) - \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)^* + (K\sigma_m)^*, \quad (8)$$

где $K = \frac{1-2\nu}{E}$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$; Ψ — функция сос-

тояния материала. Функция Ψ определяется условием пластического течения согласно критерию Мизеса с дополнительным учетом уменьшения несущего нетто-сечения конечного элемента в результате формирования несплошности в рамках модели Гурсона–Твергаарда, а именно:

$$\Psi = \begin{cases} \frac{1}{2G}, & \text{если } \sigma_i < \sigma_s, \\ \frac{1}{2G}, & \text{если } \sigma_i = \sigma_s, \end{cases} \quad (9)$$

$$\sigma_s = \sigma_T \sqrt{1 + (q_3 f^*)^2 - 2q_1 \cosh \left(q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_T} \right)},$$

где $q_1 = 1,5, q_2 = 1, q_3 = 1,5$ — константы; f^* — эквивалентная объемная концентрация пор, учитывающая их взаимодействие в конечном элементе.

Значение эквивалентной концентрации пор, фигурирующей в (9), определяется из соотношения, предложенного Твергаардом и Нидлманом [7]:

$$f^* = \begin{cases} f, & \text{если } f \leq f_c; \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_F - f_c}(f - f_c), & \text{если } f > f_c, \end{cases} \quad (10)$$

где f_c — критическая концентрация несплошностей, до которой отдельные поры не взаимодействуют (принято считать $f_c = 0,15$); f_F — концентрация пор, при которой происходит разрушение конечного элемента; $f_u^* = 1/q_1$.

Предельное состояние каждого конечного элемента определяется из двух возможных механизмов разрушения [15]: пластическая неустойчивость в случае $\Psi \rightarrow \infty$ согласно условию Мак-Клинтока и микроскол.

В качестве примера использования разработанной комплексной модели анализа сварных конструкций рассмотрено предельное состояние трубопроводного элемента (диаметр 1420 мм, толщина стенки 20 мм, материал — сталь 17Г1С, свойства которой приведены, в частности, в [16]) с окружным сварным швом и внешним поверхностным утонением стенки типа потери металла (рис. 1) размером $2s = 50, a = 5$ мм, которое является допустимым согласно [17]. В качестве входных данных настоящего численного исследования приняты следующие значения параметров и необходимых констант: $f_0 = 0,01; f_i = 0,01; \kappa^* = 0,1; \kappa_{c0} = 0,05; B = \sigma_T; R_0 = 0,0167$ мм. Следует отметить, что влияние возможных погрешностей в определении значений приведенных констант на результаты исследований существенно снижается при приближении нагрузок к предельным (т. е. в случае, если хотя бы один конечный элемент потерял несущую способность и появился

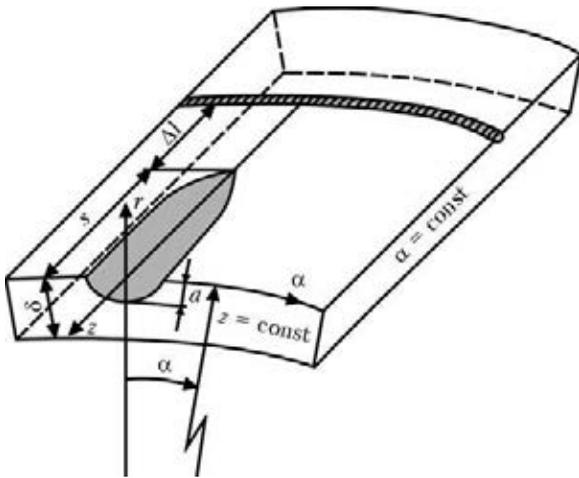


Рис. 1. Схема участка трубопровода с локальным утонением стенки и окружным сварным швом (в цилиндрической системе координат r, α, z)

макродефект), так как при этом состоянии конструкции характеризуется пластическим деформированием.

Различное взаимное расположение сварного шва с учетом остаточного напряженно-деформированного состояния, а также накопленной в процессе сварки рассеянной поврежденности и концентратора в области геометрической аномалии, предполагает как различные механизмы разрушения [15], так и различное предельное давление в трубопроводе. Как показали результаты численных экспериментов, локальные термические циклы и соответствующая им кинетика напряженно-деформированного состояния металла конструкции в области металла шва и ЗТВ вызвали появление небольшой концентрации пор (порядка 0,05) вдоль линии сплавления. Такая поврежденность незначительно влияет на несущую способность конструкции, так как в отсутствие острых концентраторов параметр жесткости напряженно-

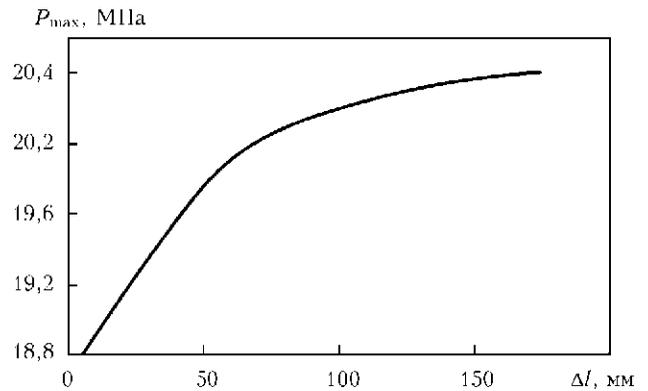


Рис. 3. Зависимость предельного давления в трубопроводе от расстояния между дефектом утонения и окружным сварным швом

го состояния σ_m/σ_i трубопроводного элемента под действием внутреннего давления не достигает существенных значений. Поэтому в рассматриваемом случае пластическое деформирование не вызывает значительного развития зародившихся при сварке пор согласно (6), а превалирующим механизмом развития поврежденности является появление новых пор в области концентратора и вторичных пор от пластического деформирования по (4) и (7) соответственно.

При этом на начальных этапах нагружения конструкции внутренним давлением поврежденность развивается независимо в области максимальной глубины дефекта и в ЗТВ шва. Характерной особенностью предельного состояния является явное взаимодействие между двумя видами рассматриваемых неоднородностей с точки зрения формирования микропористости (рис. 2). При этом, чем больше расстояние между сварным швом и поверхностным утонением Δl , тем больше силовое воздействие, необходимое для формирования объема поврежденности металла между ними, где при последующем увеличении нагрузки

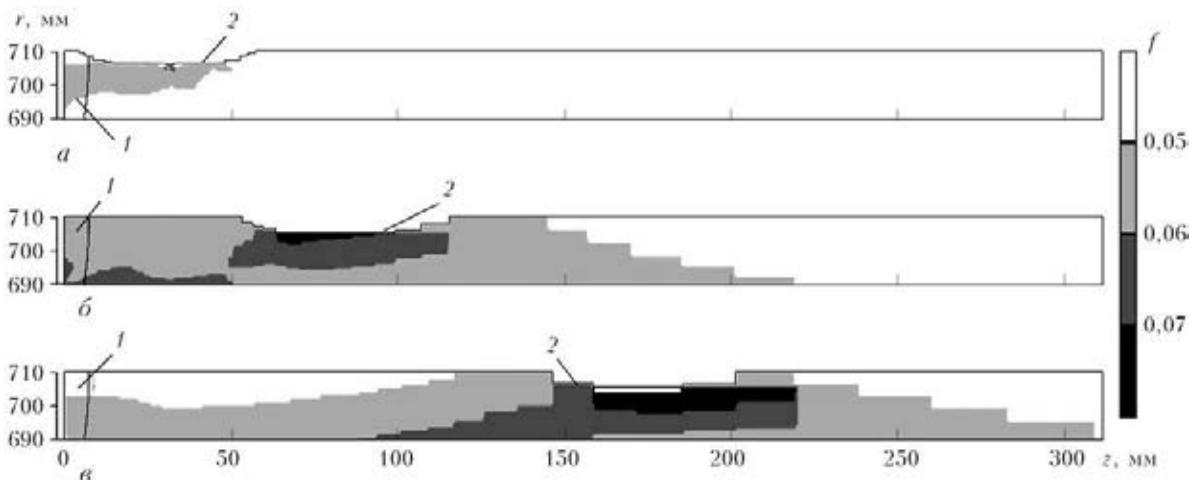


Рис. 2. Распределение объемной концентрации микропор f на рассматриваемом участке трубопровода при предельной нагрузке P_{max} в зависимости от расстояния Δl между сварным швом и дефектом утонения стенки: a — $\Delta l = 5$ мм, $P_{max} = 18,8$ МПа; $б$ — $\Delta l = 50$ мм, $P_{max} = 19,8$ МПа; $в$ — $\Delta l = 150$ мм, $P_{max} = 20,2$ МПа; 1 — половина симметричного сварного шва; 2 — дефект



Концентрация микропор в области сварного шва трубопроводного элемента с учетом наличия макропор при предельной нагрузке 17,6 МПа

r, мм \ z, мм	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,05
3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
5	0,064	0,052	0	0	1,0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,06	0,057
6	0,104	0,063	1,0	1,0	0,05	1,0	0,057	0,051	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,057	0	0
7	0,102	0,085	0,05	0,05	0,05	0,05	0,058	0,051	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,063	0	0	0
8	0,096	0,101	1,0	1,0	1,0	1,0	0,153	0,118	0,089	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	0,086	0,062	0	0
9	0,101	0,123	0	0	0	0	0,13	0,135	0,143	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,082	0,062	0,05	0
10	0,117	0,163	0	0	0	0	0,088	0,115	0,097	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	0,05	0,05	0,067	0,062	0,06	0,059
11	0,079	0	0	0	0	0	0,058	0,063	0,063	0	0	0	0	0	0	1,0	1,0	0,09	0,081	0,07	0,073
12	0	0	0	0	0	0	0	0	0,086	0,051	0	0	0	0	0	0	0	0,07	0,074	0,08	0,075
13	0	0	0	0	0	0	0	0,061	0,056	0	0	0	0	0	0	0	0	0,056	0,066	0,07	0,071
14	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,059	0,06	0,064
15	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,054	0,06	0,059
16	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0,05	0,055

Примечание: серым обозначена область сварного шва

зарождается макроразрушение (рис. 3). Как видно из приведенных данных, близкое расположение допустимого дефекта утонения и сварного монтажного шва может снизить несущую способность трубопровода до 10 %.

Как упоминалось выше, еще одним фактором, влияющим на несущую способность трубопровода, является возможное зарождение пор в сварном шве в результате испарения примесей внедрения в случае, когда пузырьки газа не успевают выйти на поверхность до полной кристаллизации металла. Данная ситуация исследована путем задания пустот (линейный размер 1 мм) около линии сплавления, т. е. являющимися макродефектами и занимающими суммарную объемную долю металла шва около 0,07. Расчет развития микропористости, согласно разработанной методике, результаты которого приведены в таблице, показал ощутимое влияние макропор на несущую способность трубопровода, а именно снижение предельного внутреннего давления от 20,4 до 17,6 МПа. Этот результат коррелирует с известными экспериментальными исследованиями [18] и существующими требованиями к качеству монтажных швов магистральных трубопроводов.

Выводы

1. Построена комплексная методика численной оценки предельного состояния сварных конструкций, склонных к вязкому разрушению под воздействием внешних нагрузок. Для этого на основе конечно-элементного решения краевой задачи нестационарной термопластичности предложена модель зарождения, развития, взаимодействия микропор вязкого разрушения, а также критерии формирования макродефектов и наступления предельного состояния конструкционного элемента.

2. На примере участка магистрального трубопровода с внешним дефектом локальной потери металла около монтажного окружного сварного шва рассмотрены закономерности развития поврежденности металла конструкции под действием внутреннего давления. Показано, что предельное состояние дефектной конструкции характеризуется формированием общей области поврежденности между сварным швом и геометрической аномалией. При этом, чем меньше расстояние между дефектом и швом, тем меньше эксплуатационная нагрузка, необходимая для выраженного взаимного влияния между ними и последующего появления макродефектов. Это, в свою очередь, может снизить несущую способность трубопровода до 10 % в сравнении с бездефектной конструкцией.

3. Рассмотрены особенности влияния дефектов сварки типа макропор, сформировавшихся из закристаллизовавшихся в металле шва пузырьков газа. Показано возможное значительное влияние указанных дефектов на работоспособность конструкции: для объемной концентрации произвольно распределенных пор в металле шва 0,07 снижение предельного давления в трубопроводе — до 17,6 МПа.

1. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.
2. Tvergaard V. Material failure by void growth to coalescence // Adv. Appl. Mech. — 1990. — № 27. — P. 83–151.
3. Hancock L., Mackenzie A. C. On the mechanism of ductile failure of a high strength steel subjected in multi-axial stress state // J. Mech. and Phys. Solids. — 1976. — 24, № 213. — P. 147–149.
4. Xue L. Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials // Eng. Fract. Mech. — 2008. — № 75. — P. 3343–3366.
5. Nahshon K., Hutchinson J. W. Modification of the Gurson Model for shear failure // Eur. J. Mech. Solids A. — 2008. — № 27. — P. 1–17.
6. Gurson A. I. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Pt 1. Yield criteria and flow rules for porous ductile media // J. Eng. Mater. and Technol. — 1977. — № 1. — P. 2–15.
7. Tvergaard V., Needleman A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar // Acta Metallurgica. — 1984. — № 32. — P. 157–169.
8. Needleman A. Void growth in an elastic-plastic medium // J. Appl. Mech. — 1972. — № 39. — P. 964–970.



9. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — С.-Пб: Политехника, 1993. — 391 с.
10. *Обработка металлов резанием с плазменным нагревом* / А. Н. Резников, М. А. Шатерин, В. С. Кунин и др. — М.: Машиностроение, 1986. — 232 с.
11. *Теоретические основы сварки* / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк., 1970. — 450 с.
12. *Ductile fracture resistance of the weld metal and heat affected zone in a HSLA steel welded joint* / A. Sedmak, B. Younise, M. Rakinetal et al. // <http://www.structuralintegrity.eu/pdf/esis/TC1/ESIS-TC1-Freiburg/Sedmak%20et%20al.pdf>.
13. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
14. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
15. Махненко В. И. Проблемы экспертизы современных сварных конструкций ответственного назначения // *Автомат. сварка*. — 2013. — № 5. — С. 22–29.
16. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник* / Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.–Л.: Энергия, 1967. — 240 с.
17. *ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008*. Настанова. Визначення залишкової міцності магістральних трубопроводів з дефектами. — Київ: Мінрегіонбуд України, 2008. — 91 с.
18. Избенко В. Ф., Авраменко В. И., Кривошея В. С. Экспериментальное исследование конструктивной прочности соединений сталей 14ХГН2МД и ВМСт.3 методом гидростатического выпучивания // *Автомат. сварка*. — 1974. — № 3. — С. 26–29.

Поступила в редакцию 20.06.2013



Международная научно-техническая конференция «СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»

16–18 июня 2014 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона (г. Киев) состоится Международная научно-техническая конференция «Сварочные материалы».

Организаторы:

- **Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины**
- **Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ**
- **Международная ассоциация «Сварка»**

На конференции предполагается обсудить актуальные вопросы разработки, производства и промышленного применения сварочных и наплавочных материалов, включая покрытые электроды, проволоки порошковые и сплошного сечения, ленты, флюсы, порошки. Планируется издание сборника по итогам работы конференции.

Для участия в работе конференции необходимо до 1 марта 2014 г. прислать заявку на адрес: office@association-electrode.com или journal@paton.kiev.ua.

Контакты: 03680, г. Киев, ул. Горького, 54, Дирекция Ассоциации «Электрод».

Тел.: +38 (044) 200-63-02, +38 (044) 200-82-77, +38 (044) 200-80-62.

Факсы: +38 (044) 287-72-35, +38 (044) 200-82-77.

E-mail: association-electrode.com; journal@paton.kiev.ua. <http://www.association-electrode.com>



НЕКОТОРЫЕ ПУТИ СНИЖЕНИЯ ПОТЕРЬ ПРИСАДОЧНОГО ПОРОШКА ПРИ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ

К. А. ЮЩЕНКО, А. В. ЯРОВИЦЫН, Д. Б. ЯКОВЧУК, А. А. ФОМАКИН, В. Е. МАЗУРАК
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

При восстановлении кромок лопаток газотурбинных двигателей с использованием микроплазменной порошковой наплавки неизбежны потери наплавочных материалов. С целью повышения эффективности процесса в настоящей работе методом оценки массы наплавленного валика при последовательном увеличении размеров сварочной ванны на широкой и узкой подложке исследованы закономерности радиального распределения двухфазных потоков микроплазма–присадочный порошок. Установлено, что экспериментальные данные радиального распределения таких потоков на поверхности анода имеют удовлетворительную сходимостъ с нормальным законом распределения. Методом калориметрирования на двухсекционном водоохлаждаемом аноде оценен коэффициент сосредоточенности удельного теплового потока микроплазменной дуги для наплавки. Показано, что в области режимов микроплазменной порошковой наплавки присадочный порошок может вводиться в плоскость изделия с сосредоточенностью до четырех раз больше, чем удельный тепловой поток дуги, а соотношение между эффективными диаметрами ввода порошка и пятна нагрева составляет 0,57...0,92. Приведено влияние некоторых конструктивных параметров микроплазмотрона и технологических параметров наплавки на сосредоточенность газопорошкового потока. Установлены соотношения между шириной валика, диаметром фокусирующего сопла микроплазмотрона и характеристиками сосредоточенности ввода порошка в сварочную ванну, необходимыми для ограничения потерь присадочного порошка в пределах 1,44...2,56 % при наплавке на кромки лопаток толщиной менее 3 мм. Библиогр. 11, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: микроплазменная порошковая наплавка, кромки лопаток, микроплазмотрон, коэффициент использования порошка, сосредоточенность двухфазного потока, микроплазма–присадочный порошок

Проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона исследования и практическая апробация процесса микроплазменной порошковой наплавки (сварки) показали надежное обеспечение технологической прочности при сварке плавлением и последующей термической обработке, а также высокие служебные свойства сварных соединений никелевых жаропрочных сплавов с содержанием γ' -фазы более 45 % [1–4]. Микроплазменная порошковая наплавка при ремонте кромок лопаток газотурбинных двигателей характеризуется: диапазоном эффективной тепловой мощности дуги 100...650 Вт и погонной энергии 250...3000 Дж/мм; возможностью использования присадочного материала, идентичного по химическому составу материалу лопатки, например, ЖС32-ВИ, IN738LC, ЖС6У; надежной защитой зоны ремонта и хорошим формированием наплавляемого металла. Процесс не требует предварительного подогрева изделия и в большинстве случаев — предварительной гомогенизации материала лопатки перед наплавкой.

При восстановлении кромок лопаток газотурбинных двигателей неизбежны потери наплавочных материалов, которые в первую очередь оцениваются как разность масс израсходованного присадочного материала и наплавленного металла. Сравнительный анализ [5] показал, что при

микроплазменной порошковой наплавке на кромки лопаток толщиной 3,5 мм наблюдается повышенный уровень потерь присадочного материала по сравнению с аргонодуговой наплавкой. Более 3/4 из них приходится на остаток, не пригодный к дальнейшему использованию. Приемлемый уровень потерь ($\approx 10,5$ %) при микроплазменной порошковой наплавке на узкую подложку (кромку лопатки) толщиной более 3 мм достигался за счет повторного использования остатков порошка при коэффициенте использования порошка (КИП) 0,625 после сбора его остатков, просева и просушки. В ходе серийной микроплазменной порошковой наплавки кромок лопаток шириной менее 3 мм [3, 4] установлено, что доля непригодного к использованию остатка может увеличиваться до 30 % первоначального количества присадочного материала. Дальнейшее использование таких остатков присадки при наплавке жаропрочных никелевых сплавов с содержанием γ' -фазы более 45 % является нерациональным ввиду последующего значительного ухудшения качества формирования валиков. Анализ морфологии поверхности проб порошка после трехкратного использования при наплавке показал, что в поле зрения оптического микроскопа ($\times 50$) содержится примерно 50 % окисленных частиц. Вероятно, пос-

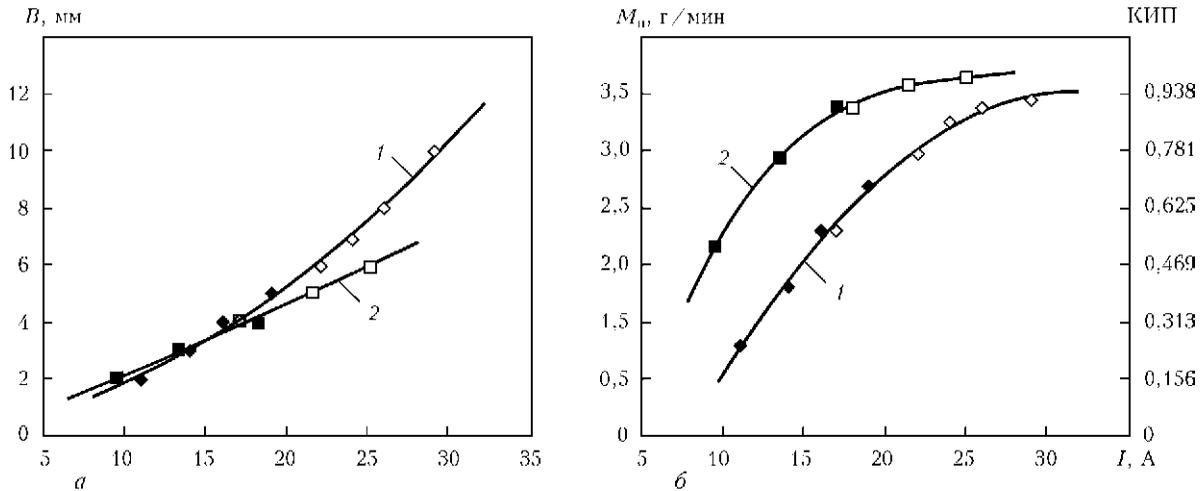


Рис. 1. Зависимость ширины валика B (а), удельной массы наплавленного металла M_n и КИП (б) от силы сварочного тока I при $v_n = 2,75$ м/ч (расход транспортирующего газа (аргон) 2,5; защитного газа (смесь 90 % Ar + 10 % H₂) 7 л/мин; основной металл — аустенитная нержавеющая сталь): 1 — микроплазматрон с $d_{пл} = 2,5$ мм, $d_{ф} = 4,5$ мм; 2 — $d_{пл} = 1,8$ мм, $d_{ф} = 2,5$ мм; темные значки — наплавка на узкую подложку; светлые — наплавка на широкую подложку

тепленное накопление таких частиц в дисперсном присадочном материале и является основной причиной ухудшения сварочно-технологических свойств присадочного материала.

Таким образом, в случае наплавки на кромки лопаток толщиной менее 3 мм потери присадочного порошка, несмотря на повторное его использование, значительно возрастают. Ввиду высокой стоимости присадочных материалов для таких задач требуется дополнительная оптимизация процесса микроплазменной порошковой наплавки.

Основной причиной потерь присадки является движение ее дисперсных частиц по периферии столба плазменной дуги и в дальнейшем — упругий отскок от поверхности наплавляемого изделия вне зоны сварочной ванны [6]. Для оптимизации траекторий движения присадочного материала в плазменной дуге рекомендуется применять присадочные порошки с диаметром частиц меньше 150...200 мкм, вводить их в дугу с скоростью менее 2 м/с под углом к оси плазматрона до 40...45°. Ввиду значительной ширины сварочной ванны (18...35 мм) потери присадочного порошка на оптимальных режимах плазменно-порошковой наплавки не превышают 5...8 % [6].

Для наплавки на кромки лопатки толщиной менее 3 мм целесообразно снизить потери порошка за счет повышения сосредоточенности микроплазменной дуги с вводимой дисперсной присадкой, т. е. увеличить ее относительное количество, попадающее в сварочную ванну. Цель данной работы — рассмотреть технологические особенности фокусировки двухфазных потоков микроплазма-присадочный порошок, которые обеспечивают сосредоточенную доставку присадочного материала через высокотемпературную область микроплазменной дуги в сварочную ванну на узкой подложке шириной менее 3 мм.

В качестве объекта для изучения выбран микроплазматрон ППС-004 с боковым распределенным вводом присадочного порошка и диаметрами каналов фокусирующего сопла 2,5 и 4,5 мм. При данных соплах обеспечивается его стабильная работа на сварочном токе до 30...50 А. Известно, что плазматроны с диаметром канала фокусирующего сопла 4,0...4,5 мм при плазменно-порошковой наплавке обеспечивают наиболее сосредоточенный ввод присадочного порошка в плазменную дугу [6, 7].

Сосредоточенность подвода присадочного порошка через микроплазменную дугу к плоскости анода оценивали путем определения массы порошка, попавшего в сварочную ванну при последовательном увеличении ее размеров. Ширина сварочной ванны изменялась с увеличением силы сварочного тока при постоянной скорости перемещения микроплазменной дуги (рис. 1) в пределах 2...5 мм для узкой подложки (табл. 1) и 4...10 мм для широкой подложки (пластина толщиной 2 мм). При наплавке узкой подложки валик формировался с углом контакта к ее повер-

Табл и ца 1. Удельная масса наплавленного металла M_n и ширина валика B при наплавке на узкую подложку шириной δ в зависимости от диаметра канала фокусирующего сопла плазматрона $d_{ф}$

$d_{ф}$, мм	δ , мм	I , А	B , мм	M_n , г/мин
4,5	1,0	11,0	2,0	0,80
	1,6	14,0	3,0	1,30
	2,0	16,0	4,0	1,80
	2,5	19,0	5,0	2,18
2,5	1,0	9,5	2,0	1,66
	1,6	13,5	3,0	2,42
	2,5	18,0	4,0	2,88

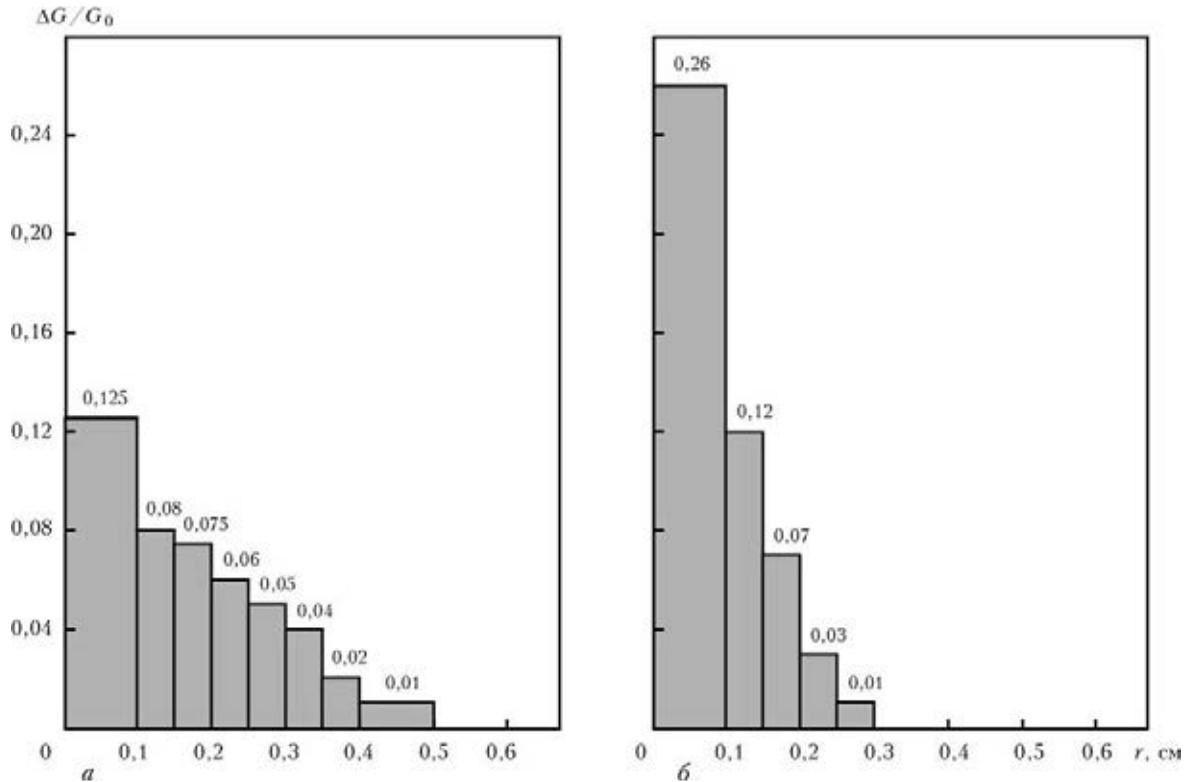


Рис. 2. Гистограмма распределения подающегося порошка в направлении, перпендикулярном оси наплавленного валика в зависимости от параметров микроплазматрона ППС-004: а — $d_{пл} = 2,5 \text{ мм}, d_{ф} = 4,5 \text{ мм}$; б — $d_{пл} = 1,8 \text{ мм}, d_{ф} = 2,5 \text{ мм}$

хности более 90° , т. е. с двухсторонним боковым усилением. В ходе простого эксперимента при последовательном увеличении ширины сварочной ванны в 5 раз были получены зависимости изменения удельной массы наплавленного валика M_n и КИП, характеризующие радиальное распределение присадочного порошка в плоскости анода (см. рис. 1). Приведенная выше методика позволяет исключить влияние упругого отскока частиц, неизбежное при сборе присадочного порошка в многосекционные улавливатели.

В опытах использовали присадочный порошок аустенитной нержавеющей стали фракцией 63...160 мкм. Его ориентировочный гранулометрический состав такой: -63 мкм — 7 %; +63...80 мкм — 10 %; +80...100 мкм — 32 %; +100...125 мкм — 39 %; +125...160 мкм — 12 %. Производительность подачи присадочного порошка G_0 составляла 3,20 г/мин; порошок подавали порционно с интервалом 1 с. Такое удельное количество присадки во всех опытах обеспечивало стабильное формирование валиков и было выбрано, исходя из практики наплавки на кромки лопаток. Экспериментально M_n определяли взвешиванием пластины-образца с точностью 0,02 г до и после наплавки длительностью 1 мин. КИП определяли как отношение M_n к производительности подачи порошка G_0 .

Относительное распределение количества наплавленного металла $\Delta G/G_0$ в направлении, перпендикулярном оси наплавленного валика

(рис. 2), рассчитывали по экспериментальным данным рис. 1, как:

$$(\Delta G/G_0)_i = (M_{B_{n+1}} - M_{B_n}) / (2G_0), \quad (1)$$

где $M_{B_{n+1}}$, M_{B_n} — масса наплавленного металла при последовательном увеличении ширины сварочной ванны; n — номер опыта; i — порядковый номер распределения. Полученные результаты, представленные в виде гистограмм на рис. 2, характеризуют распределение присадочного порошка в микроплазменной дуге на уровне анода в ходе процесса и показывают предпочтительность применения при наплавке на узкую подложку микроплазматронов с $d_{ф} < 4,5 \text{ мм}$ с точки зрения эффективности использования присадочного порошка.

Для описания удельного теплового потока дуги в теории сварочных процессов широко используется нормально-круговой источник тепла, в котором интенсивность его удельного теплового потока убывает от центра к краям пятна нагрева по так называемому нормальному закону (распределению Гаусса). Основные параметры такого представления определены Н. Н. Рыкалиным [8] и взаимосвязаны между собой известными соотношениями:

$$q_2(r) = q_{2m} e^{-kr^2}, \quad (2)$$

$$q_{2m} = \frac{k}{\pi} q_u, \quad (3)$$

$$r_0 = \frac{1}{\sqrt{k}}, \quad (4)$$

$$d_{\text{эф}} = 3,46/\sqrt{k}, \quad (5)$$

где $q_2(r)$ — радиальное распределение мощности теплового потока сварочной дуги в изделии; q_u — эффективная тепловая мощность дуги; q_{2m} — мощность теплового потока в центре источника тепла или плотность тепловой энергии в эквивалентном пятне нагрева; r — расстояние от центра источника тепла; k — коэффициент сосредоточенности удельного теплового потока; r_0 — эквивалентный радиус пятна нагрева, т. е. радиус круга с равномерным распределением теплового потока источника, эквивалентный по мощности нормально-круговому распределению теплового потока; $d_{\text{эф}}$ — эффективный диаметр пятна нагрева, т. е. диаметр пятна, через которое проходит в изделие 95 % удельного теплового потока от сварочного источника тепла.

В нашем случае интерес представляет установление соотношений между сосредоточенностью удельного теплового потока микроплазменной дуги для наплавки и сосредоточенностью ввода присадочного порошка в сварочную ванну.

Приближение экспериментальных гистограмм (см. рис. 2) к экспоненциальной зависимости и формы сварочной ванны при типичных режимах микроплазменной порошковой наплавки к окружности дает основания предположить соответствие радиального распределения присадочного материала в микроплазменной дуге на уровне поверхности анода (сварочной ванны) нормальному закону. Проверку выполняли по методике работы [9] на основании совмещения данных экспериментальных гистограмм (рис. 2) с воображаемым двухсекционным улавливателем порошка, последовательно перемещающимся с шагом гистограммы вдоль оси y (рис. 3). Расстояние от 0 до r_i (текущего шага значений гистограммы) соответствовало координате $-y$, а сумма значений ординат гистограммы $\Delta G/G_0$ от r_i до ∞ характеризовала относительную интенсивность потока порошка в правом сегменте окружности пятна ввода порошка.

Представление экспериментальных данных гистограмм в виде зависимости $G(r) = G_{2m} \exp(-k_{\text{с.п}} r^2)$

показывает удовлетворительную сходимость с нормальным законом распределения (рис. 3, б), где $k_{\text{с.п}}$ — коэффициент, характеризующий сосредоточенность ввода присадочного порошка в сварочную ванну аналогично коэффициенту сосредоточенности удельного теплового потока дуги; G_{2m} — относительная плотность ввода присадочного порошка на уровне поверхности анода. Ряд параметров сосредоточенности ввода присадочного порошка, рассчитанных по экспериментальным данным, приведен в табл. 2.

Установлено, что уменьшение диаметра канала фокусирующего сопла микроплазмотрона с 4,5 до 2,5 мм обеспечивает изменение площади эффек-

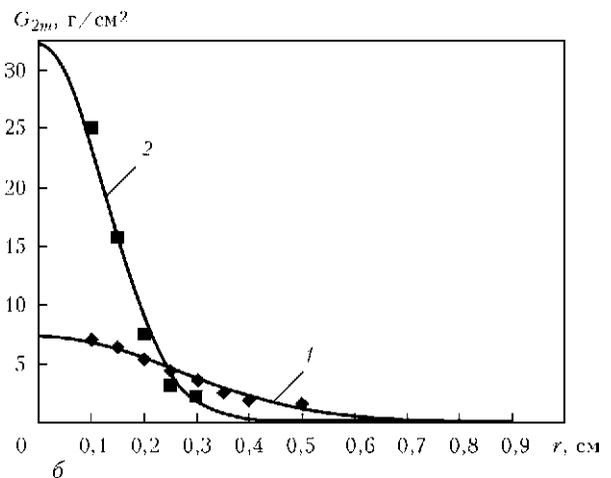
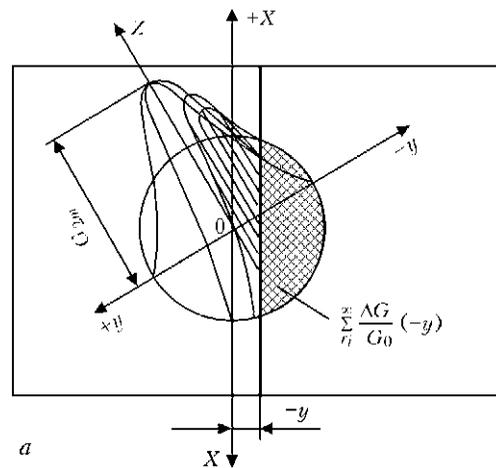


Рис. 3. Схема двухфазного потока микроплазма–присадочный порошок над двухсекционным улавливателем порошка (а) и расчетное распределение подающегося порошка по нормальному закону в плоскости анода (б): 1 — $d_{\text{пл}} = 2,5$ мм, $d_{\text{ф}} = 4,5$ мм; 2 — $d_{\text{пл}} = 1,8$ мм, $d_{\text{ф}} = 2,5$ мм; значки — экспериментальные данные; сплошная кривая — моделирование

Т а б л и ц а 2. Характеристики радиального распределения двухфазного потока микроплазма–присадочный порошок на плоскости анода (расстояние 5 мм от среза фокусирующего сопла)

Определение	$d_{\text{ф}}$, мм	$d_{\text{эф}}$, см	$k_{\text{с.п}}$, см ⁻²	r_0 , см	КИП при $B = 2r_0$	B , см	$P_{\text{ост}}$ при $B = 2r_0$
Экспериментальное	4,5	1,28	7,24	0,37	0,88	0,74	0,0144
Экспериментальное	2,5	0,62	31,60	0,18	0,84	0,36	0,0256
Расчетное	1,6	0,35	100,00	0,10	0,85	0,20	0,0225

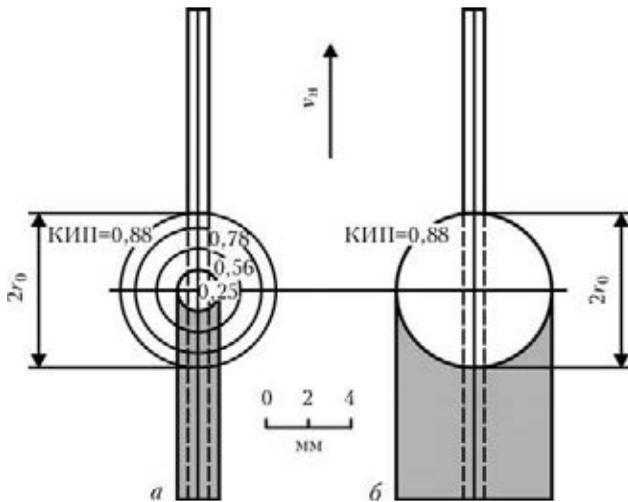


Рис. 4. Особенности наплавки на узкую подложку шириной 1 мм при использовании микроплазматрона с $d_{\phi} = 4,5$ мм с недостаточной сосредоточенностью двухфазного потока микроплазма-присадочный порошок: а, б — см. в тексте

тивного пятна ввода порошка с 128,6 до 30,2 мм², т. е. фактически в 4 раза. Анализ экспериментальных (см. рис. 2) и расчетных (см. табл. 2) данных показывает, что эквивалентному радиусу пятна ввода порошка r_0 соответствуют значения КИП в диапазоне 0,84...0,88.

Таким образом, для обеспечения высокой эффективности использования присадочного порошка при определенных конструктивных параметрах микроплазматрона, в основном задаваемых величиной d_{ϕ} , необходимо превышение шириной сварочной ванны эквивалентного диаметра пятна ввода порошка ($B \geq 2r_0$). В общем виде для наплавки на узкую подложку указанную зависимость с учетом (4) можно записать как:

$$B = \delta + 2y_{\text{п}} \geq 2r_0 = \frac{2}{\sqrt{k_{\text{с.п}}}}, \quad (6)$$

где $y_{\text{п}}$ — планируемый боковой припуск при формировании валика.

При недостаточной сосредоточенности ввода порошка в сварочную ванну в процессе наплавки на узкую подложку шириной 1...3 мм можно выделить два граничных случая, снижающих эффективность процесса микроплазменной порошковой наплавки:

- увеличенные потери порошка при наплавке на пониженном токе (рис. 4, а);
- увеличенные боковые припуски наплавленного валика при наплавке на повышенном токе (рис. 4, б).

В случае $B \geq 2r_0$ ожидаемые потери порошка $P_{\text{ост}}$ после двух циклов его использования, рассчитанные по приведенной ниже зависимости

$$P_{\text{ост}} = (1 - \text{КИП}) - (1 - \text{КИП})\text{КИП} = \text{КИП}^2 - 2\text{КИП} + 1, \quad (7)$$

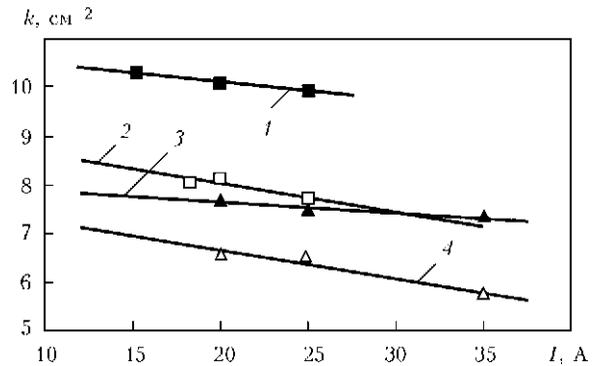


Рис. 5. Зависимость коэффициента сосредоточенности удельного теплового потока k в анод микроплазменной дуги от силы сварочного тока: 1 — $d_{\text{пл}} = 1,8$ мм, $d_{\phi} = 2,5$ мм, защитный газ 90 % Ar + 10 % H₂; 2 — $d_{\text{пл}} = 1,8$ мм, $d_{\phi} = 2,5$ мм, защитный газ Ar; 3 — $d_{\text{пл}} = 2,5$ мм, $d_{\phi} = 4,5$ мм, защитный газ 90 % Ar + 10 % H₂; 4 — $d_{\text{пл}} = 2,5$ мм, $d_{\phi} = 4,5$ мм, защитный газ Ar

будут составлять не более 1,44...2,56 %.

Выявленные закономерности также позволили спрогнозировать параметры сосредоточенности ввода порошка на плоскость анода (см. табл. 2), необходимые для микроплазменной порошковой наплавки с низкими потерями порошка при ширине сварочной ванны 2 мм.

Коэффициент сосредоточенности удельного теплового потока k микроплазменной дуги без подачи порошка, соответствующей условиям экспериментов рис. 2, 3, определяли по методике работы [9] калориметрированием на двухсекционном проточном калориметре.

Для данной микроплазменной дуги в диапазоне токов 10...40 А экспериментальные значения k составляют 5,5...10,5 см⁻² (рис. 5). Внешний вид микроплазменной дуги для наплавки при различных видах защитного газа и степени ее сжатия соплами плазматрона приведен на рис. 6. Для плазменных дуг при плазменно-порошковой наплавке в диапазоне токов 50...300 А соответствующие значения k составляют 1,8...2,0 — 4,8...6,5 см⁻² [6, 7]. Для микроплазменной дуги для сварки [10], горящей в аргоне, по данным работы [11], коэффициент сосредоточенности удельного теплового потока в диапазоне токов 4...25 А составляет 40...150 см⁻².

Сравнение экспериментальных данных радиального распределения присадочного порошка в пятне его ввода и удельного теплового потока на поверхности анода (см. табл. 2 и рис. 5) показывает, что при микроплазменной порошковой наплавке соотношение между соответствующими коэффициентами сосредоточенности находится в диапазоне 0,96...4,00. В свою очередь соотношение между эффективными диаметрами ввода порошка и пятна нагрева составляет 0,57...0,92.

Анализ экспериментальных и литературных данных показывает, что характеристики удельного теплового потока микроплазменной дуги для

наплавки [3–5] приближены к соответствующим характеристикам плазменных дуг для плазменно-порошковой наплавки. Однако задача оптимизации сосредоточенности ввода порошка для наплавки кромок лопаток толщиной менее 1,5 мм (см. табл. 2) требует применения микроплазмотронов, близких по конструктивным параметрам сопел к плазмотронам для микроплазменной сварки [10]. Полученные закономерности радиального распределения теплового потока микроплазменной дуги и присадочного порошка могут быть использованы для дальнейшей оптимизации конструктивных параметров микроплазмотронов с высокой сосредоточенностью подачи дисперсной присадки (обеспечение необходимой стабильности горения дуги и ведения наплавки, надежности защиты сварочной ванны).

При микроплазменной порошковой наплавке кромок лопаток толщиной 1...3 мм потери присадки можно снизить за счет не только уменьшения d_{ϕ} в микроплазмотроне, но и оптимизации сосредоточенности микроплазменно-порошкового потока путем рационального выбора расстояния от среза фокусирующего сопла до изделия. Особенностью микроплазменной порошковой наплавки является то, что при подаче порошка менее 5 г/мин его пролет как в столбе дуги, так и в режиме проверки подачи порошка плохо фиксируется человеческим глазом.

Для визуальной оценки сосредоточенности потока порошка в режиме проверки работы подачи порошка использовали его фотографирование на контрастном фоне (рис. 7). Анализ фотографий

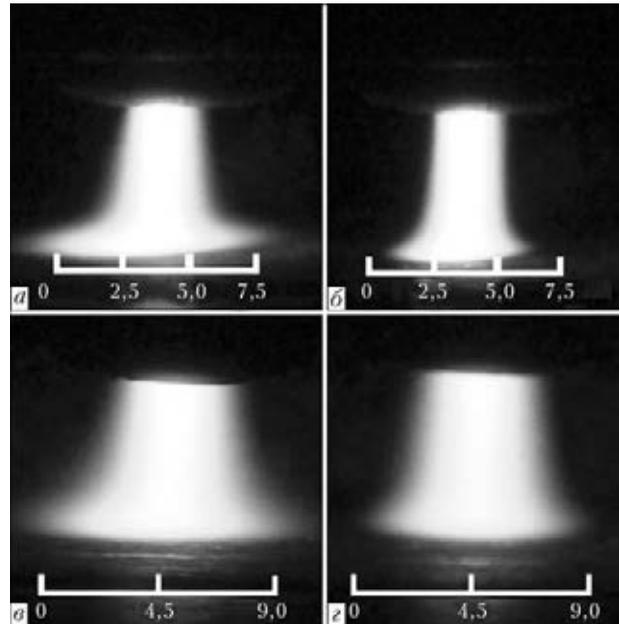


Рис. 6. Внешний вид микроплазменной дуги с эффективной тепловой мощностью 341 Вт при различной степени сжатия дуги соплами микроплазмотрона: а — $d_{пл} = 1,8$ мм, $d_{\phi} = 2,5$ мм, защитный газ Ar; б — $d_{пл} = 1,8$ мм, $d_{\phi} = 2,5$ мм, защитный газ 90 % Ar + 10 % H₂; в — $d_{пл} = 2,5$ мм, $d_{\phi} = 4,5$ мм, защитный газ Ar; г — $d_{пл} = 2,5$ мм, $d_{\phi} = 4,5$ мм, защитный газ 90 % Ar + 10 % H₂. Расстояние до анода — 5 мм

показал, что такой поток сохраняет свою сосредоточенность, заданную диаметром канала фокусирующего сопла, на расстоянии до 5...7 мм от его среза, а затем значительно расширяется. В этом случае зависимость (б) для указанного расстояния можно дополнить:

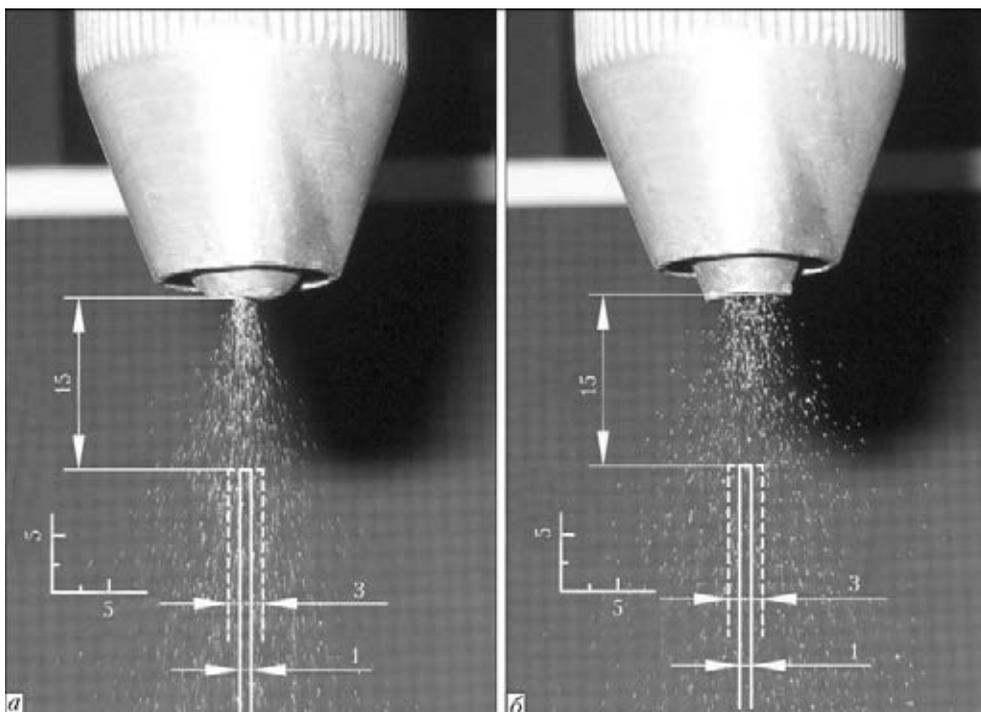


Рис. 7. Внешний вид потока порошка на выходе из фокусирующего сопла микроплазмотрона в зависимости от диаметра его канала: а — $d_{\phi} = 2,5$ мм; б — $d_{\phi} = 4,5$ мм



$$B = \delta + 2y_n \geq 2r_0 = \frac{2}{\sqrt{k_{с.п}}} \approx d_{ф}. \quad (8)$$

С расширением потока на расстоянии более 7 мм от среза фокусирующего сопла существенно снижается количество порошка, которое может попасть в сварочную ванну на узкой подложке шириной 1...3 мм.

Заключение

Рассмотрены технологические особенности фокусировки двухфазных потоков микроплазма-присадочный порошок, доставляющих присадочный материал в сварочную ванну через высокотемпературную область дуги применительно к микроплазменной наплавке на кромки лопаток шириной менее 3 мм. Обоснованы технологические рекомендации по выбору диаметра канала фокусирующего сопла и расстояния от микроплазмотрона до изделия в зависимости от ширины наплавляемой узкой подложки.

Установлена удовлетворительная сходимость с нормальным законом распределения для радиального распределения двухфазного потока микроплазма-присадочный порошок в пятне его ввода на плоскости анода.

Для условий микроплазменной порошковой наплавки определено соотношение между коэффициентами сосредоточенности удельных потоков присадочного порошка и тепла дуги (0,96...4,00), а также соотношение между эффективными диаметрами пятна ввода порошка и пятна нагрева (0,57...0,92).

Установлены соотношения между шириной валика, диаметром фокусирующего сопла микроплазмотрона и характеристиками сосредоточенности ввода порошка в сварочную ванну, необходимыми для ограничения потерь присадочного порошка в пределах 1,44...2,56 % при наплавке

кромки лопаток. Показано, что для наплавки на узкую подложку шириной менее 3 мм требуется обеспечить коэффициент сосредоточенности удельного потока порошка в пятне его ввода в диапазоне 31,6...100 см⁻². Полученные закономерности могут быть использованы для дальнейшей оптимизации конструктивных параметров микроплазмотронов с высокой сосредоточенностью подачи дисперсной присадки.

1. Савченко В. С., Ющенко К. А., Саволей Н. И. Особенности сварки высоконикелевых дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов и ремонта изготавливаемых из них изделий // Автомат. сварка. — 1993. — 10. — С. 31–33.
2. Yushchenko K. A., Cherviakov L. V., Nakonechny A. A. High-strength repairs of IN738LC blades and vanes. — S.l., S.a. — 12 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-1724-02-2002).
3. Разработка технологии восстановления торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД авиационного двигателя Д18Т методом микроплазменной порошковой наплавки / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, А. В. Яровицын и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 8. — С. 25–29.
4. Ющенко К. А., Яровицын А. В. Совершенствование технологии восстановления верхней бандажной полки рабочих лопаток авиационного ГТД // Проблемы ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин: 36. наук. ст. — К.: ІЕЗ ім. С. О. Патона, 2012. — С. 506–509.
5. Особенности малоамперной аргонодуговой и микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку / А. В. Яровицын, К. А. Ющенко, А. А. Наконечный, И. А. Петрик // Автомат. сварка. — 2009. — № 6. — С. 37–42.
6. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 292 с.
7. Сом А. И. Новые плазмотроны для плазменно-порошковой наплавки // Автомат. сварка. — 1999. — № 7. — С. 44–48.
8. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
9. Демьянцевич В. П., Михайлов Н. П. Исследование распределения тепла микроплазменной дуги при смещении центра пятна нагрева с оси стыка // Свароч. пр-во. — 1973. — № 6. — С. 1–3.
10. Микроплазменная сварка / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, Д. А. Дудко и др. — Киев: Наук. думка, 1979. — 248 с.
11. Демьянцевич В. П., Михайлов Н. П. Взаимодействие микроплазменной дуги с нагреваемым телом // Свароч. пр-во. — 1973. — № 8. — С. 2–4.

Поступила в редакцию 26.04.2013

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ МАРОК 10X12М, 10X9МФБА, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, Л. А. КРАВЧУК, Ю. А. АРХАНГЕЛЬСКИЙ

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

В развитии работ по технологии электронно-лучевой сварки специальных сталей проведены исследования свойств соединений жаропрочных сталей марок 10X12М и 10X9МФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм, выполненных одно- и многопроходной электронно-лучевой сваркой горизонтальным электронным пучком на скорости $v_{св} = 3$ мм/с без предварительного подогрева. Приведены результаты механических испытаний сварных соединений на разрыв и ударную вязкость, а также характер разрушения после электронно-лучевой сварки и после нее с последующим отпуском. Установлено, что вязкость и пластичность сварных соединений обеих жаропрочных сталей после первого основного прохода и после второго прохода при электронно-лучевой сварке с последующим отпуском сохраняются практически на одном уровне. Разрушение сварных соединений образцов обоих сплавов, ориентированных поперек металла шва, происходит по основному металлу вдали от шва, вне зоны термического влияния. Поверхность излома матовая. Образовавшийся рельеф имеет характерные признаки пластического разрушения. В результате отпуска прочность сварных соединений обоих сплавов снижается незначительно, а вязкость и пластичность повышаются. Третий по счету проход при электронно-лучевой сварке приводит к образованию в структуре шва и околошовной зоны дефектов в виде срединных трещин и хрупких малопластичных структур. Библиогр. 7, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, жаропрочные стали, сварные соединения, скорость сварки, подогрев, отпуск, прочность, вязкость, относительное удлинение, относительное сужение, количество проходов

Одним из решающих факторов, влияющих на темп нарастания растягивающих напряжений при кристаллизации шва и стойкость металла сварного соединения против образования продольных горячих трещин в середине шва, является погонная энергия сварки. Как показано в работе [1], электронно-лучевая сварка (ЭЛС) жаропрочных сталей мартенситно-ферритного класса марок 10X12М и 10X9МФБА толщиной $\delta_m = 30$ мм без предварительного подогрева должна выполняться на скорости $v_{св} \leq 3$ мм/с, что соответствует погонной энергии 2,56 кДж/мм. При увеличении скорости ЭЛС по оси шва на линии стыковки кристаллитов, растущих навстречу друг другу от противоположных боковых границ литой зоны, появляются продольные кристаллизационные трещины («срединные» трещины) высотой 2...15 и шириной 0,05...0,2 мм. Кроме того, с увеличением ширины шва, а также при наличии на нем локальных расширений с нарастанием растягивающих напряжений при кристаллизации шва вероятность образования срединных трещин существенно возрастает [2–7]. Для предотвращения образования трещин необходимо обеспечить формирование более узких швов с равномерной шириной по глубине проплавления.

В настоящей работе исследованы механические свойства и характер разрушения сварных соединений жаропрочных сталей марок 10X12М и 10X9МФБА, выполненных одно- и многопроходной ЭЛС без предварительного подогрева.

Контроль качества и прочностных свойств сварных соединений жаропрочных сталей 10X12М и 10X9МФБА после ЭЛС на скорости $v_{св} \leq 3$ мм/с может быть выполнен путем проведения механических испытаний в соответствии с ГОСТ 6996–66. Для определения статических и динамических характеристик сварных соединений данный стандарт устанавливает формы и размеры образцов и порядок механических испытаний.

Образцы сварных соединений жаропрочных сталей 10X12М и 10X9МФБА испытывали в исходном состоянии и после отпуска. На результат отпуска оказывают влияние температура и скорость нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Температуру нагрева выбирали исходя из условия восстановления пластичности и вязкости околошовной зоны жаропрочных сталей с мартенситной структурой и шва до значений, близких к основному металлу. С повышением температуры отпуска твердость и предел прочности стали понижаются, а вязкость и пластичность возрастают. Время выдержки зависит от толщины образца, исходной структуры и химического состава стали. Таким образом, оптималь-

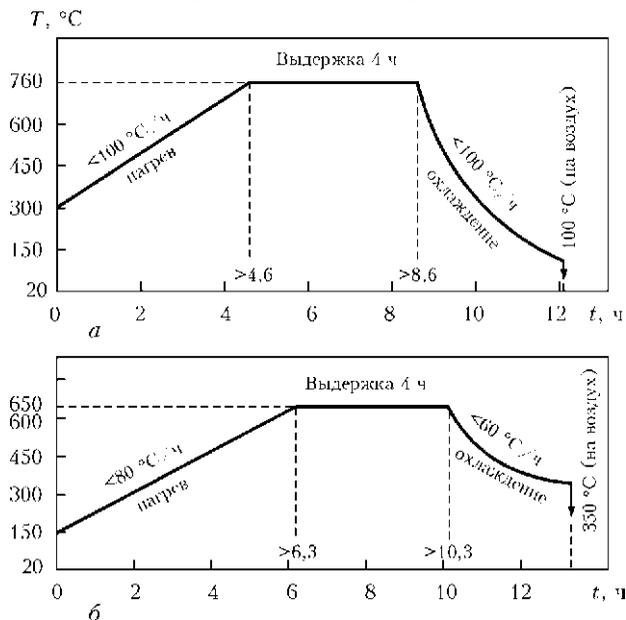


Рис. 1. Диаграмма отпуска сварных образцов из жаропрочной 10X9MFBА (а) и 10X12M (б) сталей (t — продолжительность отпуска)

ные режимы отпуска жаропрочных сталей 10X12M и 10X9MFBА для получения требуемых механических параметров сварных соединений не могут быть одинаковыми. Как видно из рис. 1, диаграммы отпуска сварных образцов исследуемых сплавов отличаются по температуре, скорости нагрева и скорости охлаждения.

Испытания сварных соединений жаропрочных сталей 10X12M и 10X9MFBА на разрыв на цилиндрических образцах гантельного типа с диаметром рабочей части $d_0 = 6$ мм проводили после ЭЛС и после ЭЛС с последующим отпуском на

следующем режиме: $U_{\text{уск}} = 60$ кВ, $I_{\text{п}} = 128$ мА, $v_{\text{св}} = 3$ мм/с, $-\Delta I_{\text{ф}} = 15$ мА, $d_{\text{круг}} = 1,5$ мм, $l_{\text{раб}} = 200$ мм. Образцы для испытаний вырезали на половине глубины проплавления заготовок толщиной $\delta_{\text{м}} = 30$ мм при сварке горизонтальным электронным пучком и перемещении электронно-лучевой пушки в горизонтальной плоскости. Как видно из рис. 2, образцы обоих сплавов после ЭЛС и после ЭЛС с последующим отпуском, ориентированных поперек металла шва, разрушаются по основному металлу вдали от шва, вне зоны термического влияния (ЗТВ): для образцов после ЭЛС — на расстоянии 9...10 мм от оси шва, для образцов после ЭЛС с последующим отпуском — на расстоянии 6...6,5 мм от оси шва. Образовавшийся рельеф в месте разрушения носит «ямочный» характер и имеет характерные признаки пластического разрушения: поверхность излома расположена наклонно (приблизительно под углом 45°) по отношению к направлению нормальных напряжений, поверхность излома матовая, края разрушенного участка значительно деформированы. В результате испытаний на разрыв, кроме величины $\sigma_{\text{в}}$, были определены также другие параметры сварного соединения: $\sigma_{0,2}$, δ , ψ .

Для контроля динамических характеристик сварных соединений и правильности выбора технологии сварки были проведены испытания металла шва и металла отдельных участков околошовной зоны на ударный изгиб (на надрезанных образцах). Испытания проводили с использованием образцов сечением 10×10 мм с полукруглым профилем надреза для металла шва и V-образным профилем надреза для линии сплавления с ос-

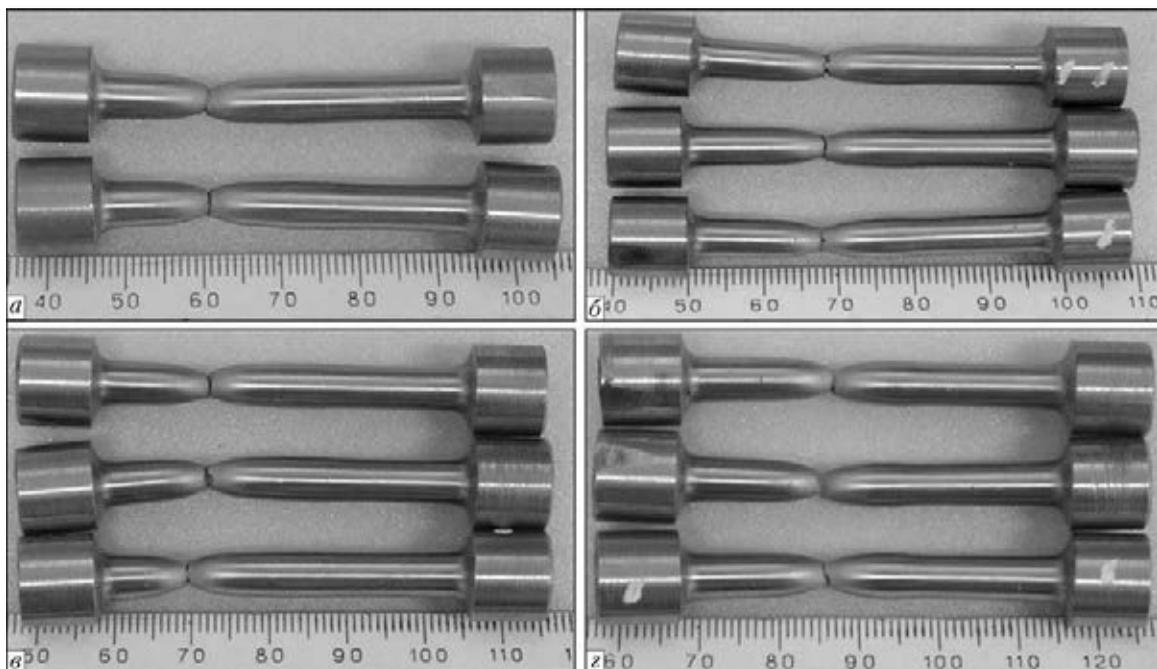


Рис. 2. Образцы после механических испытаний на разрыв сварных соединений из жаропрочной стали 10X12M (а, б) и 10X9MFBА (в, г) после ЭЛС (а, в), ЭЛС и последующего отпуска (б, г)

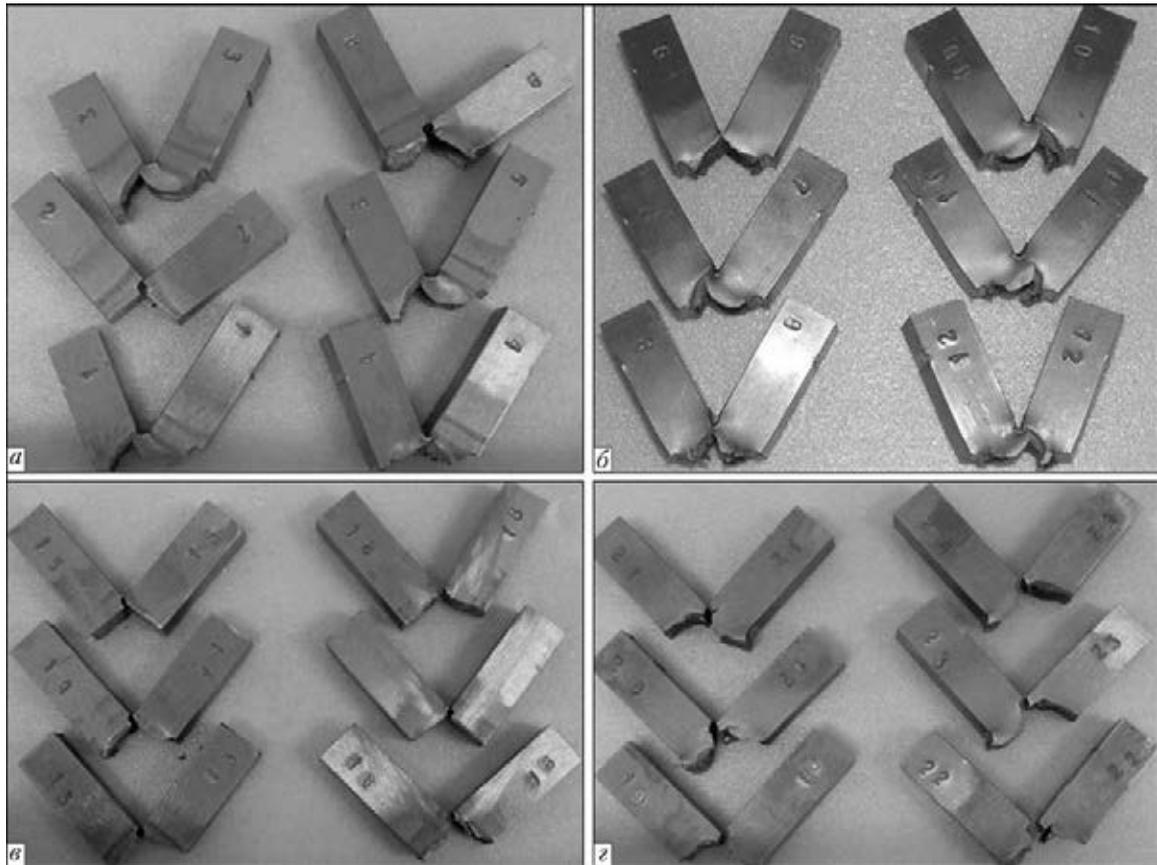


Рис. 3. Образцы после механических испытаний на ударную вязкость сварных соединений из жаропрочной стали 10X12M (а, б) и 10X9МФБА (в, г): а — после ЭЛС (1–3 — изгиб по оси шва; 4–6 — изгиб по линии сплавления); б — после ЭЛС и последующего отпуска (7–9 — изгиб по оси шва; 10–12 — изгиб по линии сплавления); в — после ЭЛС (13–15 — изгиб по оси шва; 16–18 — изгиб по линии сплавления); г — после ЭЛС и последующего отпуска (19–21 — изгиб по оси шва; 22–24 — изгиб по линии сплавления)

новым металлом. Как видно на рис. 3, а, б, все образцы из жаропрочной стали 10X12M после ЭЛС и после ЭЛС с последующим отпуском изгибаются в процессе испытания на ударную вязкость в основном без полного разрушения; при неполном разрушении образовавшийся рельеф носит «ямочный» характер и имеет признаки пластического разрушения. Образцы после механических испытаний на ударную вязкость сварных соединений из жаропрочной стали 10X9МФБА (рис. 3, в, г) после ЭЛС и после ЭЛС с последующим отпуском изгибаются с полным разрушением, поверхность излома матовая, образовавшийся рельеф имеет признаки пластического разрушения.

Полученные данные механических свойств сварных соединений жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА после ЭЛС и после ЭЛС с последу-

ющим отпуском представлены в табл. 1. В результате отпуска прочность сварных соединений (σ_B , $\sigma_{0,2}$) снижается, а вязкость и пластичность (KCU , KCV , ψ) повышаются. При этом влияние отпуска на механические свойства сварных соединений жаропрочной стали 10X9МФБА сказывается сильнее, что может быть обусловлено большим количеством легирующих элементов.

Пластичность испытанных образцов, оцениваемая значением относительного сужения, для жаропрочной стали 10X12M составляет 68, для стали 10X9МФБА — 73 %.

С целью отработки ремонтной технологии ЭЛС жаропрочных сталей, исправления внутренних дефектов сварных соединений и оценки изменения формы и размеров зоны проплавления, а также прочностных характеристик были проведены исследования по влиянию двух- и трех-

Т а б л и ц а 1. Механические свойства сварных соединений жаропрочных сталей 10X12M (числитель) и 10X9МФБА (знаменатель)

Состояние металла	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	KCU , Дж/см ² (шов)	KCV , Дж/см ² (линия сплавления)
После сварки	739/721,9	584,6/653	67/71	121,6/216,8	101,3/183,2
После сварки и термической обработки (отпуск при 650 °С, 4 ч)	730/677,8	564/536,4	68/73	163,0/302,6	151,2/296,6



Таблица 2. Механические свойства сварных соединений жаропрочных сталей 10X12M (числитель) и 10X9МФБА (знаменатель) при температуре +20 °С в зависимости от количества проходов при ЭЛС

Количество проходов при ЭЛС	σ_v , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	KCV, Дж/см ² (линия сплавления)
Два прохода + отпуск	728,4/660,0	562,4/524,6	66/71,5	188,3/222,0
Три прохода + отпуск	718,0/664,0	552,0/522,4	70/70,6	10,2*/37,2**

* На образце из стали 10X12M с тремя проходами имеет место дефект в виде срединной трещины.
 ** На образце из стали 10X9МФБА с тремя проходами имеет место хрупкое разрушение.

кратных переплавов одного и того же шва. Подготовка и испытания образцов со сварными соединениями проводили по описанной выше методике. Перед вторым и третьим проходами во избежание влияния сопутствующего подогрева на формирование лицевого и обратного валиков шва выполняли выдержку во времени для остывания образца до комнатной температуры. Для обеспечения точности попадания сварочного электронного пучка по оси шва положение образца и программу сварки сохраняли неизменными. Установлено, что такая последовательность в выполнении двух- и трехкратных переплавов одного и того же шва не влияет на изменение формы и размеров зоны проплавления, а ширина лицевого и обратного валиков шва остается практически постоянной. Разрушение образцов гантельного типа обеих сталей после двух- и трехкратных переплавов одного и того же шва с последующим отпуском происходит по основному металлу вдали от шва, вне ЗТВ. Образовавшийся рельеф в месте разрушения имеет характерные признаки пластического разрушения.

Полученные данные механических свойств сварных соединений на жаропрочных сталях 10X12M и 10X9МФБА при температуре испытаний +20 °С в зависимости от количества проходов сварочным электронным пучком с последующим отпуском представлены в табл. 2. Как видно из таблицы, вязкость и пластичность сварных соединений (KCV, ψ) обеих сталей после второго прохода и последующего отпуска сохраняются на уровне вязкости и пластичности сварных соединений после первого прохода (см. табл. 1). Следует отметить, что образцы после механических испытаний на ударную вязкость сварных соединений после второго прохода с последующим отпуском из жаропрочной стали 10X12M изгибаются с разрушением по линии сплавления полностью, а жаропрочной стали 10X9МФБА изгибаются с разрушением по линии сплавления, но образцы остаются цельными.

Как видно из табл. 2 механические свойства сварных соединений жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА резко ухудшаются после третьего прохода с последующим отпуском. Ударная вязкость образцов из жаропрочной стали 10X12M KCV = 10,2 Дж/см², что обусловлено образованием дефекта в виде срединной трещины. Значение ударной вязкости образцов из жаропрочной стали 10X9МФБА составило KCV = 37,2 Дж/см² и связано с образованием хрупких структур по линии сплавления.

Таким образом, при ЭЛС жаропрочных сталей 10X12M и 10X9МФБА допускается только один проход после первой основной сварки, так как он не приводит к ухудшению механических свойств сварных соединений. Вязкость и пластичность сварных соединений обеих жаропрочных сталей после второго прохода при ЭЛС и последующего отпуска сохраняются на уровне вязкости и пластичности сварных соединений после первого основного прохода.

1. *Формирование сварных швов при электронно-лучевой сварке жаропрочных сталей марки 10X12M и 10X9МФБА толщиной 30 мм / В. М. Нестеренков, Л. А. Кравчук, Ю. А. Архангельский, А. А. Бондарев // Автомат. сварка. — 2013. — № 6. — С. 39–43.*
2. *Effect of welding parameters and prevention of defects in deep penetration EBW of heavy section steel / T. Shida, H. Kita, H. Okamura, Y. Kawada. — S.I., S.a. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IV-239–78).*
3. *Кошелев Ю. В., Ковбасенко С. Н. Ширина шва как критерий образования горячих трещин при электроннолучевой сварке // Междунар. конф. по электроннолучевым технологиям. — Варна, 26 мая– 2 июня 1985 г. — София, 1985. — С. 223–228.*
4. *Касаткин Б. С., Ковбасенко С. Н., Нестеренко В. И. Однопроходная электроннолучевая сварка конструкционных сталей больших толщин // Автомат. сварка. — 1989. — № 4. — С. 18–27.*
5. *Патон Б. Е., Лесков Г. И., Живага Л. И. Специфика образования шва при электроннолучевой сварке // Там же. — 1976. — № 3. — С. 1–5.*
6. *Морочко В. П., Сорокин Л. И., Зорин Н. Я. Влияние режима электроннолучевой сварки на форму шва и свойства сварных соединений жаропрочных сплавов толщиной 10–15 мм // Свароч. пр-во. — 1975. — № 6. — С. 32–36.*
7. *Сорокин Л. И. Электронно-лучевая сварка жаропрочных сплавов // Там же. — 1998. — № 5. — С. 9–15.*

Поступила в редакцию 13.06.2013

СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНЫХ ОБРАЗЦОВ, ИМИТИРУЮЩИХ НАПЛАВЛЕННЫЕ ИНСТРУМЕНТЫ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

И. А. РЯБЦЕВ, А. А. БАБИНЕЦ, Г. Н. ГОРДАНЬ, И. И. РЯБЦЕВ, Т. В. КАЙДА, Л. Т. ЕРЕМЕЕВА
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследована структура многослойных наплавленных образцов, которые по составу наплавленного металла и размерам наплавленных слоев имитируют наплавленные инструменты для горячего деформирования металлов и сплавов. Наплавку проводили на образцы из низколегированной среднеуглеродистой стали 40X. Для наплавки рабочего слоя использовали порошковую проволоку ПП-Нп-25X5ФМС, обеспечивающую получение наплавленного металла типа инструментальной полутеплостойкой стали. Для наплавки подслоя использовали две проволоки — сплошную Св-08А или порошковую ПП-Нп-12ХМФ. Исследования показали, что наплавленный металл 25X5ФМС имеет структуру, состоящую из бейнитно-мартенситной смеси и остаточного аустенита, структура подслоя 12ХМФ — сорбитообразный перлит, а подслоя, наплавленного проволокой Св-08А, — феррит. Установлено, что в зависимости от химического состава и структуры наплавленного подслоя в значительной степени меняется остаточное напряженное состояние наплавленного износостойкого слоя. В частности, наплавка подслоя порошковой проволокой ПП-Нп-12ХМФ примерно в 3 раза снижает остаточные напряжения в рабочем износостойком слое. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая наплавка, многослойная наплавка, структура наплавленного металла, подслоя, термическая усталость

В металлургии и машиностроении достаточно широко используют инструменты и оснастку для горячего деформирования металлов, которые эксплуатируются в условиях изнашивания и одновременного действия циклических термических и механических нагрузок. К их числу относятся прокатные валки, штампы горячей штамповки, ролики машин непрерывного литья заготовок, ножи горячей резки и т.п. Как правило, на поверхности подобных деталей после нескольких тысяч термических циклов в первую очередь появляются дефекты в виде трещин термической усталости. В то же время усталостные повреждения в результате эксплуатационных циклических механических нагрузок появляются в детали после нескольких миллионов циклов.

Для наплавки рабочего слоя таких деталей, в частности, стальных прокатных валков, используют материалы типа инструментальных теплостойких или полутеплостойких сталей. Учитывая, что в качестве основного металла для прокатных валков применяют углеродистые или высокоуглеродистые нелегированные или низколегированные конструкционные стали, для улучшения свариваемости наплавку стальных прокатных валков проводят с пластичным подслоем. Для наплавки подслоя используют проволоки Св-08А, Св-08Г2С и другие подобного типа [1–3].

Трещины термической усталости, как правило, распространяются на небольшую глубину от поверхности валка. Поэтому после их появления периодически удаляют пораженный ими рабочий наплавленный слой и проводят повторную наплавку детали. Теоретически и практически повторные наплавки можно проводить до появления в валке усталостных трещин от циклических механических нагрузок, которые могут привести к его разрушению.

На усталостную долговечность наплавленных инструментов для горячего деформирования металлов существенное влияние оказывают остаточные (технологические) и накладываемые на них эксплуатационные термомеханические нагрузки. Экспериментальная оценка влияния этих показателей на термическую и механическую усталостную долговечность наплавленных деталей достаточно сложна и требует значительных материальных затрат.

Для решения этой задачи авторами работы [4] были предложены математические модели и методика расчета напряженно-деформированного состояния наплавленной детали непосредственно после наплавки и в процессе эксплуатации. В частности, было показано, что наплавка пластичного подслоя приводит к снижению и перераспределению остаточных напряжений в наплавленном рабочем износостойком слое, что приводит к уве-

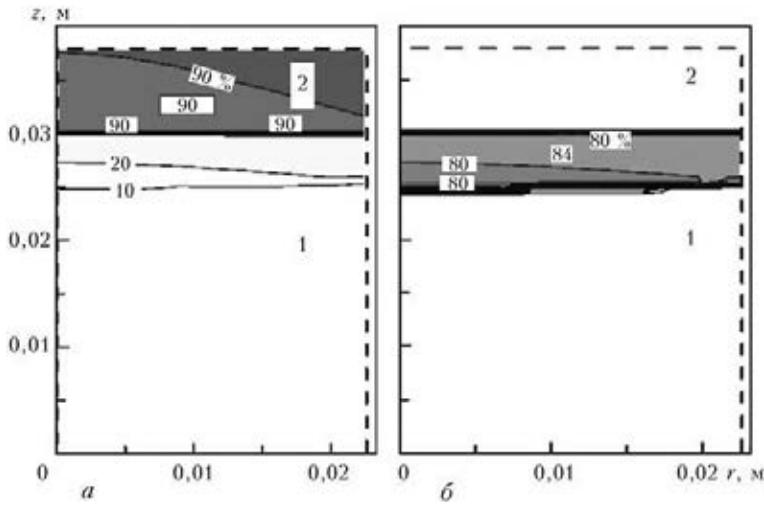


Рис. 1. Расчетная структура образца, наплавленного без подслоя: *а* — мартенсит; *б* — бейнит; 1 — основной металл сталь 40X; 2 — наплавленный износостойкий слой 25X5ФМС

личению его термической стойкости. Важная роль в расчетах отводится процессам изменения структурного состояния основного металла, наплавленных подслоя и рабочего слоя в процессе наплавки и последующей эксплуатации. При расчетах использовали термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита [5] в исследованных материалах и подходы, развитые в работах В. И. Махненко [6, 7].

Цель данной работы — экспериментальное исследование структуры многослойных наплавленных образцов и сравнение их результатов с расчетными данными. В качестве основного металла в обоих случаях выбрали низколегированную среднеуглеродистую сталь 40X. Для наплавки рабочего слоя использовали порошковую проволоку ПП-Нп-25X5ФМС, обеспечивающую получение наплавленного металла типа инструментальной полутеплостойкой стали соответствующего состава. Для наплавки подслоя использовали две проволоки — сплошную Св-08А или порошковую

ПП-Нп-12ХМФ. Порошковая проволока ПП-Нп-12ХМФ должна была обеспечить получение в наплавленном подслое стали с более высокими механическими свойствами.

На рис. 1 и 2 в качестве примера приведены данные о микроструктуре двух наплавленных образцов, определенные расчетным методом. Рассматривали два типа образцов: первый — наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС на сталь 40X без подслоя (рис. 1); второй — наплавка подслоя сплошной проволокой Св-08А на сталь 40X и затем наплавка основного слоя порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС (рис. 2).

В первом образце расчетная концентрация мартенситной фазы в наружном износостойком слое 25X5ФМС достигает 90 %, остальное — бейнит и карбиды (рис. 1, *а*). В переходной зоне со стороны стали 40X основной структурной составляющей является бейнит (около 80 %), имеется также небольшое (до 10 %) количество мартенсита (рис. 1, *б*).

В образце, наплавленном с подслоем, структура наплавленного рабочего слоя, соответствующего инструментальной стали 25X5ФМС, также состоит из мартенсита (около 88 %), бейнита (около 10 %) и карбидов (рис. 2, *а*). Подслой, соответствующий стали, содержащей 0,08 % углерода, имеет ферритную структуру. В переходной зоне от подслоя к основному металлу (сталь 40X) наблюдается бейнитно-перлитная структура (рис. 2, *в*).

При проведении экспериментальных исследований микроструктуры упомянутыми выше проволоками дуговым способом под флюсом были наплавлены три типа заготовок: № 1 — наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС на

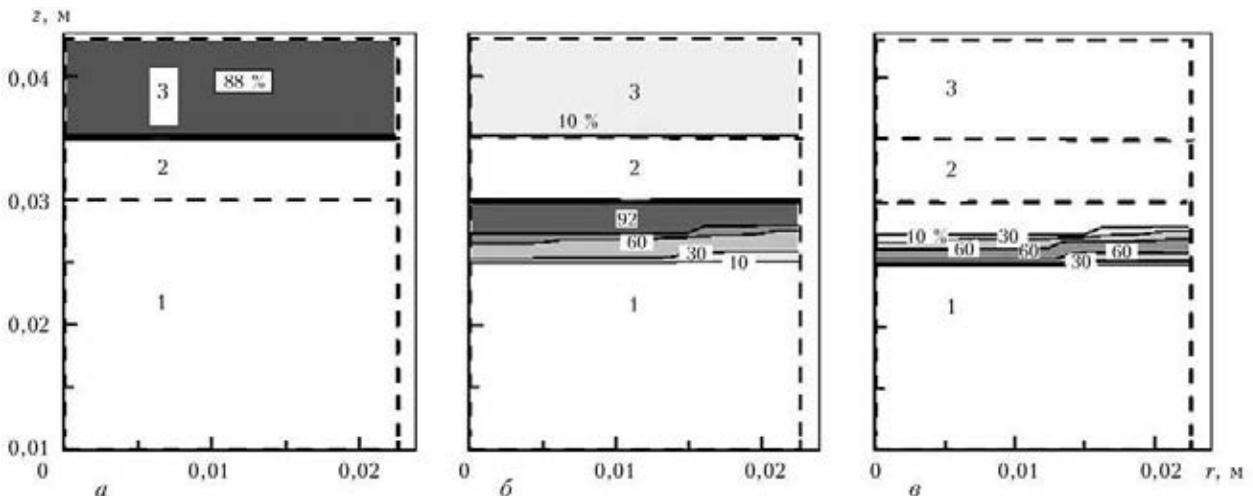


Рис. 2. Расчетная структура образца, наплавленного с подслоем: *а* — мартенсит; *б* — бейнит; *в* — перлит; 1 — основной металл сталь 40X; 2 — наплавленный пластичный подслоя Св-08А; 3 — наплавленный износостойкий слой 25X5ФМС

Таблица 1. Химический состав исследованных типов наплавленного металла

Марка проволоки	C	Mn	Si	Cr	Mo	V
ПП-Нп-25Х5ФМС	0,33	0,60	0,54	6,05	1,30	0,68
ПП-Нп-12Х1МФ	0,12	0,64	0,35	1,16	0,41	0,32
Св-08А	0,07	0,47	0,05	< 0,3	—	—

сталь 40Х без подслоя; № 2 — наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС на сталь 40Х с подслоем, наплавленным порошковой проволокой ПП-Нп-12ХМФ; № 3 — наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС на сталь 40Х с подслоем, наплавленным сплошной проволокой Св-08А.

Химический состав металла, наплавленного этими проволоками, приведен в табл. 1.

Из наплавленных заготовок вырезали образцы для исследования микроструктуры и твердости наплавленного металла и переходной зоны, а также для их микрорентгеноспектрального и микрорентгеноструктурного анализов.

Микроструктура наплавленного металла 25Х5ФМС и переходной зоны с основным металлом — сталью 40Х (образец № 1) представлена на рис. 3. Наплавленный износостойкий слой — сталь 25Х5ФМС имеет мартенситно-бейнитную структуру с твердостью $HV_{0,5}$ — 3410...4120 МПа (рис. 3, а). Небольшое количество светлых участков в структуре можно классифицировать как остаточный аустенит. Следует отметить, что такую же структуру и твердость имеет наплавленный металл 25Х5ФМС в двух других опытных образцах. Микроструктура переходной зоны сталь 40Х+25Х5ФМС

со стороны основного металла — бейнит и небольшое количество мартенсита (рис. 3, б).

Микроструктура образца № 2 представлена на рис. 4. В переходной зоне (рис. 4, а) со стороны износостойкого наплавленного металла 25Х5ФМС наблюдается переход от мартенситно-бейнитной структуры (сталь 25Х5ФМС) к структуре сорбитообразного перлита (сталь 12ХМФ). Микротвердость со стороны стали 25Х5ФМС составляет $HV_{0,5}$ — 2860 МПа, а со стороны подслоя 12ХМФ — $HV_{0,5}$ — 2320...2340 МПа. Твердость подслоя 12ХМФ со стороны основного металла 40Х находится в пределах $HV_{0,5}$ — 2570...2600 МПа. Такое увеличение твердости со стороны основного металла можно объяснить диффузией углерода из стали 40Х в подслоя 12ХМФ. Микроструктура наплавленного подслоя 12ХМФ — сорбитообразный перлит (рис. 4, б) с твердостью $HV_{0,5}$ — 2570...2600 МПа.

На рис. 5 представлена микроструктура образца № 3 (ПП-Нп-25Х5ФМС + Св-08А). В переходной зоне от подслоя к износостойкому наплавленному слою 25Х5ФМС образуется крупнозернистая ферритная структура ($HV_{0,5}$ — 1750 МПа) с тонкодисперсными выделениями перлита по границам зерен (рис. 5, а). Подслоя имеет чисто ферритную структуру с гораздо меньшим размером зерна (рис. 5, б). Твердость в этой зоне составляет $HV_{0,5}$ — 1550 МПа.

Была замерена твердость по Роквеллу наплавленного металла и переходной зоны (рис. 6). В образце, наплавленном без подслоя и с подслоем 12ХМФ, наблюдается плавный переход от основ-

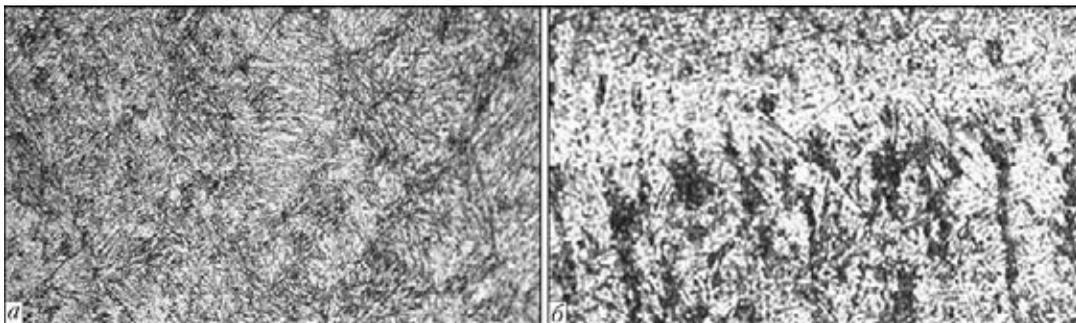


Рис. 3. Микроструктура ($\times 320$) наплавленного металла 25Х5ФМС (а) и переходной зоны 25Х5ФМС+40Х (б)

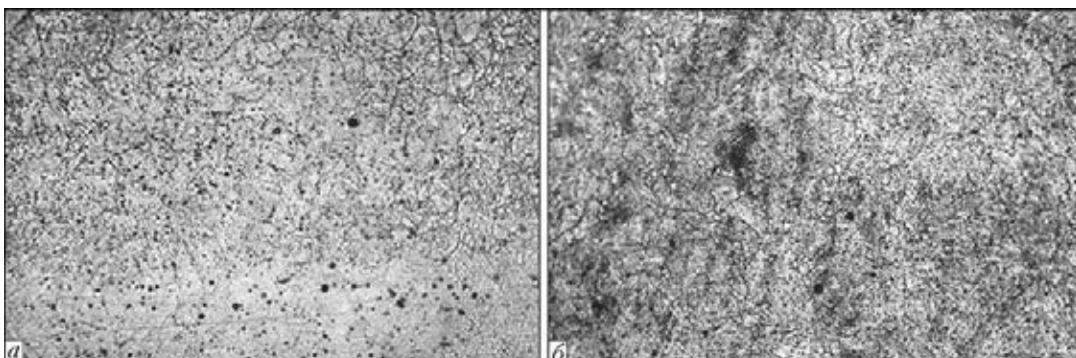


Рис. 4. Микроструктура ($\times 320$) переходной зоны 25Х5ФМС + 12ХМФ (а) и наплавленного подслоя 12ХМФ (б)

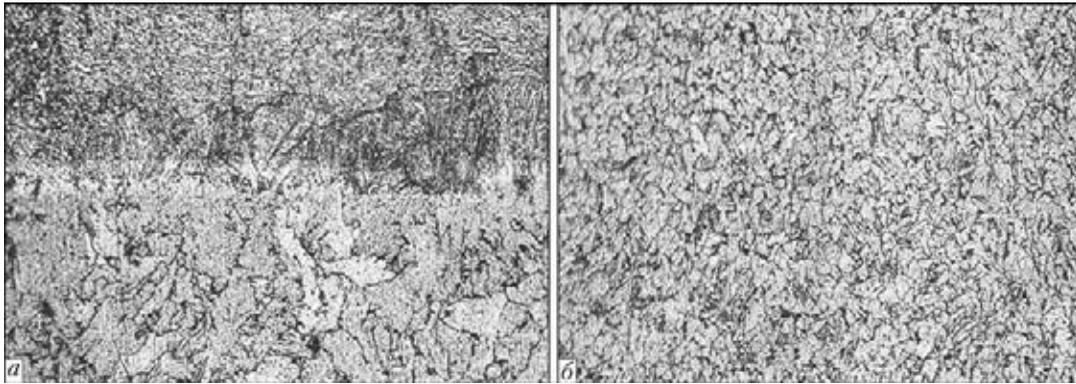


Рис. 5. Микроструктура (×320) переходной зоны 25X5ФМС + Св-08А (а) и наплавленного подслоя Св-08А (б)

ного металла к наплавленному износостойкому слою 25X5ФМС. При наплавке с подслоем Св-08А, как и следовало ожидать, отмечено резкое понижение твердости непосредственно в подслое.

На микрорентгеноспектральном анализаторе Camebax SX50 исследовали распределение основных легирующих элементов во всех трех образцах. Общая длина сканирования 150 мкм, шаг 2 мкм. На рис. 7, а приведено распределение хрома и молибдена при наплавке порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС непосредственно на сталь 40Х (образец № 1). Распределение этих же элементов в зоне сплавления износостойкого слоя и подслоя в образцах № 2 и 3 приведено на рис. 7, б и 7, в, соответственно.

Анализ данных, приведенных на рис. 7, показывает, что наиболее узкая переходная зона (29,2 мкм) наблюдается при наплавке порошковой проволокой ПП-Нп-25X5ФМС непосредственно на сталь 40Х. Переходная зона между подслоем и износостойким слоем более широкая. Она составляет около 51 мкм при подслое, наплавленном проволокой Св-08А и около 58 мкм при

подслое, наплавленном порошковой проволокой ПП-Нп-12ХМФ (табл. 2).

Были проведены микрорентгеноструктурные исследования всех наплавленных образцов, что позволило определить их фазовый состав в количественном соотношении и сравнить его с расчетными данными (см. рис. 1 и 2). В табл. 2 приведены обобщенные данные о микроструктурном состоянии наплавленных образцов и данные о напряженном состоянии износостойкого слоя, определенном по результатам рентгеноструктурного анализа.

Если сравнить расчетные данные (см. рис. 1, 2) с данными микрорентгеноструктурного анализа (табл. 2), то, в первую очередь, следует отметить

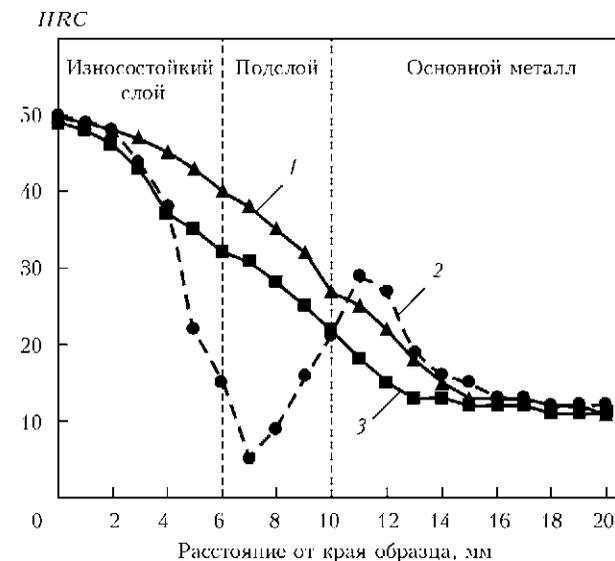


Рис. 6. Твердость наплавленного металла и переходной зоны в исследованных образцах: 1 — образец без подслоя; 2 — с подслоем Св-08А; 3 — с подслоем 12ХМФ

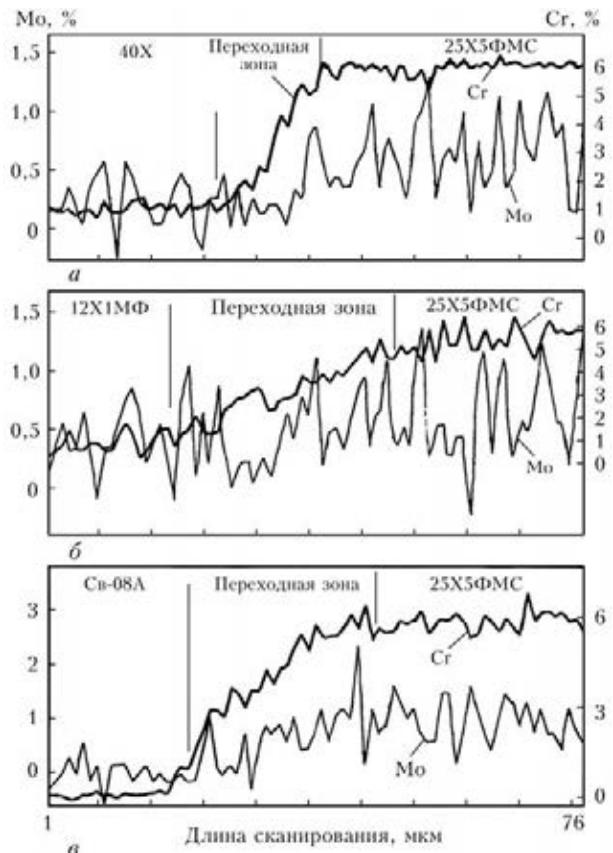


Рис. 7. Распределение хрома и молибдена в зоне сплавления образца № 1 (а), 2 (б), 4 (в)

Таблица 2. Микроструктурное состояние наплавленных образцов

Номер образца	Микроструктура	Протяженность переходной зоны со стороны наплавленного металла 25X5ФМС, мкм	Фазовый состав стали 40X, %	Фазовый состав наплавленного металла 25X5ФМС, %	Напряжения в износостойком слое 25X5ФМС, ГПа
1	Износостойкий слой — бейнитно-мартенситная смесь и остаточный аустенит; основной металл — перлитно-ферритная смесь	≈29,2	85 — перлит; 15 — феррит	92,3 — α; 7,7 — γ	—0,2
2	Износостойкий слой — бейнитно-мартенситная смесь и остаточный аустенит; подслоя — сорбитообразный перлит; основной металл — перлитно-ферритная смесь	≈58,0	87,2 — перлит; 12,8 — феррит	90,57 — α; 9,43 — γ	—0,062
3	Износостойкий слой — бейнитно-мартенситная смесь и остаточный аустенит; подслоя — феррит; основной металл — перлитно-ферритная смесь	≈51,0	83 — перлит; 17 — феррит	90,32 — α; 9,68 — γ	—0,15

наличие остаточного аустенита в количестве до 10 % в наплавленном слое 25X5ФМС. Этот факт следует учесть в уточненных расчетах напряженно-деформированного состояния образцов и соответствующих наплавленных деталей. Основным металлом сталь 40X имеет ферритно-перлитную структуру, подслоя, наплавленный проволокой Св-08А — ферритную структуру, а структура подслоя, наплавленного проволокой ПП-Нп-12ХМФ — сорбитообразного перлита. Идентификация структуры и, особенно, определение количественного соотношения ее отдельных составляющих в переходных зонах вызывает значительные затруднения, тем более, что все они в данном случае, практически, относятся к α-Fe.

Определение напряжений в износостойком наплавленном слое образцов проводили на основе результатов рентгеноструктурного анализа по методике, описанной в работе [8]. Наибольшие напряжения наблюдаются в износостойком наплавленном слое в образце, наплавленном без подслоя. Несколько ниже они в образце, наплавленном с подслоем Св-08А. Минимальные напряжения были в образце № 2, в котором подслоя был наплавлен порошковой проволокой ПП-Нп-12ХМФ. Качественно эти данные совпадают с расчетными данными, приведенными в работе [9].

Выводы

1. Установлено, что в зависимости от химического состава и структуры наплавленного подслоя в значительной степени меняется остаточное напряженное состояние наплавленного износостойкого слоя. В частности, наплавка подслоя порошковой проволокой ПП-Нп-12ХМФ примерно в 3 раза

снижает остаточные напряжения в рабочем износостойком слое по сравнению с наплавкой без подслоя и примерно в 2 раза по сравнению с наплавкой с подслоем Св-08А.

2. Показано, что в отличие от расчетного, в структуре наплавленного металла 25X5ФМС экспериментальных образцов содержится до 10 % остаточного аустенита. Этот факт необходимо учитывать в расчетах напряженно-деформированного состояния и возможного ресурса эксплуатации многослойных наплавленных деталей.

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: ЕкоТехнологія, 1999. — 62 с.
3. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: ЕкоТехнологія, 2004. — 160 с.
4. Расчетный метод оценки стойкости наплавленного металла при одновременном действии циклических механических и термических нагрузок / И. К. Сенченков, И. А. Рябцев, О. П. Червинко, И. И. Рябцев // Технологические системы. — 2011. — № 4. — С. 89–96.
5. Попов А. А., Попова Л. Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — Москва-Свердловск: ГНТИ Машиностр. лит-ра, 1961. — 430 с.
6. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
7. Махненко В. И. Ресурс безопасности эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
8. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. Н. Иванов, Л. Н. Расторгуев. — М.: Металлургия, 1982. — 632 с.
9. Расчет остаточных напряжений при многослойной наплавке изношенных штампов и оценка их влияния на установившуюся прочность / И. К. Сенченков, И. А. Рябцев, О. П. Червинко и др. // Проблемы тертя та зношування. — 2010. — Вып. 54. — С. 67–72.

Поступила в редакцию 19.06.2013



ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАПЛАВКЕ НА ЗАКРЕПЛЕНИЕ ЦАПФ В КОРПУСЕ МЕЛЬНИЦЫ

В. А. КОРОТКОВ

Нижнетагильский технологич. ин-т (филиал) УрФУ. Нижний Тагил, ул. Красногвардейская, 59.

E-mail: vk@udgz.ru

Наружные поверхности цапф мельниц по переработке сырья подвержены интенсивному износу от трения в подшипниках. Износ уменьшает толщину цапф. В совокупности с остаточными растягивающими напряжениями от наружной восстановительной наплавки это может привести к образованию продольных трещин. Предложено восстановление прочности цапф путем наплавки их по внутренней поверхности. При этом достигается эффект закрепления цапф, заключающийся в том, что отрицательные остаточные напряжения уменьшают рабочие напряжения и позволяют полым цилиндрам выдерживать более высокие нагрузки. Расчетный анализ и экспериментальная проверка напряженного состояния, образующегося при наплавке цапфы мельницы по внутренней поверхности, показал, что на наружной поверхности цапфы образуются остаточные напряжения сжатия, существенные по величине и создающие автоскрепляющий эффект, повышающий сопротивляемость цапф образованию трещин от рабочих нагрузок. Библиогр. 8, рис. 3.

Ключевые слова: наплавка, остаточные напряжения, цапфы мельниц

Торцевые стенки мельниц (МСЦ 3,6×4,5 и др.) представляют собой диск с впрессованной в него цапфой. При эксплуатации диск изнашивается в местах примыкания к бочке мельницы в результате проникновения пульпы под уплотнения, а цапфы — по наружной поверхности от трения в подшипниках. ООО «Композит» в конце 1990 годов освоил их восстановление наплавкой [1]. Диск наплавляли сначала «мягкой» сталью, чтобы не иметь затруднений при механообработке, а после проточки с занижением на 3 мм — «в размер» твердым сплавом для увеличения износостойкости. Цапфы наплавляли сварочным полуавтоматом (рис. 1) и протачивали до чертежного размера. Было восстановлено более 50 шт. торцевых стенок для Качканарского и Высокогорского ГОКов, Среднеуральского и Красноуральского медеплавильных заводов с экономией около 1 млн руб. на каждом изделии.

Восстановление существенно, примерно в 2 раза, продлило срок службы торцевых стенок, во время которого происходило увеличение износа внутренней поверхности цапф, контактирующих с загрузочными патрубками. На некоторых цапфах он достиг 20 мм. Износ уменьшает толщину цапф и, как следствие, увеличивает рабочие напряжения, которые в совокупности с остаточными растягивающими напряжениями в наружной наплавке способствуют образованию продольных трещин. За последние два года было выявлено около 10 шт. цапф, имеющих трещины в наружной поверхности, некоторые из которых превра-

тились в сквозные. Таким образом, существует необходимость в увеличении прочности восстановленных цапф мельниц.

Очевидной мерой по восстановлению прочности является наплавка цапф по внутренней поверхности. При этом наплавка, соразмерная износу (20 мм), представляется невозможной из-за вероятной усадки цапфы и потери прочности ее закрепления (прессовой посадки) в торцевой стенке. Наплавка более тонкого слоя (около 5 мм), во избежание усадки, на первый взгляд, не выглядит оправданной, так как не дает полного восстановления поперечного сечения цапфы, а следовательно, и полного восстановления прочности. Но отношение к ней может измениться, если рассмотреть возможность сопутствующего автоскрепления цапф сварочными напряжениями. Эффект автоскрепления заключается в том, что остаточные напряжения противоположного знака, т. е. уменьшающие рабочие напряжения, позволяют полым цилиндрам выдерживать более высокие, прилагаемые к ним, нагрузки [2, 3]. Применительно к данному случаю повысить сопротивление образованию продольных трещин могут остаточные окружные напряжения сжатия на наружной поверхности цапф. Возможность их наведения от наплавки по внутренней поверхности исследована в настоящей работе.

Анализ остаточных напряжений, образующихся при наплавке цапф мельниц по внутренней поверхности. Остаточные напряжения при сварке (наплавке) образуются в результате тепловой усадки нагретого металла, представляющего собой наплавленный металл и часть зоны

термического влияния (ЗТВ) в основном металле, получившую пластическую деформацию сжатия при нагреве [4–6]. Схема образования остаточных напряжений в цапфе с наплавкой по внутренней поверхности приведена на рис. 2. Из рисунка видно, что внутренняя часть 1 в результате тепловой усадки увлекает за собой наружную часть 2, создавая в ней окружные напряжения сжатия G_r . Формула для окружных напряжений в упругой области произвольно выбранного полого цилиндра ($a \leq r \leq b$), согласно данным работы [7], имеет вид:

$$G_r(r) = \frac{G_r(b)b^2(r^2 + a^2) - G_r(a)a^2(b^2 + r^2)}{(b^2 - a^2)r^2}. \quad (1)$$

Запишем выражение (1) для наружной поверхности ($r = b$) части 2 при следующих условиях:

- наружная поверхность, являясь свободной, радиальных напряжений не имеет ($G_r(b) = 0$);
- на нижней границе части 2 ($r = d$) действуют радиальные напряжения $G_r(d) = p$:

$$G_r(b) = -G_r(d) \frac{2d^2}{b^2 - d^2}, \quad (2)$$

где $G_r(b)$ — окружные напряжения на наружной поверхности ($r = b$) цапфы; $G_r(d)$ — радиальные напряжения на радиусе ($r = d$).

Поскольку радиальные напряжения в полых цилиндрах многократно меньше окружных, то говорить об автоскрепляющем влиянии внутренней наплавки имеет смысл лишь при условии $\frac{2d^2}{b^2 - d^2} \geq 1$, выполняющимся при условии

$$d \geq 0,6b. \quad (3)$$

Для нахождения радиуса $r = d$ примем во внимание, что он располагается внутри ЗТВ от на-

лавки. В работах [4–6] показано, что в зависимости от условий сварочного нагрева и жесткости детали граница пластического сжатия располагается в диапазоне изотерм 100...600 °С. С целью сокращения расчетов можно опустить из рассмотрения ЗТВ и полагать, что силовое воздействие на наружную часть втулки оказывает только наплавленный металл. В конечном счете это приближение уменьшает вероятность того, что расчетное автоскрепление не подтвердится в действительности. Тогда значение радиуса d находится из выражения $d = a + h$, где a — радиус внутренней (изношенной) поверхности втулки до наплавки; $h = 4$ мм — глубина проплавления при токе наплавки 400 А (из расчета 1 мм на каждые 100 А сварочного тока [8]).

Применительно к цапфе (рис. 1) с размерами $b = 675$ мм, $a = 578$ мм значение радиуса d , на котором создаются радиальные напряжения, вызывающие автоскрепление цапфы, составляет: $d = (578 + 10) + 4 = 592$ мм, где 10 (мм) — глубина износа цапфы по внутренней поверхности.

Таким образом, условие (4) выполняется: $592 > 0,6 \cdot 675 = 405$, что означает возможность появления от однослойной внутренней наплавки значимых по величине окружных сжимающих напряжений на наружной поверхности. Это, в свою очередь, показывает, что внутренняя наплавка сопровождается автоскреплением цапф и может способствовать предупреждению появления трещин на их наружной поверхности при эксплуатации.

Для оценки тепловых радиальных напряжений при $r = d$ применена формула из работы [9]:

$$G_r(r) = \frac{\alpha E}{r^2} \left[\frac{r^2 - a^2}{b^2 - a^2} \int_a^b T(r) r dr - \int_a^r T(r) r dr \right]. \quad (4)$$

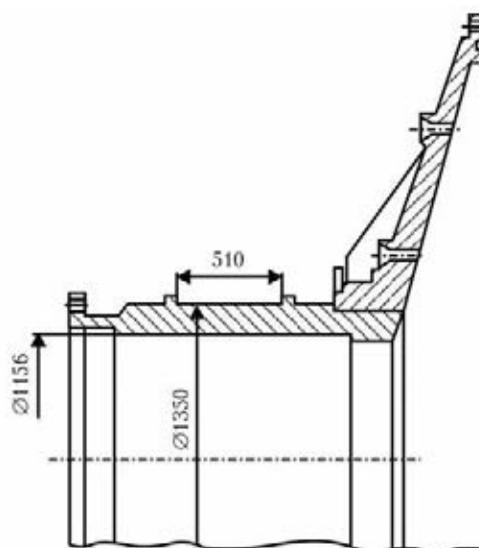


Рис. 1. Наплавка цапфы мельницы сварочным полуавтоматом и эскиз цапфы

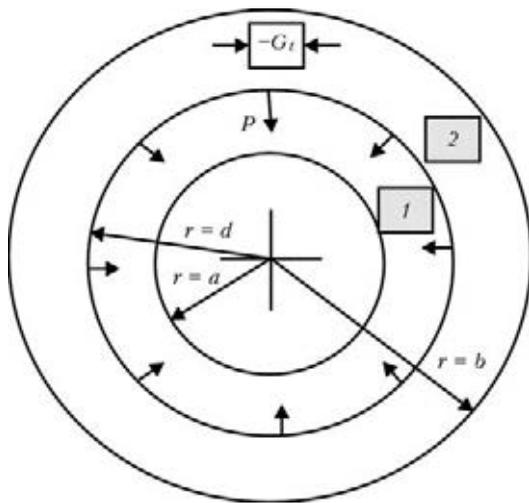


Рис. 2. Схема образования остаточных напряжений сжатия в наружной части цапфы при наплавке ее внутренней поверхности: 1 — зона наплавленного металла и высокотемпературного участка ЗТВ; 2 — зона наружной части цапфы; P (стрелки) — направления силового воздействия внутренней части 1 на наружную часть цапфы 2

Расчеты по ней выполнены со следующими допущениями:

при $T < 600$ °C предел текучести материала постоянен ($G_T = \text{const}$);

при $T > 600$ °C предел текучести материала пренебрежимо мал ($G_T = 0$);

остывание наплавленного слоя происходит за счет теплообмена с окружающей средой, т. е. часть 2 на рис. 2 температуру не повышает, что означает:

$T(a) = T(d-) = -600$ °C, где $T(d-)$ — температура на границе наплавки с внутренней стороны;

$T(d+) = T(b) = 0$ °C, где $T(d+)$ — температура на границе наплавки с наружной стороны;

знак минус означает, что тепловые напряжения возникают при понижении температуры.

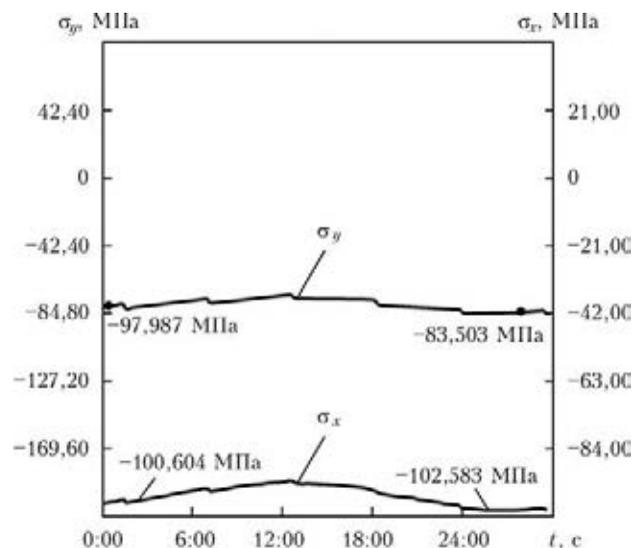


Рис. 3. Оциллограммы остаточных напряжений: σ_y — в направлении Y (осевые); σ_x — в направлении X (окружные)

Принятые допущения не являются оригинальными, подобные применялись в названных выше работах по сварочным напряжениям и деформациям. С их учетом выражение (6) принимает вид:

$$G_r(d) = -600\alpha E \left[\frac{(d^2 - a^2)(d^2 - a^2)}{2(b^2 - a^2)d^2} - \frac{d^2 - a^2}{2d^2} \right]. \quad (5)$$

Уменьшаемое в квадратных скобках в формуле (5) существенно меньше вычитаемого, что позволяет его опустить из рассмотрения. Тогда радиальные напряжения при $r = d$ находятся из выражения

$$G_r(d) = 600 \alpha E \frac{d^2 - a^2}{2d^2}, \quad (6)$$

где $\alpha = 14 \cdot 10^{-6}$ 1/°C — коэффициент линейного расширения; $E = 1,5 \cdot 10^5$ МПа — модуль упругости; значения радиусов a, d приведены выше.

Вычисления по формуле (6) показывают, что радиальные напряжения на границе пластических деформаций, создающие окружные автоскрепляющие напряжения на наружной поверхности цапфы при наплавке, равны $G_r(d) \approx 29$ МПа.

Подставляя это значение в выражение (2) получаем остаточные окружные напряжения на наружной поверхности цапфы $G_t(b) \approx -168$ МПа.

Можно отметить их сопоставимость с пределом текучести (270 МПа) материала цапфы (сталь 35Л) и на основе этого сделать вывод о существенном автоскрепляющем эффекте, сопровождающем наплавку цапф по внутренней поверхности.

Экспериментальная проверка расчета. Проводили однослойную наплавку сварочным полуавтоматом на внутреннюю поверхность цапфы мельницы по технологии, аналогичной наплавке наружной поверхности.

Предварительно на наружную поверхность цапфы приклеивали тарированные рабочие датчики в окружном и осевом направлениях (для компенсационных датчиков приваривали пластины). В качестве датчиков использовали тензорезисторы типа ФКПА 10-100, имеющие длину базы 10 мм и сопротивлением 91,6...92,0 Ом. Усилители сигнала, модули подключения датчиков и программное обеспечение КСКWin использованы от разработчика и изготовителя измерительной системы ЗАО «Теплоэнергетические технологии».

После сборки тензометрической цепи, но до наплавки цапфы по внутренней поверхности, проводили балансировку измерительных сигналов с датчиков (установка «0»). Перед наплавкой аппаратуру отключали, а после ее выполнения снова подключали и регистрировали значения напряжений в окружном и осевом направлениях. Результаты измерений представлены на рис. 3. Видно, что остаточные напряжения на наружной повер-

хности цапфы являются сжимающими. В окружном направлении они находятся на уровне 90, а в продольном 80 МПа.

Эксперимент подтвердил расчетный прогноз появления на наружной поверхности цапфы сжимающих напряжений. Экспериментальные значения оказались вдвое ниже расчетных (подобная точность характерна для расчетов при сварке), но при этом они составляют порядка 30 % предела текучести материала цапф (сталь 35Л; $\sigma_{0,2} = 270$ МПа) и поэтому могут рассматриваться как существенный фактор, повышающий сопротивление образованию трещин при эксплуатации. Таким образом, наплавка внутренней поверхности цапф способна одновременно восстанавливать ее износ (от контакта с загрузочным патрубком) и выполнять скрепляющую роль, увеличивая сопротивление цапф рабочим нагрузкам.

В заключение следует отметить, что расчетный анализ и экспериментальная проверка напряженного состояния, образующегося при наплавке цапфы мельницы по внутренней поверхности, показал, что на наружной поверхности цапфы образуются ос-

таточные напряжения сжатия, существенные по величине и создающие автозакрепляющий эффект, повышающий сопротивляемость цапф образованию трещин от рабочих нагрузок.

1. Коротков В. А., Замотин В. А. Восстановление деталей горного оборудования // Горный ж. — 2001. — № 8. — С. 53–56.
2. Смирнов-Аляев Г. А. Теория автоскрепления цилиндров. — М.: Оборонгиз, 1940. — 286 с.
3. Регулирование прочности прессовых соединений при наличии остаточных напряжений. // Изв. вузов. Машиностроение. — 1971. — № 8. — С. 29–33.
4. Бакин О. А. Деформации и напряжения при местном нагреве стального листа // Автоген. дело. — 1953. — № 2. — С. 1–6.
5. Тальнов Г. П. Приближенная теория сварочных деформаций и напряжений. — Изд-во ЛГУ, 1957. — 207 с.
6. Коротков В. А., Трошин О. В., Феофанова В. А. Исследование термдеформаций втулок при поверхностном нагреве. В 2-х сообщениях. // Изв. вузов. Машиностроение. — 1996. — № 10–12. — С. 90–98; 1997. — № 1–3. — С. 96–103.
7. Илюшин А. А., Огибалов П. М. Упругопластические деформации полых цилиндров. — М.: Изд-во МГУ, 1960. — 226 с.
8. Справочник сварщика / Под ред. В. В. Степанова. — М.: Машиностроение, 1975. — 520 с.

Поступила в редакцию 26.06.2013

НОВЫЕ КНИГИ

СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ / Составители: В.М. Илюшенко, Е. П. Лукьянченко. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 396 с. Мягкий переплет, 165x235 мм.

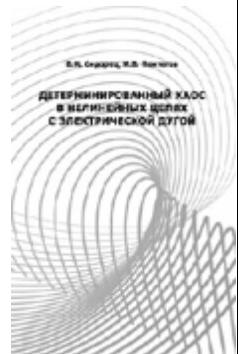
Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 г., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их промышленного применения в различных отраслях промышленности.

Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, развивающим исследования в этой области.



ДЕТЕРМИНИРОВАННЫЙ ХАОС В НЕЛИНЕЙНЫХ ЦЕПЯХ С ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ. В. Н. Сидорец, И.В. Пентегов. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 272 с. Твердый переплет, 165x235 мм.

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 проиллюстрированы. Рассчитана на широкий круг специалистов в областях теоретической электротехники и нелинейных динамических систем, а также аспирантов и студентов.



По вопросам заказов на книги просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка». Тел.: 200-54-84.



УДК 621.793.7:62-69

ИЗГОТОВЛЕНИЕ РЕЗИСТИВНОГО ЭЛЕКТРОНАГРЕВАТЕЛЯ СПОСОБОМ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ*

Ю. С. БОРИСОВ, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, С. М. КАЛЮЖНЫЙ, Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК

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

С целью повышения эффективности нагрева и экономии электроэнергии неоднократно предпринимались попытки создания плоских электронагревательных элементов с применением технологии газотермического напыления электроизоляционного и резистивного слоев. В рамках данной работы было проведено исследование процесса получения плоских электронагревателей способом порошкового микроплазменного напыления. В качестве электроизоляционного материала был выбран Al_2O_3 из-за его высокой электрической прочности (3...5 кВ/мм). Для формирования резистивных покрытий использовали порошок TiO_2 фирмы «Metachim». Анализ микроструктуры полученных покрытий показал, что они равномерные, плотные и не содержат инородных включений. Проведенные на экспериментальном стенде исследования нагревательных свойств макета показали, что максимальная температура нагрева составила 230 °С, а полученная удельная мощность нагревателя — 75 Вт. Библиогр. 7, табл. 1, рис. 3.

Ключевые слова: микроплазменное напыление, электронагреватель, оксид алюминия, оксид титана, нагревательные дорожки, температура нагрева

Получение способом газотермического напыления плоских электронагревательных элементов (ПЭН) сопровождается рядом технических трудностей, в числе которых: коробление подложки, значительные потери напыляемого материала, нестабильная величина сопротивления, недостаточная термостойкость и механическая прочность покрытия, что приводит в дальнейшем к перегреву и разрушению резистивного слоя в процессе эксплуатации [1].

ИЭС им. Е. О. Патона (отдел № 73) проведены исследования по изготовлению ПЭН нагревателей способом микроплазменного напыления. Данный способ позволяет наносить качественные покрытия разного рода как из металлических, так и керамических материалов на малоразмерные детали с минимальными потерями напыляемого материала [2–4]. В качестве электроизоляционного материала для нанесения покрытий был выбран порошок оксида алюминия Al_2O_3 (МРТУ 6-09-3916-75) с фракцией —40 мкм из-за его высокой электрической прочности (3...5 кВ/мм) [5]. Для формирования резистивных покрытий использовали порошок оксида титана TiO_2 фирмы «Metachim» (фракция 15...40 мкм). Данный материал выбран исходя из того, что оксид титана обладает полупроводниковыми свойствами с удельным сопротивлением (0,42...0,55)·10⁻⁶ Ом·м и коэффициентом термического расширения 8,6·10⁻⁶ °С⁻¹, что позволяет использовать данный материал для покрытий в виде нагревательных дорожек, полученных способом газотермического напыления [6]. Для нанесения

покрытий использовали установку МПН-004, общий вид которой приведен на рис. 1.

Основные технические характеристики установки следующие:

рабочий газ	аргон
защитный газ	аргон
мощность, кВт	до 2,5
сила тока, А	10...60
напряжение, В	20...40
расход рабочего газа, л/мин	0,5...5
расход защитного газа, л/мин	1...10
производительность, кг/ч	0,1...2,5
КИМ, %	0,6...0,9
габариты, мм	500×360×650
масса, кг	38,2



Рис. 1. Общий вид установки МПН-004

* В работе принимал участие О. П. Масючок.



Режимы микроплазменного нанесения покрытий

Параметры	Al ₂ O ₃	TiO ₂
Сила тока, А	45	40
Напряжение, В	30	28
Дистанция напыления, мм	150	150
Расход рабочего газа Ar, л/мин	1,3	1,3
Расход защитного газа Ar, л/мин	4	4
Толщина покрытия, мкм	300	100
Производительность, г/мин	1,2	2

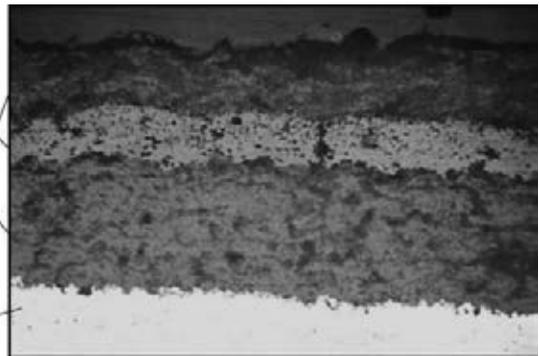


Рис. 3. Микроструктура (×100) трехслойного покрытия нагревательного элемента: 1 — металл основы; 2 — слой Al₂O₃; 3 — слой TiO₂

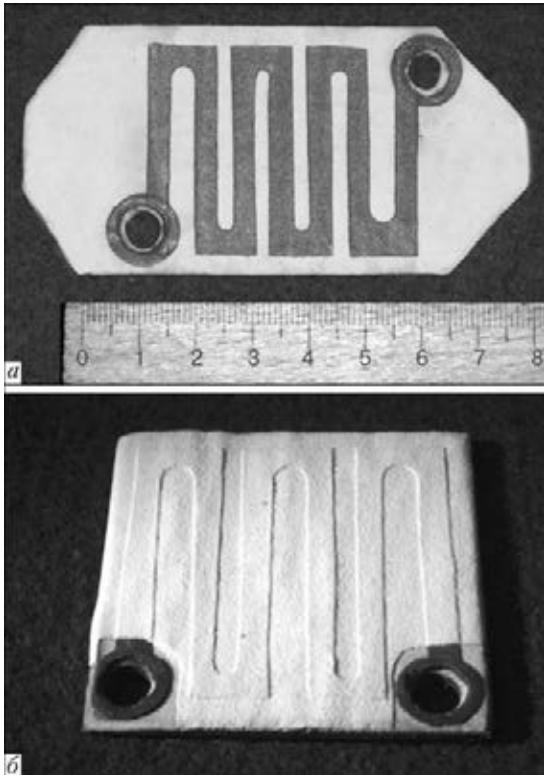


Рис. 2. Макеты электронагревательных элементов с двух- (а) и трехслойным (б) покрытиями

Покрытия были нанесены на образцы из Ст3 размерами 70×45×1 мм (№ 1) и 50×50×2 мм (№ 2). Режимы напыления покрытий из Al₂O₃ и TiO₂ приведены в таблице.

Полученные макеты нагревательных элементов представляли собой зигзагообразные дорожки: длина 312 и 294 мм для образцов № 1 и 2 соответственно, ширина 4 мм, толщина электронагревательного слоя (TiO₂) 100 мкм. Общий вид образцов электронагревательных элементов приведен на рис. 2. Анализ микроструктур покрытий показал, что полученные покрытия равномерные, плотные и не содержат инородных включений (рис. 3).

Проведенные на экспериментальном стенде исследования нагревательных свойств макета по-

казали, что под воздействием тока 0,3 А и приложенном напряжении 250 В происходил нагрев дорожки из TiO₂. При этом максимальная температура нагрева составила 230 °С, а удельная мощность нагревателя — 75 Вт. Дальнейшее повышение температуры привело к потере электропроводности дорожки и прекращению процесса нагрева, по причине полиморфного превращения TiO₂ из структуры анатаза в рутил [7]. При нагреве до 230 °С отслаивания покрытия не происходило, электропроводность нагревательных дорожек сохранялась. Таким образом, показана возможность изготовления ПЭН, работающих до температуры 200 °С, способом микроплазменного напыляемого с использованием в качестве напыляемого резистивного материала TiO₂.

1. Барановский Н. Д., Савицкий В. Е., Сапожников Ю. Л. Повышение надежности тепловых аппаратов с использованием поверхностных электронагревателей на основе органосиликатных материалов. — Л.: Знание, 1989. — 32 с.
2. Microplasma spraying / Yu. Borisov, A. Borisova, Yu. Pereverzev, P. P. J. Ramaekers // Proc. of the 5th Europ. conf. on advanced material and processes, Netherlands, 1997. — Netherlands, 1997. — P. 237–241.
3. Нанесение узкополосных покрытий способом микроплазменного напыления / Ю. С. Борисов, Ю. Н. Переверзев, В. Г. Бобрик, С. Г. Войнарович // Автомат. сварка. — 1999. — № 6. — С. 53–55.
4. Кислица А. Н., Кузьмич-Янчук Е. К., Кислица Н. Ю. Получение узких дорожек способом микроплазменного напыления из NiCr-проволоки // Сб. тез. Всеукр. науч.-техн. конф. молодых ученых и специалистов «Сварка и смежные технологии», Киев, 27–29 мая, 2009 г. — Киев, 2009. — С. 94.
5. Вашкевич Ф. Ф., Спальник А. Я., Плужко И. А. Электротермоизоляция индукторов для внутреннего нагрева трубных заготовок // Строительство, материаловедение, машиностроение. — Днепропетровск: ПГАСА, 2009. — С. 6.
6. Thermally sprayed multilayer ceramic heating elements / S. Scheitz, F.-L. Toma, L.-M. Berger et al. // Thermal spray bul. — 2011. — № 2. — P. 88–92.
7. Мутрев П., Бенвенути Дж., Хофман П. Фазовые переходы в тонких пленках оксида титана под действием излучения эксимерного лазера // <http://journals.ioffe.ru/pjtf/2005/21/p17-23.pdf>.

Поступила в редакцию 12.07.2013

НАУЧНЫЙ СЕМИНАР ПО ЕВРОПЕЙСКОМУ ПРОЕКТУ «INNOPIPES» В ВАРШАВЕ

21–29 мая 2013 г. в Варшаве (Польша) в Военной технической академии состоялся научный семинар по Европейскому проекту «Инновационные технологии неразрушающего контроля трубопроводов с объемными поверхностными дефектами и их ремонта композитными материалами — INNOPIPES», выполняемому в рамках 7-й Рамочной программы ЕС, а также рабочее совещание участников проекта. В семинаре приняли участие специалисты учебных университетов и научных организаций: Военной технической академии (Польша), Рижского технического университета (Латвия), Университета нефти и газа (Румыния, Плоешти), Института механики Болгарской академии наук (София), Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, НТУ «Харьковский политехнический институт», Южного федерального университета (Россия, Ростов-на-Дону), Института металлополимеров НАН Беларуси (Гомель). Число участников составляло около 30 человек.

Со словами приветствия и пожеланиями плодотворной дискуссии по рассматриваемым вопросам семинар открыли декан факультета механики Военной технической академии, проф. Z. Bogdanowicz, руководитель отдела механики и прикладных наук, проф. T. Niezgoda, а также руководитель проекта «INNOPIPES» со стороны Военной технической академии проф. J. Malachowski.

На семинаре были представлены презентации организаций, участвующих в выполнении данного научного проекта по главным направлениям исследований, их экспериментальная база, основные достижения и другая информация, касающаяся возможностей выполнения задач, стоящих в проекте.

Для молодых исследователей, занятых в проекте, были прочитаны следующие лекции:

Методы неразрушающего контроля, применяемые при диагностике трубопроводов. М. Mihovski, проф., Институт механики Болгарской академии наук;

Основы ультразвукового контроля трубопроводов направленными волнами. А. Шекеро, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины;

Методы оценки точности обнаружения объемных поверхностных дефектов при эксплуатации трубопроводов для определения участков, подлежащих ремонту. А. Dumitrescu, Университет нефти и газа;

Композиты на основе эпоксидных смол, используемые для ремонта коррозионных повреждений магистральных газо- и нефтепроводов. В. Сергиенко, Институт металлополимеров НАН Беларуси;



Органосиликатные модификаторы наноструктурированных композитов на основе эпоксидных смол для ремонта коррозии и механических повреждений магистральных газопроводов. Е. Кудина, Институт металлополимеров НАН Беларуси;

Методы неразрушающего контроля для определения механических свойств материалов, используемых при ремонте трубопроводов композитными материалами. Е. Barkanov, проф., Рижский технический университет;

Влияние ошибок измерений и моделирования на определение свойств материалов. Е. Barkanov, проф., Рижский технический университет;

Анализ цилиндрических оболочек, усиленных бандажами. Г. Львов, проф., НТУ «Харьковский политехнический институт»;

Исследования трубопроводов с малоцикловой нагрузкой, поврежденных коррозией. П. Юхимец, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины;

Численное и экспериментальное тестирование элементов трубопроводов. J. Malachowski, Военная техническая академия;

Контактные задачи для многослойной цилиндрической трубы. М. Чебаков, Южный федеральный университет.

Состоялась ознакомительная экскурсия в Военную техническую академию на кафедры новых материалов и технологий, механики и информатики, машиностроения. Большое впечатление на участников семинара произвела материально-техническая база, оснащенная современным оборудованием для определения физических и химических свойств, твердости, износостойкости, ударной вязкости и др. Научные сотрудники, аспиранты, студенты академии имеют возможность проводить здесь исследования по разработке и развитию альтернативных технологий про-



изводства и механической обработки полуфабрикатов и готовых металлических изделий, пластмасс, композитов, порошковых материалов, металлокерамики, в том числе предназначенных для работы при повышенных температурах, в коррозионной среде, с сильным абразивным износом, повышенной эрозией с целью замены традиционных дорогих и трудоемких «классических» технологий.

Молодые специалисты и аспиранты, участвующие в проекте на заседаниях «круглых столов», рассказали о следующих проводимых ими исследованиях:

Контактное взаимодействие цилиндрической оболочки с композитным бандажом с учетом жесткости сдвига. Д. Бесчетников, НТУ «Харьковский политехнический институт»;

3-D анализ методом конечных элементов напряженного состояния поверхности трубопровода с объемными дефектами. В. Окорочков, НТУ «Харьковский политехнический институт»;

Применение моделей гетерогенных сред для анализа конструкций. А. Ляпин, Южный федеральный университет;

Численные и экспериментальные испытания композитных вставок. L. Mazurkiewicz, Военная техническая академия;

Испытания материала при высоких скоростях деформации. P. Baranowski, Военная техническая академия;

Процесс износа — концепция численного приближения. K. Damaziak, Военная техническая академия;

Математическое описание упругого растрескивания металла сварного шва с кубической кристаллической решеткой. Г. Беляев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины;

Сочетание традиционных методов и метода дальнего действия ультразвукового контроля для диагностики трубопроводов. С. Швыдкий, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины;

Оценка концентрации напряжений в зоне сварного шва в зависимости от его геометрических параметров. С. Прокопчук, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

А. Л. Шекеро

УДК 621.791:061.2/4

VII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. ДУГОВАЯ СВАРКА. МАТЕРИАЛЫ И КАЧЕСТВО»

17–21 июня 2013 г. в пос. Агой, близ Краснодара, состоялась VII Международная научно-практическая конференция «Сварочные материалы. Дуговая сварка. Материалы и качество», приуроченная к очередному собранию Ассоциации «Электрод» предприятий стран СНГ. К началу конференции был издан сборник докладов «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность», куда вошли 30 докладов, а также материалы, касающиеся презентации ООО «Стройгазконсалтинг». Тематику докладов в этот раз существенно расширили. Наряду с вопросами, непосредственно касающимися сварочных материалов, их производства и использования, примерно в 20 % докладов освещены проблемы, связанные с источниками питания, подготовкой инженеров сварочного производства, сварщиков, а также функционирования систем качества в производстве сварных конструкций. Ниже изложено содержание большей части включенных в сборник докладов.

Доклад д-ра техн. наук, проф. О. И. Стеклова (ГТУ нефти и газа им. И. М. Губкина) был посвящен обеспечению целостности несущих металлоконструкций при их длительной эксплуатации с использованием реновационных сварочных и родственных технологий. Показано, что состояние ме-



таллоконструкций в металлофонде России, емкость которого превышает 800 млн т, в результате их длительной эксплуатации достигло стадии интенсивных отказов. Причина — старение, деградиционные процессы в металле, накопление поврежденности, вызываемой усталостью, деформационными процессами, коррозией и др.

Наиболее значимая проблема и настоятельная текущая задача сварочного производства — поддержание целостности находящихся в длительной

эксплуатации металлоконструкций, включая газопроводы, резервуарный парк, объекты ЖКХ, энергетики, оборонной техники, чтобы не допустить техногенных и экологических катастроф. Решению ее должна предшествовать оценка изменения свойств и свариваемости металла после длительной эксплуатации и обоснование выбора сварочных материалов, способных обеспечить равнопрочность (равностойкость) зон ремонта. Важна также оптимизация технологических процессов, учитывающая конструктивную повреждаемость ремонтируемых объектов, обоснование применения смежных послесварочных технологий (таких, как ультразвуковая ударная и виброобработка).

В докладе д-ра техн. наук, академика НАН Украины И. К. Походни «Работы Института электросварки им. Е. О. Патона по металлургии дуговой сварки и сварочным материалам» обобщены основные результаты научных исследований, выполненных отделом на протяжении его существования (в 2012 г. отделу исполнилось 50 лет), позволившие:

- разработать и широко внедрить в производство серию низкотоксичных электродов с рутиловым покрытием и низководородных электродов с улучшенными сварочно-технологическими свойствами, которые выпускаются в странах СНГ под фирменным знаком АНО;

- разработать само-, газозащитные порошковые проволоки рутилового и карбонатно-флюоритного типов, предназначенные для дуговой сварки ответственных стальных конструкций со свободным и принудительным формированием швов, а также оборудование и технологии их промышленного производства;

- создать новые агломерированные флюсы алюминатно-рутилового и алюминатно-основного типов, характеризующиеся хорошими технологическими свойствами и высокими механическими свойствами швов;

- создать порошковые проволоки большого диаметра для внепечной обработки металлических расплавов (инъекционная металлургия), а также технологии и оборудование для их изготовления и использования.

Кадровый состав и технические возможности отдела и сейчас позволяют выполнять нужные для ключевых отраслей промышленности исследования и разработки на уровне, который имел место в прошлые годы.

Сварочным материалам и технологиям сварки для современных конструкций пролетных строений, в том числе при строительстве стальных мостов в Сочи и Владивостоке, посвящен доклад канд. техн. наук В. Г. Гребенчука (ООО «ЦСП Мосты»). В докладе подчеркнуты неблагоприятные условия изготовления, монтажа и эксплуатации указанных объектов в России: необычные климатические условия, дефицит квалифицированных сварщиков и

времени на их переподготовку, а также отсутствие новых современных сварочных материалов и технологий сварочного производства.

Часть перечисленных проблем удалось решить, используя тесную кооперацию и сотрудничество отечественных НИИ, проектных и производственных организаций с корпорацией ЭСАБ. Был оперативно разработан новый керамический флюс и технология односторонней монтажной автоматической сварки конструкционных элементов с МХП, которые были использованы при строительстве мостового перехода во Владивостоке. Применение ручной дуговой сварки удалось полностью исключить, хотя шов выполняли «на подъем» при угле наклона стыкового соединения около 12° . На объектах Владивостока и Сочи была также применена в больших объемах сварка в защитных газах новой бесшовной металлпорошковой проволокой марки POWER BRIDGE 60M, совместно разработанная организациями Германии и России.

В монтажных стыках главных балок пролетных строений мостов по-прежнему широко применяется классический так называемый цельносварной «стык Патона», полностью выполняемый автоматической сваркой. В 2012 г. эта технология существенно модернизирована в расчете на новое отечественное сварочное оборудование (аппарат для вертикальной автоматической сварки «Восход») и бесшовную порошковую проволоку POWER ARC 60R диаметром 1,2 мм для сварки в смеси газов, состоящих из 80 % Ar и 20% CO₂.

Приведены и другие примеры, подтверждающие эффективность совершенствования производства конструкций пролетных строений. Особо подчеркивается значение работ по модернизации сварочных материалов. Ее ориентируют на использование наноструктурных тугоплавких соединений в составе керамических флюсов, чтобы получить мелкозернистую структуру шва.

Разработана отраслевая система управления качеством изготовления мостов (СК «Транстрой»), предусматривающая постоянное научно-техническое сопровождение процедур выработки, принятия и реализации решений в ходе всего цикла создания конструкций, позволяющее повысить конкурентоспособность мостостроения России. Их применяют практически на всех стальных мостах страны.

В докладе д-ра техн. наук, проф. Ю. Н. Сараева (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН) изложен опыт разработки адаптивных импульсных технологий сварки и наплавки для повышения эксплуатационной надежности металлоконструкций ответственного назначения с применением электродов отечественного производства.

Рассмотрены результаты работ по двум направлениям, выполненным в 2003–2005 гг. и 2009–2011 гг. и запланированным к выполнению в 2013–2014 гг.



В докладе С. А. Штоколова (НП «НПСО», Краснодар) обоснована актуальность (в связи со вступлением РФ в ВТО) и рассмотрены формы поддержки отечественных производителей сварочного оборудования и сварочных материалов, необходимые для повышения их конкурентоспособности на отечественном рынке в новых условиях. В ноябре 2012 г. учреждено НП НПСО (Некоммерческое партнерство «Национальное промышленное сварочное общество»), а в апреле 2013 г. подписано Соглашение между НПСО и НАКС, регламентирующее семь основных направлений их взаимодействия. Среди них — создание специальной комиссии, которой поручается разработка критериев понятия «отечественный производитель». Оно должно учитывать появившиеся в странах Таможенного союза новые формы предприятий и особенности их кооперации с зарубежными партнерами.

Серию докладов, посвященных улучшению технологических, металлургических и эксплуатационных характеристик низководородных электродов, представили на конференции специалисты ООО НПЦ «Сварочные материалы» (Краснодар), ДГТУ (Ростов-на-Дону) и АГУ (Астрахань).

В двух из них обосновывается состав электродного покрытия, обеспечивающий сочетание благоприятных сварочно-технологических свойств электродов с низким (как у электродов группы Н5 по МС ИСО 2560) содержанием диффузионного водорода в наплавленном металле. Эта задача, по мнению авторов доклада, решена прежде всего путем частичной замены флюорита в покрытии фторлоном. Наряду с этим использовано дополнительное средство связывания водорода в атмосфере дуги — AlF_3 , образующееся в результате взаимодействия фторлона с глиноземом и алюминиевым порошком, которые специально вводятся в электродное покрытие. В одном из этих докладов приведены результаты физико-химических и технологических исследований природных видов сырья Северного Кавказа, таких как доломиты боснийского и геналдонского месторождений, вулканические пеплы гизельдонского месторождения, а также электродов, разработанных с их использованием.

В одном из докладов рассмотрены результаты исследования и разработки состава ионизирующего покрытия (ориентированного на использование графита литейного кристаллического с пластинчатой или чешуйчатой формой частиц) на первичное возбуждение дуги, осуществляемое контактным методом. Предварительная подготовка контактного торца улучшает первичное зажигание дуги, но увеличивает продолжительность достижения ее устойчивого горения и это опасно с точки зрения образования стартовых пор и науглероживания наплавленного металла.

Кроме того, в докладе специалистов указанных организаций, подготовленном совместно с представителями ООО «Газпромдобыча Краснодар», фир-

мы «Boehler Welding Group» (Москва) и ООО «Сычевский электродный завод», обосновываются возможности и положительные аспекты сварки на прямой полярности электродами с основным видом покрытия. Этот способ сварки признан мировыми производителями сварочных материалов и внесен в техническую документацию по сварке трубопроводов классов прочности К-52–К-80. В результате проведенных исследований показано, что при стандартных зазорах стыка (2,0–3,0 мм при диаметре электрода 2,5 и 2,5–3,5 мм при диаметре электрода 3,0–3,2 мм) сварка на прямой полярности по сравнению со сваркой на обратной обеспечивает повышение качества формирования корневых слоев шва, включая формирование обратного валика. Химический состав, содержание диффузионного водорода, сплошность и механические свойства соединений остаются при этом одинаковыми. В то же время на 30–35 % повышается производительность выполнения корневых слоев шва при сварке кольцевых стыковых соединений труб.

Дополнительным преимуществом сварки на прямой полярности является возможность выполнения многопроходных швов стыковых соединений труб при меньшей толщине их стенки. Для освоения техники сварки на прямой полярности требуется кратковременная тренировка сварщиков.

Разработке самозащитных порошковых проволок трубчатого сечения для сварки малоуглеродистых и низколегированных сталей посвящен доклад В. Н. Шлепакова и Ю. А. Гаврилюка, а рассмотрению подходов к решению металлургических проблем сварки под флюсом — доклад В. В. Голловко (ИЭС им. Е. О. Патона).

Особенности и результаты влияния технологических факторов изготовления электродов на содержание водорода в металле, наплавленном низководородными электродами, рассмотрены в докладе А. Е. Марченко и Н. В. Скорины (ИЭС им. Е. О. Патона). Установлено, в частности, что щелочные гидросиликаты, остающиеся в электродном покрытии после обезвоживания его жидкостекольной связки в ходе термообработки электродов, являются важным источником водорода в наплавленном металле. Между водоудерживающей способностью NaK гидросиликатов, зависящей от модуля и соотношения $\text{Na}_2\text{O}:\text{K}_2\text{O}$, потенциальным содержанием водорода в покрытии и содержанием водорода в наплавленном металле имеется прямая взаимосвязь. Однако при оценке степени «усвоения» потенциального водорода наплавленным металлом следует учитывать возможное влияние содержащихся в гидросиликате ионов калия и натрия на выведение фтора из реакции образования фтористого водорода и кинетические условия сорбции и десорбции водорода капилляр электродного металла.

Результаты реологических исследований концентрированных суспензий мрамора в жидком стекле,

которыми можно моделировать реальные обмазочные массы, рассмотрены в докладе А. Е. Марченко. Они показывают, что в основу теории вязкости электродных обмазочных масс, как и других концентрированных грубодисперсных суспензий, можно положить представления о решающем влиянии на их вязкость гидродинамических эффектов, обусловленных коллективным молекулярным взаимодействием зерен наполнителя (шихты) друг с другом и со связующим (жидким стеклом).

Внимание технологов электродного производства несомненно привлек доклад З. А. Сидлина (ООО «Техпром», Москва), в котором изложены важные аспекты организации производственного контроля granulometric состава порошковых составляющих электродных покрытий. С точки зрения качества электродной продукции необходимы единый подход к нормированию требований к зерновому составу порошков в стандартах на материалы электродных покрытий, унифицированные методики определения их зерновых характеристик у поставщиков и потребителей, а также включение в договора на поставку порошковых материалов требований по зерновому составу и согласованные методы его контроля.

В двух докладах отражены результаты разработки новых марок электродов. Так, ОАО НПО «ЦНИ-ИТМАШ» разработало электроды ЦЛ-60, предназначенные для сварки высокопрочных сталей, которые обеспечивают наплавленный металл, имеющий аустенитно-ферритную структуру с 25...50 % ферритной фазой. В докладе Ф. Ю. Зуева с сотрудниками изложены результаты лабораторных и промышленных испытаний указанных электродов и механических свойств металла шва на стали 40ХСНМА и свойств металла, наплавленного на отрезной нож пресса СОРЕХ 1000, из стали, аналогичной по составу стали 15Х2ГНМА. В докладе И. М. Лившица с сотрудниками представлены свойства электродов ЭП-35/7 и НХ-1, разработанных ООО «Ижорские сварочные материалы» и ЦНИИ КМ «Прометей», для сварки нефтехимического оборудования, а также механические свойства выполненных ими швов.

Как и в прошлые годы, для электроизготавливающих предприятий остается острой проблема обеспечения качественным сырьем. В докладе И. М. Лившица приведены результаты проверки готовых ферросплавных порошков при изготовлении электродов специального назначения. Опыт работы в целом положительный, поскольку позволяет избавиться от недостатков прежней технологии приготовления порошков непосредственно на заводе-изготовителе электродов. В то же время выявлена необходимость доводки поставщиком химического и зернового состава порошков до уровня предъявляемых к ним требований.

В докладе В. П. Слободянюка (ПАО «Плазма Тек», Винница) и Н. В. Скорины (ИЭС им. Е. О. Патона) обсуждены результаты лабораторных ис-

следований технологических свойств новых видов сырья для производства электродов общего назначения. Исследовательский отдел ПАО «Плазма Тек» разработал технологию обогащения руд двух своих каолиновых и одного пегматитового карьеров с целью получения в промышленных масштабах слюды-мусковит, каолина, кварцевого песка и полевого шпата, а также целлюлозы, полученной по пероксидной и перкислотной технологиям. Образцы перечисленных видов сырья испытаны при изготовлении электродов АНО-36. Результаты испытаний вполне положительны и позволяют сделать вывод о перспективности направления указанного вида деятельности, которую проводит ПАО «Плазма Тек».

В докладе И. Н. Зверевой (ОАО «ММК-МЕТИЗ») и С. Н. Михайлицына (МГТУ им. Г. И. Носова, Магнитогорск) проанализированы результаты сравнительного анализа характеристик рутилового концентрата семи производителей. Выявлена разница в химическом и зерновом составе изученных образцов. В качестве объекта для сравнения выбран рутит Вольногорского ГМК (Украина). Параллельно изучены сварочно-технологические свойства электродов МР-3, изготовленных с использованием образца рутила, у которого выявлены наибольшие отклонения от нормативных требований, а также химический состав и механические свойства швов в объеме, предусмотренном требованиями НТД.

Технологическим проблемам изготовления сварочных материалов посвящены доклады К. Н. Осокина и В. В. Гаммеля из ООО «Электрод-Бор» на тему «Производство электродов с основным покрытием с просушкой в конвейерных печах непосредственно после опрессовки» и доклад В. В. Гежи и А. В. Шаталова (ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей») на тему «Лазерное гранулирование — новая технология изготовления сварочных флюсов».

Проектирование, изготовление, монтаж и наладка оборудования для производства сварочных электродов — тема доклада А. Г. Кузнецова (ООО «Ротекс», Москва).

Проблемы подготовки кадров для сварочного производства рассмотрены в трех докладах: «Система целевой подготовки инженеров сварочного производства специальности 150202» (Ф. В. Лукьянов и др., ДГТУ, Ростов-на-Дону); «Повышение мастерства сварщиков — одна из ключевых задач сегодняшнего дня» (В. А. Калинин, ООО «Нефть-монтаж», Сургут); «Центр подготовки кадров ОАО «Краснодаргазстрой» — кузница специалистов сварочного производства» (А. И. Андреев и др.).

Материалы сборника, изданного при участии Научно-производственного центра «Сварочные материалы» — одного из организаторов конференции, несомненно, будут полезными для всех, кто занимается разработкой, производством и применением сварочных материалов.

А. Е. Марченко, М. Ф. Гнатенко



КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА — ВЗГЛЯД В БУДУЩЕЕ 2013»

25 июня 2013 г. в рамках Международной специализированной выставки «Сварка. Резка. Наплавка» (г. Москва, ЦВК «Экспоцентр» на Красной Пресне, 25–28 июня 2013 г.) состоялась конференция «Сварка — взгляд в будущее 2013», организованная Национальным агентством контроля сварки (НАКС), МГТУ им. Н. Э. Баумана, Национальным промышленным сварочным обществом, Немецким союзом сварки и родственных технологий (DVS), Международным обществом сварки (GSI).

Конференцию открыли академик РАН, президент НАКС Н. П. Алешин, директор Эссенской выставки Э. Галиннис, генеральный директор DVS ZERT М. Леманн. Был отмечен положительный опыт 10-летнего сотрудничества НАКС и DVS в организации учетно-сертификационных центров в России и Германии, облегчающих взаимное продвижение товаров и услуг и способствующих укреплению и расширению экономического сотрудничества России с Германией.

С докладом «О тенденциях развития сварочного производства» выступил чл.-кор. РАН, проректор ВолгГТУ В. И. Лысак. Он отметил, что сварка является ведущим технологическим процессом. По мнению ведущих мировых экспертов, более половины валового продукта в мире производится с помощью сварки. Около 2/3 проката идет на производство сварных конструкций. Сегодня рынок сварочной техники оценивается в 40 млрд дол. США (70 % сварочные материалы и 30 % оборудование). Докладчик осветил передовые тенденции в развитии дуговых способов сварки — МИГ/МАГ, сварки под флюсом, сварки ТИГ, лазерной, электронно-лучевой и гибридной сварки, электрошлаковой, сварки в твердом состоянии, сварки взрывом, в процессах инженерии поверхности, в совершенствовании и создании новых видов сварочных материалов.

К. Миддельдорф, коммерческий директор GSI, в докладе «Тенденции в технике соединения — создание ценностей с помощью сварочных технологий» отметил, что сварочная общественность сейчас находится на пороге важного события — крупнейшей международной выставки «Сварка и резка» в Эссене, где будут представлены новейшие разработки, проведены многочисленные семинары, созданы условия для заключения взаимовыгодных контрактов. Если суммировать все главные требования к технологиям на современном этапе, то можно выделить три главных момента: во-первых, технология должна ориентировать предприятие на экспорт продукции, во-вторых, технология должна включать основное звено — соединение матери-

лов («... без сварки нет прогресса»), в-третьих, технология должна базироваться на научно-исследовательских работах. Можно утверждать, что без технологии соединения нет устойчивого развития промышленности, нет дополнительных рабочих мест. Непрерывные научные исследования — залог успеха в совершенствовании технологий соединения.

Начальник отдела главного сварщика ОАО «Газпром», канд. техн. наук Е. М. Вышемирский в докладе «Организация сварочного производства ОАО «Газпром. Развитие нормативной базы сварочного производства» ознакомил участников конференции с комплексом работ по сварочному производству, проводимым в ОАО «Газпром». Расширяются инновационные проекты. Среди них газопровод Якутия–Хабаровск–Владивосток, Южный поток. Принята трехлетняя программа работ на 2012–2014 гг. Сформирован координационный совет из шести секций. Ежегодно проводятся отраслевые совещания, конкурс лучших сварщиков «Газпрома». Разрабатываются нормативные документы, сведенные в общий документ «Сварка и контроль сварных соединений».

О. И. Колесников, начальник отдела технологии сварки и неразрушающего контроля НИИ ТНН ОАО «АК Транснефть» в докладе «Требования к сварочным материалам и сварочному оборудованию, предназначенным для строительства и ремонта нефтепроводов», рассказал о трехуровневой системе аттестации, принятой в ОАО. Особое внимание уделяется сварочным материалам как основному звену в технологии соединения. Разработаны отраслевые требования к сварочным материалам и сварочному оборудованию.

В докладе «Современное сварочное оборудование и материалы, применяемые в технологиях сварки конструкций проектных строений стальных мостов», представленном зам. директора филиала ОАО «ЦНИИ-ИС НИЦ «Мосты» В. Г. Гребенчуком, отмечено, что транспортная индустрия в России получила импульс в развитии в связи с олимпиадой «Сочи-2014». Изготовлены сотни тысяч тонн стальных конструкций мостов. Грандиозные задачи можно эффективно решать с качественными сварочными материалами и оборудованием. На первом месте — автоматическая сварка (на заводах и в строительномонтажных управлениях ее доля достигает 80 %). Поставщики сварочного оборудования — фирмы «Air Luquide», «Lincoln Electric», «Megatronic», «Lorch», EWM, ИТС. Среди наиболее востребованных источников — выпрямители ВДУ-1204, системы тандем для вертикальной сварки МАГ «Восход».

Э. А. Гладков, профессор МГТУ им. Н. Э. Баумана, в докладе «Автоматизированное оборудование и

адаптивные импульсные технологии для автоматической сварки кольцевых стыков магистральных трубопроводов» рассказал о том, что большинство используемых технологий дуговой сварки требует достаточно высокой квалификации сварщика. По его мнению, необходимо создавать оборудование, оснащенное датчиками, адаптивными системами. В МГТУ разработана трехконтурная система управления качеством сварки, которая была испытана в МГТУ и Центре российских технологий. В этом направлении работают «ТехноТрон», ИТС, EWM, «Fronius», «Lincoln Electric», «Kemppi».

В докладе С. А. Штоколова, директора Национального промышленного сварочного общества, «Актуальность мер по повышению конкурентоспособности продукции отечественных производителей сварочных материалов и оборудования» отмечена необходимость защиты национальных потребителей от продукции низкого качества, попадающей на российский рынок прежде всего с Юго-Восточной Азии. С этой целью в 2012 г. создана ассоциация Национального промышленного сварочного общества.

Д-р техн. наук, генеральный директор ЗАО НПФ ИТС М. В. Карасев в докладе «Образцы новой техники, материалов и технологий ИТС» рассказал о деятельности фирмы, имеющей сегодня шесть представительств в разных регионах России, свыше 200 дилеров лишь в Москве. На продукцию ИТС имеется спрос в судостроении, тяжелом машиностроении, автопроме, мостостроении, в транспортной, авиа- и космической промышленности. Сегодня структура потребления сварочной техники в России такова, %: ИТС — 15, «Kemppi» — 14, EWM, «Lincoln Electric» по 7...9, далее «Lorch», «Шторм», «ТехноТрон», ГРПЗ и др. С октября 2012 г. объем выпуска продукции не уменьшается, что свидетельствует о продолжении кризиса.

Вместе с тем в докладе, сделанном генеральным директором ЗАО «Уралтермосвар» Ю. Б. Ездаковым «Оценка состояния отрасли производителей сварочного оборудования. Новая сварочная техника ЗАО «Уралтермосвар», были вскрыты неблагоприятные условия, имеющие место при производстве сварочного оборудования в России. По его консолидированному мнению с другими руководителями предприятий национальные мощности по производству сварочной техники составляют около 15 % общего объема оборудования, производимого до начала 1990-х годов. Доля реализации отечественного

оборудования в России с 70 % в 1992 г. снизилась до 10,7 % в 2011 г. Для сравнения в КНР количество производителей сварочного оборудования в 1992 г. составляло менее ста предприятий, а в 2013 г. — более тысячи. Причины такого положения кроются в неблагоприятных условиях кредитования в России, курсе банковской системы на укрепление рубля, отсутствии бюджетной поддержки производителей, введении таможенных пошлин на ввоз комплектующих и др.

Канд. техн. наук, главный инженер ООО «Ротекс» (г. Краснодар) О. В. Дзюба рассказал о новых электродах, производимых на предприятии для сварки магистральных трубопроводов. Новые материалы включены в реестр Газпрома как удовлетворяющие предъявляемым требованиям.

В докладе А. П. Бирюкова, главного конструктора по сварочной технике Государственного Рязанского приборного завода, были приведены характеристики новой линейки сварочных аппаратов «Форсаж». С аналогичной информацией выступил Д. Кочаб, руководитель отдела технических разработок EWM (Германия). О состоянии и перспективах развития производства порошковых проволок для сварки МАГ и под флюсом рассказал руководитель отдела исследования и разработок «Drahtzug Stein» Р. Розерт (Германия).

Ряд сообщений был посвящен сертифицированным системам менеджмента качества (Х.-Г. Гросс, представитель GSi SLV Baltikum, Германия), применению оборудования для автоматической сварки при строительстве и ремонте сетей газораспределения и газопотребления (В. Н. Бодягин, главный сварщик ОАО «Мосгаз»), применению современного оборудования для сварки полимерных материалов (Е. И. Зайцева, директор Ассоциации сварщиков полимерных материалов), тенденциям развития рынка роботов и их интеграции в сварочном производстве (Д. М. Шахматов, директор ООО «ЦСП «Сварка и контроль»), перспективам внедрения систем управления качеством сварочного производства Kemppi ArcQ на российских предприятиях (Р. Е. Дмитриев, директор по продажам ООО «Kemppi»).

В целом работа конференции проходила в динамичном режиме, привлекла внимание свыше 200 участников, вызвала дискуссии по отдельным темам и, по общему мнению, оказалась весьма полезной.

В. Н. Липодаев

Контакты:

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

Подписано к печати 10.07.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,06. Усл.-отт. 9,86. Уч.-изд. л. 10,30 + 8 цв. вклеек.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

Новая сварочная система FTW 24-120 PRO для энергетического машиностроения*

Новая сварочная система FTW 24-120 Pro применяется для выполнения сварных соединений типа «труба-трубная доска» в положении PA, PB, PC, PD, PG и PF при изготовлении теплообменников, элементов систем охлаждения и других изделий отрасли энергетического машиностроения. Данное решение от компании Fronius позволяет проводить работы с высочайшими требованиями относительно скорости сварки, качества соединений и воспроизводимости результатов.

Компактная и эргономичная система FTW 24-120 Pro для сварки MIG/MAG обладает еще более высокой гибкостью применения и увеличенной производительностью по сравнению с предыдущей моделью FTW 35-118, а также характеризуется простотой управления и значительной экономией времени для настройки и позиционирования.

Ключевым элементом сварочной системы FTW 24-120 Pro, сварочная головка, состоит из следующих составляющих: пневматическая система фиксации с оправками, прижимами и опорными кольцами для различных диаметров труб, специальная горелка Multilock с жидкостным охлаждением и приспособления для точной ее регулировки, а также опциональная подвесная система и опциональная трехпозиционная опора.

Система фиксации состоит из различных оправок, прижимов и опорных колец для внутренних диаметров труб от 24 мм до 120 мм, которые размещаются в удобном кейсе для ком-



Рис. 1. Выполнение сварных соединений типа «труба-трубная доска» в нижнем положении с выступом труб с помощью углового шва

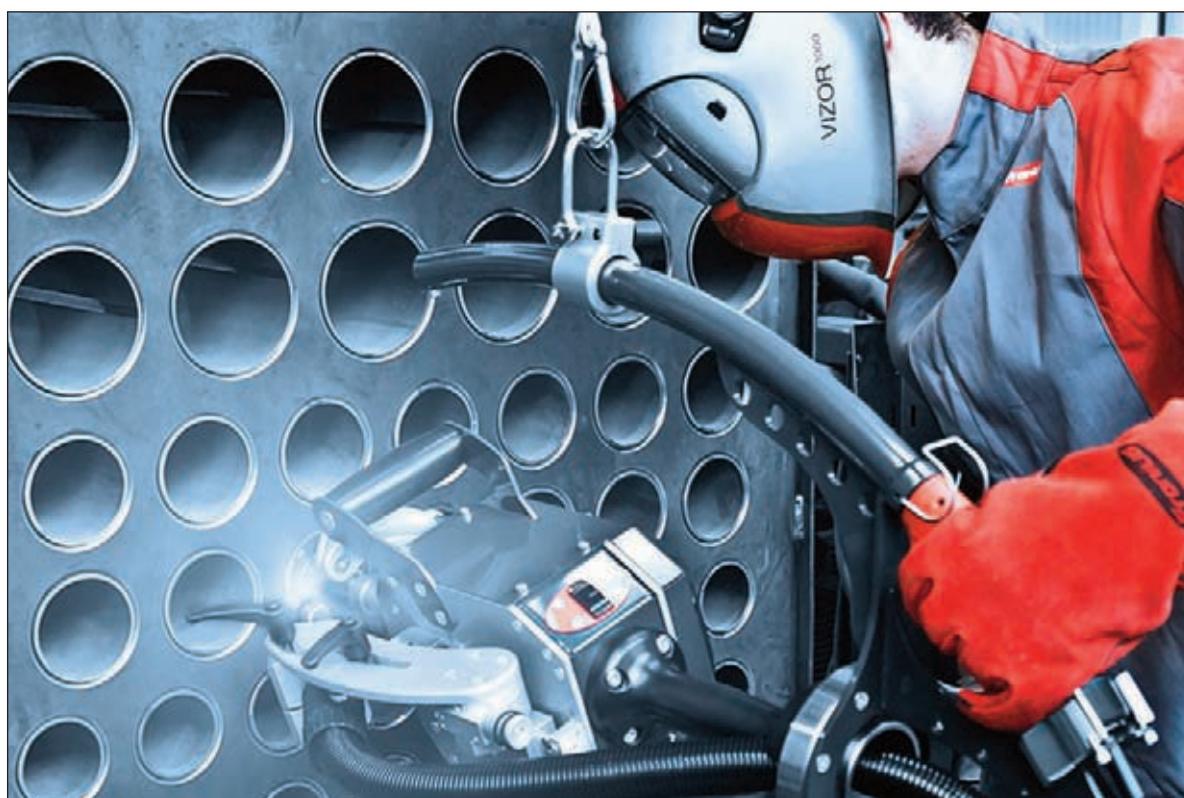


Рис. 2. Выполнение сварных соединений типа «труба-трубная доска» в вертикальном положении заподлицо

* Статья на правах рекламы.



Рис. 3. Пример сварного шва, полученного с помощью сварочной системы FTW 24-120 Pro

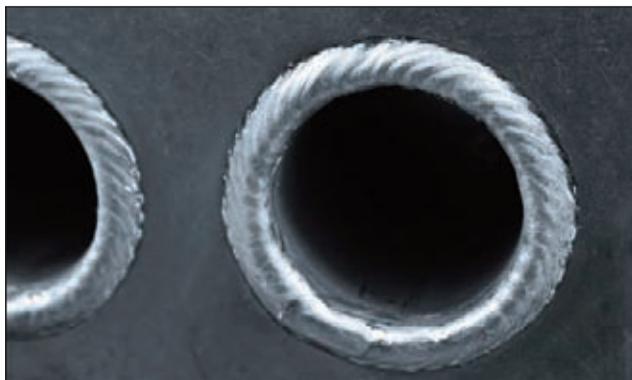


Рис. 4. Пример сварного шва, полученного с помощью сварочной системы FTW 24-120 Pro

фортной переноски. Непосредственно фиксация производится с помощью пневматического устройства. Процесс пневматической фиксации активируется простым движением переключателя.

Специальная горелка Multilock для сварки MIG/MAG с жидкостным охлаждением обладает подвижным фиксатором для быстрой смены корпуса горелки и регулировки его угла изгиба (возможные углы изгиба — $20^\circ/30^\circ$). Две регулировочные рукоятки и два фиксирующих рычага обеспечивают точную установку положения горелки. Трехточечная опора позволяет осуществлять безошибочное позиционирование горелки даже при различных выступах трубы.

Для качественного и надежного выполнения сварки в различных пространственных положениях применяется опциональное подвесное устройство. Точное и быстрое позиционирование происходит благодаря уравниванию массы сварочной головки специальным балансиром. При использовании системы подвеса целесообразным и очень удобным является использование эргономической рукоятки, с помощью которой можно выполнять оперативный запуск сварочных программ.

Другим, не менее важным компонентом сварочной системы FTW 24-120 Pro является блок управления FCU/FTW вместе с дистанционным пультом FRC-40/FTV.

Среди характерных особенностей данных устройств: прочный корпус, графический интерфейс, сенсорный дисплей, multifunctional регулятор, расширенные возможности программирования и хранение параметров, наличие различных языков пользовательского меню, сменная защитная пленка и т.д.

Высокий уровень доступности и простота управления сварочной системой стали возможны благодаря интуитивному графическому интерфейсу, а также исключительному удобству работе с использованием сенсорного дисплея. Расположенный на пульте дистанционного управления multifunctional регулятор предназначен для быстрой навигации в рамках меню и настройки параметров — даже во время самого сварочного процесса.

Новая сварочная система FTW 24-120 Pro безусловно является существенным шагом в развитии механизированных и автоматизированных решений для энергосектора. Продуманные решения, такие как пневматическая система зажима и центровки, а также устройство подвешивания головки, значительно облегчают работу оператора и сокращают время сварочных операций. Точное позиционирование горелки осуществляется благодаря функциональному упору в трех точках, который гарантирует получение герметичных и воспроизводимых швов для труб с внутренним диаметром 24...120 мм. Эти, а также многие другие технологические ноу-хау от компании Fronius позволяют добиваться максимально экономичного и эффективного сварочного процесса, а также высочайшего качества сварных соединений.



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

Автоматические сварочные системы для заводов металлоконструкций от ООО «ДельтаСвар»*

Компания «ДельтаСвар» приглашает к сотрудничеству в области автоматизации сварочного производства и представляет автоматические системы для сварки строительных, мостовых, машиностроительных металлоконструкций от ведущего европейского производителя автоматического оборудования CARPANO EQUIPMENT.

Автоматические сварочные порталы

Сварочные порталы — эффективный инструмент для сварки балок различного сечения, ортотропных плит, металлических панелей, а так же большинства металлоконструкций с продолжительными сварными швами (рис. 1). Привлекательная цена и высокая производительность сварки сделали порталы наиболее популярным средством автоматизации сварочных работ.

Сварочное оборудование

Порталы могут оснащаться различным сварочным оборудованием: для сварки в защитном газе, под слоем флюса или для аргодуговой сварки (рис. 2, 3).

Системы слежения



Рис. 1. Автоматический портал для сварки крыши вагона



Рис. 2. Сварочная головка под слоем флюса с системой рециркуляции



Рис. 3. Сварочная головка для сварки в защитном газе

В зависимости от типа сварного соединения, вида сварки портал можно оснастить различными типами систем слежения: тактильная, лазерная, по напряжению на дуге. Отслеживание шва сварочной головкой на всем протяжении сварного соединения осуществляется с точностью 0,2 мм.

Данные системы слежения (рис. 4, 5) за швом позволяют достичь максимально стабильного процесса сварки, тем самым достигается идеальное формирование сварного соединения без каких-либо дефектов.

Система видеонаблюдения

Для контроля за процессом сварки автоматические порталы могут оснащаться различными системами видеонаблюдения: стандартной (сварка под слоем флюса), с автоматическим затемнением (сварка в защитном газе), с системой жидкостного охлаждения (сварка на повышенных режимах) (рис. 6).



Рис. 4. Тактильная система слежения



Рис. 5. Лазерная система слежения



Рис. 6. Система видеонаблюдения для сварки в защитном газе

* Статья на правах рекламы.

Легкий сварочный портал



Рис. 7. Портал для сварки в защитном газе балки коробчатого сечения

Легкий сварочный портал (рис. 7) представляет конструкцию по типу козлового крана, поперечная балка у которого изготовлена из высокопрочного алюминиевого профиля, на которой крепятся направляющие для моторизованных кареток и зубчатая рейка. Тем самым достигается легкость и в тоже время прочность и устойчивость данной установки.

Этот портал успешно применяют как для MIG/MAG сварки, так и для сварки под флюсом.

При сварке под флюсом есть возможность установки стандартного флюсобункера объемом 8...10 кг, что вполне достаточно для непрерывной сварки изделия длиной до 30 метров.

Тяжелый сварочный портал

Безусловные плюсы таких порталов — их грузоподъемность, возможность установки на них не только источников питания, систем рециркуляции флюса с увеличенной емкостью флюсобункера, но и размещение большеобъемных упаковок сварочной проволоки до 1000 кг, что позволяет производить длительную сварку без остановок на техническое обслуживание портала (рис. 8).



Рис. 8. Портал для сварки тележки вагона

Сварочные колонны



Рис. 10. Автоматическая колонна для сварки крыши вагона

Сварочные колонны — это наиболее эффективное средство автоматизации сварочного производства (рис. 9, 10). Они представляют собой конструкцию консольного типа на стационарном или моторизованном основании. Сварочные колонны имеют несомненные преимущества — данные установки могут решать задачи не только сварки продольных швов металлоконструкций балочного типа, но и могут вести сварку продольных и кольцевых швов тел вращения.



Рис. 9. Автоматическая колонна для сварки тел вращения

Также появляется дополнительная возможность сварки сложных конструкций, таких как эллипсоидные обечайки.

За счет вращения колонны на 360 градусов есть возможность организовать до 4-х рабочих мест сварки одной колонной, что, несомненно, увеличивает эффективность использования производственных площадей. Габариты колонны, система слежения за сварочным стыком, сварочное оборудование могут быть подобраны по индивидуальным требованиям заказчика.

Профессиональный опыт сотрудников ООО «ДельтаСвар» — залог оптимального решения любой технической сложной задачи. Мы предлагаем нашим партнерам наиболее экономически выгодные технологические решения на базе современного надежного сварочного оборудования и высококачественных материалов.

Веснин Андрей Владимирович,
ведущий специалист по автоматике и робототехнике ООО «ДельтаСвар»



620141, Россия, г. Екатеринбург,
ул. Завокзальная, 29
тел.: +7 (343) 384-71-72
тел./факс: +7 (343) 287-41-52
www.DeltaSVAR.ru

РОБОТИЗАЦИЯ — ОСНОВА СОВРЕМЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА. КАЧЕСТВО, ЭФФЕКТИВНОСТЬ, УСПЕХ*

О необходимости модернизации производства в Украине сказано уже немало. Мир не стоит на месте, он меняется. Интерес к промышленным сварочным роботам неуклонно растет — научно-технический прогресс диктует производству новый темп, обеспечивая при этом высокое качество продукции. Это становится возможным благодаря интеграции в производство промышленных роботов.

Компания RFA Robotics является подразделением предприятия «IpC» и официальным интегратором роботизированных сварочных комплексов. Одна представляет в Украине компанию «YASKAWA MOTOMAN» (Япония), это один из ведущих в мире производителей роботов с 35-летним опытом производства, на протяжении которого рождено пуцено в эксплуатацию 230 тыс. роботов по всему миру.

RFA Robotics специализируется на проектировании комплексов и разработке технологий с применением промышленных роботов для автоматизации сварочных процессов, в том числе при контактной сварке и дуговой наплавке, перемещении изделий. Предприятие имеет уникальный опыт разработки и создания оборудования для решения различных задач, включая проектирование инструментальной оснастки и кондукторных плит. Клиенту предлагается полный пакет услуг по обслуживанию и технической поддержке оборудования, в том числе обучающие курсы программирования. При создании РТК ячеек RFA Robotics использует комплектующие мировых производителей, после поставки предоставляется весь спектр гарантийных сервисных услуг.

В июне этого года RFA Robotics выполнило для предприятия ООО «Завод «Атоммаш» проект по поставке сварочного роботизированного комплекса MOTOMAN. Завод «Атоммаш» создан на площадях ОАО «Красиловский машиностроительный завод» и является одним из ведущих предприятий компании «Укртехнопром». Это современный завод европейского образца, перспективный, активно развивающийся, с передовыми технологиями производства отопительной техники, производящий более 100 тыс. единиц отопительной техники в год. Продукция завода сертифицирована в Украине, России, Беларуси, Молдове. Предприятие первое среди аналогичных в теплотехнической отрасли внедрило и сертифицировало систему управления качеством в соответствии с требованиями ДСТУ ISO 9001-2001. Ассортимент продукции насчитывает более 30 разновидностей бытовых котлов, предназначенных для теплоснабжения индивидуальных жилых домов, квартир, административно-хозяйственных и производственных объектов, оборудованных автономными системами водяного отопления с естественной или принудительной циркуляцией теплоносителя.



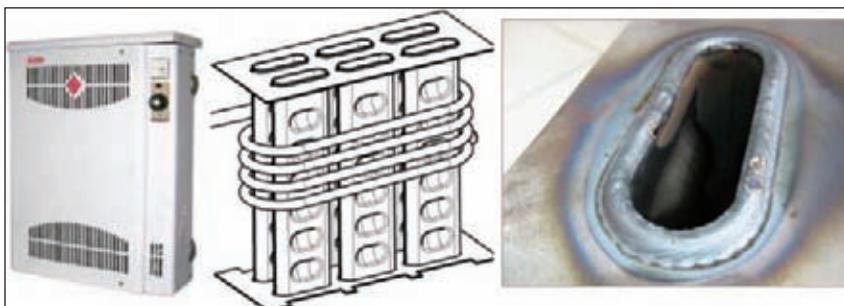
Роботизированный комплекс MOTOMAN

На предприятии создана сплоченная, энергичная, грамотная команда профессионалов, которая любит свою работу и прилагает все усилия и опыт для укрепления ведущих позиций как на отечественном, так и на зарубежном рынках.

Директор завода «Атоммаш» Головня Станислав Иосифович считает, что роботизация является основной движущей силой любого современного промышленного предприятия. Он хорошо ориентируется в современном оборудовании и поэтому при выборе партнера — интегратора роботизированных сварочных систем, свой выбор он остановил на предприятии «Триада Сварка».

Ближайшая производственная задача — сварка кассеты котла. В перспективе РТК позволит заводу производить сварку различных типов деталей, а входящее в состав РТК устройство ABIDOT существенно сократит время их программирования. Сварочный источник TransPulsSynergic 3200, входящий в состав РТК, обеспечивает высокое качество и стопроцентную повторяемость сварных швов.

В состав роботизированного комплекса входят: сварочный робот MOTOMAN SSA 2000; контроллер к роботу NX 100; пульт программирования; сварочный аппарат



Котел. Кассета котла. Внешний вид сварных швов

* Статья на правах рекламы.



Монтаж роботизированного комплекса MOTOMAN на производственной площадке

TransPulsSynergic 3200; блок охлаждения горелки FK-4000R; роботизированный интерфейс DeviceNet; механизм подачи проволоки VR1500-PAP; сварочная горелка с водяным охлаждением ABIROB W500 22°, шланг пакет MOTO iCAT; устройство для предотвращения столкновения iCAT; система для очистки горелки BRS-CC.

Используются следующие материалы: материал/проволока SG-2 диаметром 1,2 мм Askaynak (толщина металла 2 мм); защитный газ ArCo2 (82/18); процесс MAG.

С помощью данного РТК время сварки одной детали занимала порядка 5 мин, что позволило увеличить выпуск готовых изделий до более чем 2 тыс. единиц в месяц (это при двухсменной загрузке робота).

В настоящее время «MOTOMAN» выпускает 24 тыс. роботов в год для сварки, резки, упаковки, паллетирования и окраски.

Роботизированные сварочные комплексы разработаны для того, чтобы обеспечить экономическую эффективность, надежность и высокую производительность выполнения операций. Каждый комплекс состоит из одного или двух роботов и позиционера, а также включение необходимого оборудования безопасности. Их конструкция создана по модульному принципу из стандартных элементов, которые соответствуют требованиям промышленных предприятий и занимают минимально возможную площадь пола.

Линейка продукции «MOTOMAN» представлена промышленными роботами с полезной нагрузкой от 2 до 800 кг и широкой гаммой внешних устройств, что позволяет RFA Robotics обеспечивать решения «под ключ». Предприятие RFA Robotics обеспечивает максимальную совместимость всех узлов системы и наилучшую производительность, занимается подбором всех компонентов: сварочного источника тока, робота, контроллера, вращателя, позиционера и прочего для решения конкретной производственной задачи. Поэтому проблемы совместимости оборудования практически сведены к нулю. Успех предприятия в области роботизации основывается на непрерывных исследованиях и многолетнем опыте.

Сертификация роботов в соответствии со стандартами ISO 9001 гарантирует нашим заказчикам высочайший уровень качества. Специальные модели роботов и контроллер последнего поколения DX100 гарантируют высокую производительность.

Для поддержки инженерных проектов разработана программа трехмерного моделирования 3DRealizeR. Выполнение трехмерных моделей образцов и стандартных компонентов с помощью такой программы значительно упрощает разработку типовых роботизированных сварочных систем.

Компания RFA Robotics предоставляет широкий спектр услуг:

- совместную разработку технических заданий;
- подбор, поставку, монтаж роботизированных промышленных комплексов; техническую поддержку оборудования;
- решение сложных комплексных проектов.

Специалисты компании прошли специальное обучение по работе, проектированию и установке роботизированных комплексов. Посетили европейские роболаборатории, где тестируются роботы мировых брендов. Прошли курс обучения по подбору и установке роботопериферии.

RFA Robotics предлагает весь комплекс услуг по внедрению и поставке промышленных роботов, начиная с изучения технического задания и заканчивая запуском РТК на территории заказчика. Сотрудники RFA Robotics всегда готовы предоставить исчерпывающую информацию и ответить на все возникшие вопросы.

Зам. директора «Триада Сварка»
Е. Г. Красносельская

Украина, г. Запорожье,
+38(061)220-00-79, 233-10-58
www.rfa-robotics.com



Обеспечение высокого качества сварных и наплавленных соединений изделий трубопроводной арматуры, энергоустановок, горно-шахтного оборудования, выполненных способами TIG HOT WIRE и CMT*

В течение 20 лет работы «Технологического Центра ТЕНА» с российскими предприятиями в различных отраслях промышленности наши специалисты убедились, что традиционные технологии сварки под флюсом и аргонодуговая сварка, применяемые на предприятиях-заказчика, в некоторых случаях, имеют существенные ограничения по качеству соединений и производственные издержки, в том числе на покупку и последующее удаление флюса из изделий. На предприятиях одновременно существуют две проблемы:

- обеспечение качества сварных соединений требуемого заказчиками с учетом перехода на Международные стандарты и новые требования Ростехнадзора;
- повышение производительности сварки и наплавки при сокращении возможных издержек.



Проблема усовершенствования технологий охватывает широкий спектр конструкционных материалов, в частности и специальных сплавов: конструкционных, котельных и трубных сталей (типа Cr–Mo, Cr–Mo–V), нержавеющей и специальных сталей, никелевых жаростойких сплавов, коррозионностойких типа Inconel 600, 625, 718 и т. п., бронз (кремнистых БрКМЦ-3-1, алюминиевых БрАМЦ-9-2 и др.).

В мировой практике для сварки и наплавки перечисленных изделий широко применяют процесс TIG HOT WIRE (THW), который по российским стандартам представляет собой дуговую сварку/наплавку неплавящимся электродом с подогретой присадочной проволокой в инертном газе (аргоне, гелии и их смесях) и характеризуется оптимальным тепловложением в металл изделия. Исследовательский центр «FRONIUS International GmbH» провел работы по оптимизации технологии и конструкции автоматизированного оборудования. Они отвечают необходимым требованиям по обеспечению качества сварных соединений, что подтверждено всеми видами контроля.

Преимущества THW сварки и наплавки:

- повышение производительности наплавки до 1,7–5 кг/ч (в зависимости от особенностей применения);
- увеличение скорости сварки/наплавки до двух раз (по сравнению с аргонодуговой сваркой);
- легкая адаптация к многопроходной сварке и наплавке;
- уменьшение перемешивания наплавленного металла с металлом основы до 60 %, полное отсутствие дефектов.



* Статья на правах рекламы.

В некоторых случаях для достижения оптимальных свойств наплавленного металла при максимальной производительности наплавки целесообразно применять технологию «CMT Fronius cladding». Процесс CMT – Cold Metal Transfer («холодный перенос металла») представляет собой дуговую сварку с вертикальными колебаниями проволоки в защитном газе. Частота колебаний проволоки возможна до 70 Гц. К преимуществам наплавки методом CMT можно отнести:

- высокую скорость сварки — 60–80 см/мин;
- высокую производительность наплавки — 5–6 кг/ч;
- минимальное тепловложение в основной металл по сравнению с другими способами сварки в защитных газах и высокую стабильность процесса за счет механического слежения за дугой;
- минимальное перемешивание с металлом основы $\leq 5\%$ в первом слое и около 1 % во втором.

Автоматизированные системы для сварки и наплавки FRONIUS International

Endless Torch Rotation System (ETR-S) — система бесконечного вращения горелки относительно деталей для наплавки наружных и внутренних поверхностей изделий. При этом изделие неподвижно, что сокращает время его подготовки и предварительного подогрева. Полный цикл автоматизации. **Имеет инновационные функции программного обеспечения:**

Bore-to-Bore (B-t-B). Наплавка пересекающихся отверстий/колодцев. Автоцентрирование по четырем точкам, наплавка канавок, возврат в прежнее положение.

Race-Track (продольные колодцы кольцевых и прямых поверхностей, в том числе с B-t-B).

Прямоугольные колодцы (комбинация прямых участков и кольцевых углов).

Data Logger /Data Viewer Запись/просмотр текущих значений сварочных параметров. Документирование параметров на внешний диск через Ethernet.

Объемная визуализация процесса в формате 3D.

USB для записи на карты памяти и печать на принтер.

Удаленная диагностика и обслуживание через LAN Ethernet, Интернет

TWIN наплавка двумя проволоками / увеличение производительности примерно до 70 %.



ETR
Сварочная головка

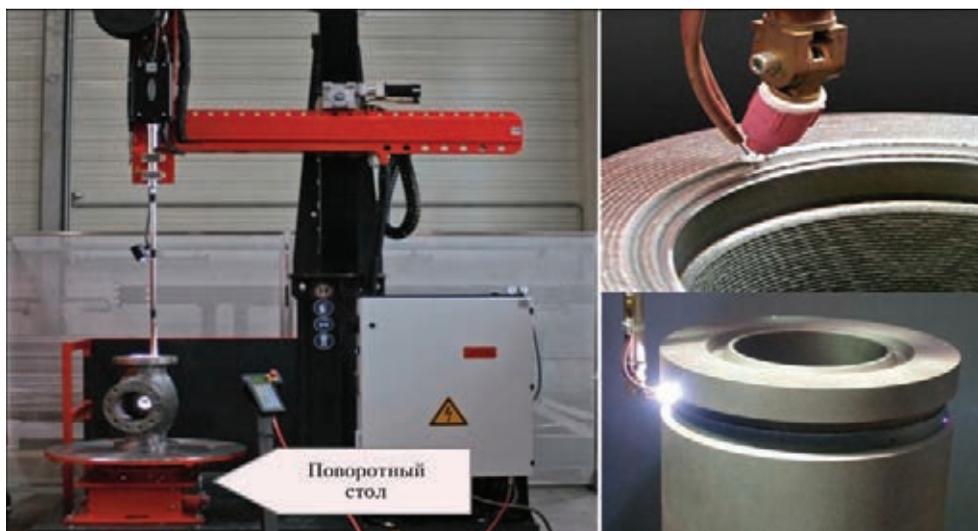
Экономия времени на подготовку изделия до 40 % по сравнению с традиционными системами за счет автоцентрирования горелки

Шлиф горловины фланца

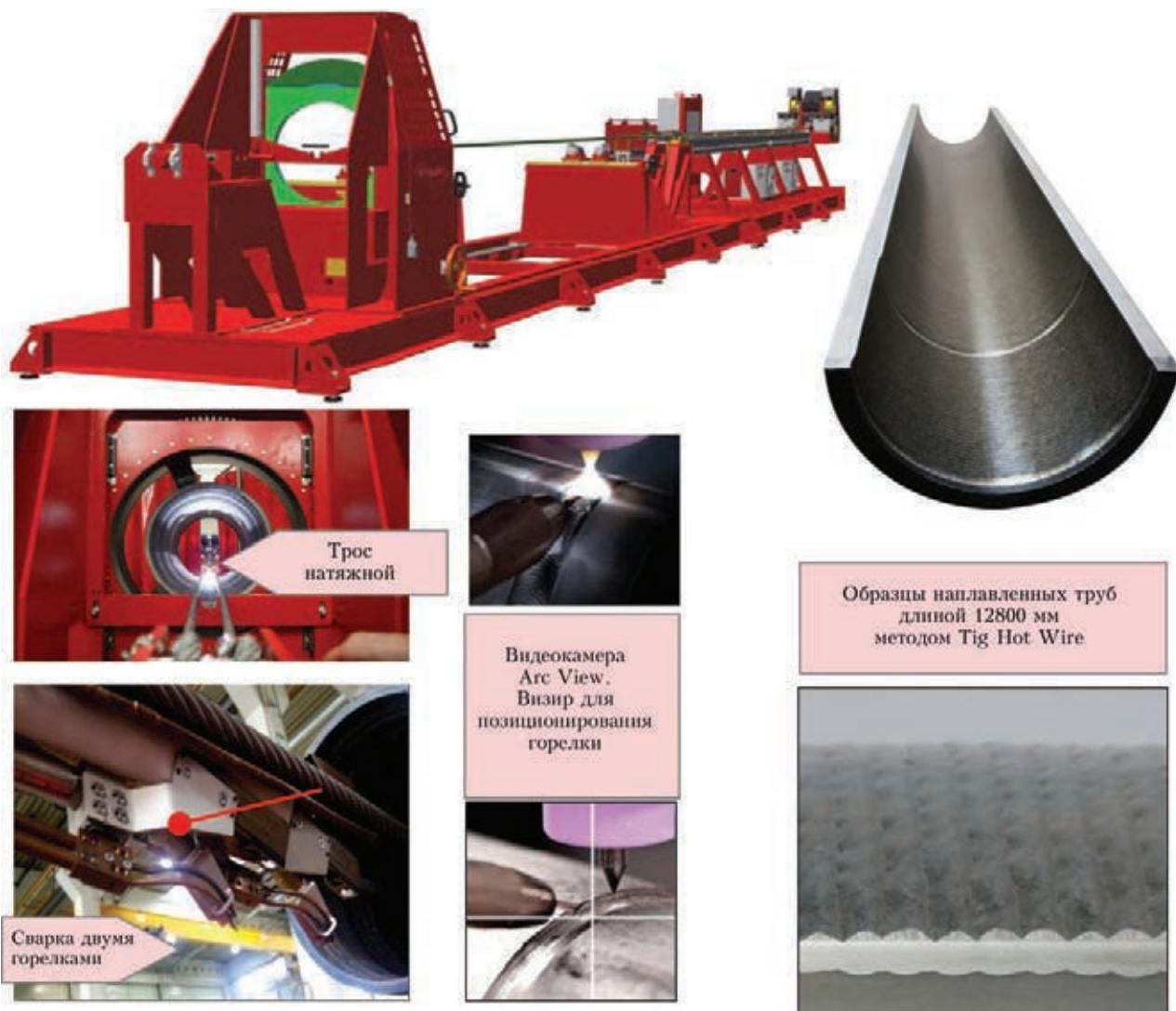
Наплавка пересекающихся отверстий

Образец наплавки

FOW Compact – cladding cell — компактная наплавочная установка (бюджетный вариант). Включает стандартные решения для сокращения стоимости оборудования и имеет полный цикл автоматизации. Принципиальное отличие данной системы от ETR-S в том, что наплавляемое изделие в компактной установке вращается поворотным столом. Обеспечиваются базовые функции наплавки.



FOW «Pipe cladding» — автоматизированная установка для наплавки трубопроводов из любых марок стали и чугуна длиной до 6000 и 12800 мм.



В результате модернизации технологии ремонта рабочей поверхности гидроцилиндров и гидротоек, применяющихся в оснастке подпирющих крепей, с помощью сварочного процесса СМТ (вместо наплавки порошковыми проволоками и под слоем флюса) была решена проблема брака и низкого качества получаемой поверхности. Достигнуты следующие параметры процесса: скорость 50–60 см/мин и производительность наплавки 4,5 кг/ч (для проволоки типа БрКМЦ-3-1). Оптимизация режима наплавки и минимизация тепловложения позволяет получить наплавленный слой необходимой толщины и высокого качества.



FCW «Pipe welding» — установка для сварки элементов трубопроводов.



Стык трубы из стали 12Х18Н12Т Ду 42х4 мм сваривался в два прохода за 4,2 мин

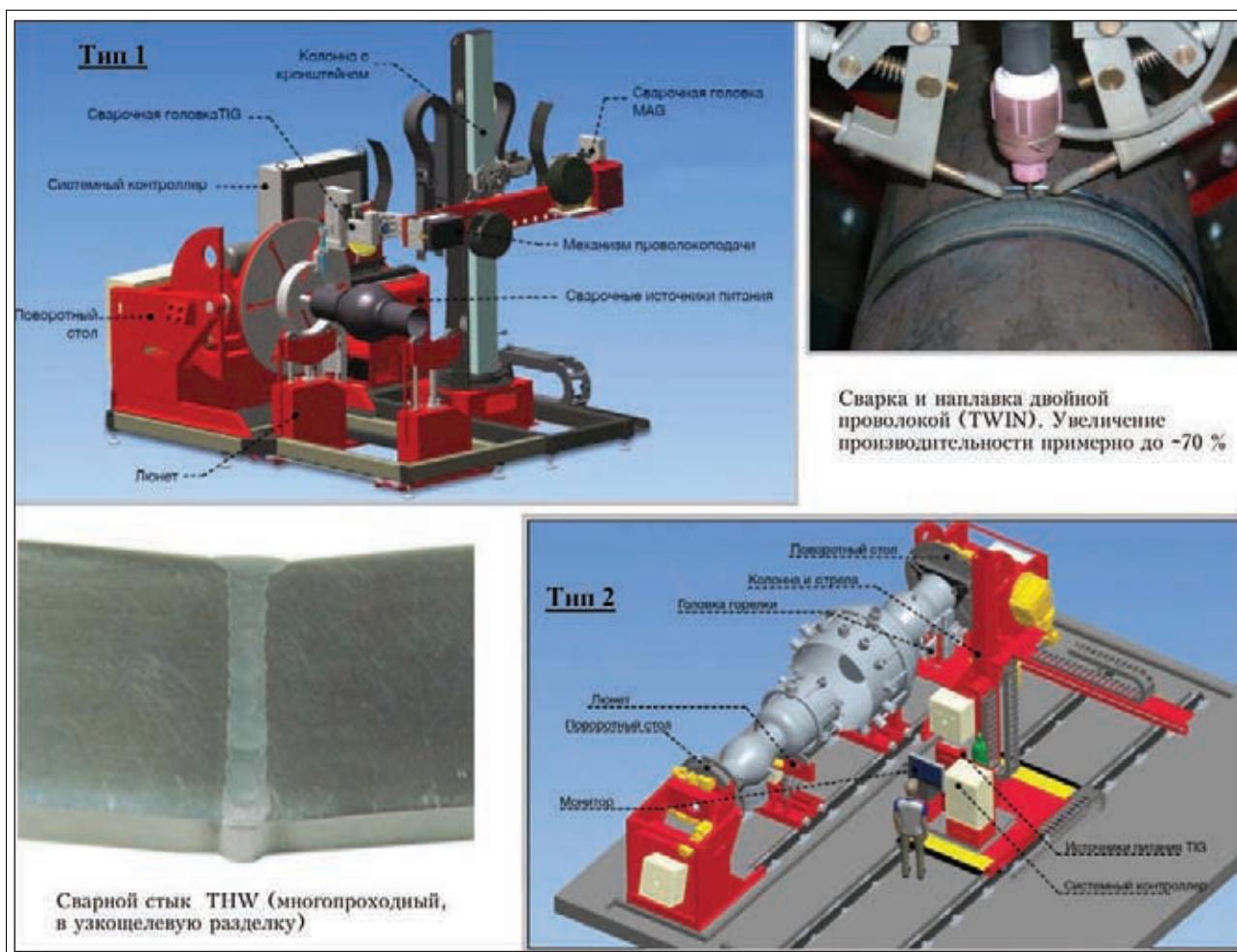
Установка повышает производительность сборки-сварки стыка на 40–60 % по сравнению с ручным и маломеханизированным процессами. Максимальные показатели достигаются при интегрировании установки в производственную линию. Система зажима и вращения адаптирована к трубам российского производства, имеющим расширенные допуски точности.

Высокопроизводительная наплавка СМТ TWIN — использование двойной проволоки — повышение производительности, оптимизация проплавления и расхода электроэнергии.

Производительность наплавки 8–14 кг/ч (в зависимости от особенностей применения), скорость 50–60 см/мин. Два независимых источника, свободный выбор механизмов подачи и гибкая настройка параметров процесса дают возможность точно управлять тепловложением и проплавлением для достижения оптимальной скорости сварки и качества сварных швов при практически любом положении сварки и сочетании материалов.



FCW – «Valve welding» — автоматизированная установка для кольцевой сварки запорной арматуры.



FOW – «CMT cladding» — автоматизированная установка для наплавки методом CMT поверхностей корпусов кранов, в том числе коррозионностойких поясков в месте стыка плакированных труб *BU·BI*.



Коррозионностойкая наплавка поясков шириной 90–150 мм в месте стыка плакированных труб (в т. ч. *BU·BI*; 6–15 м) диаметром 125–460 мм

Сварочная проволока: Inconel 625, AWS ER 2209, Св-06Х20Н11МЗТБ

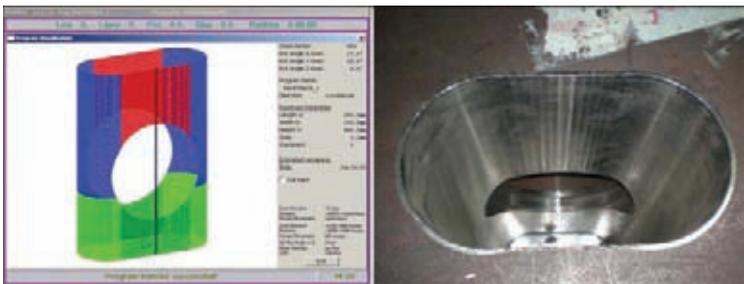
Количество наплавленных слоев 1–2, скорость наплавки 60–80 см/мин



Освоена наплавка уплотнительного выступа в корпусе крана Ду 300–1200 из чугуна типа ВЧ 40 без предварительного и сопутствующего подогрева проволокой Св-08Х20Н9Г7Т и в комбинации с проволокой Св-07Х25Н13

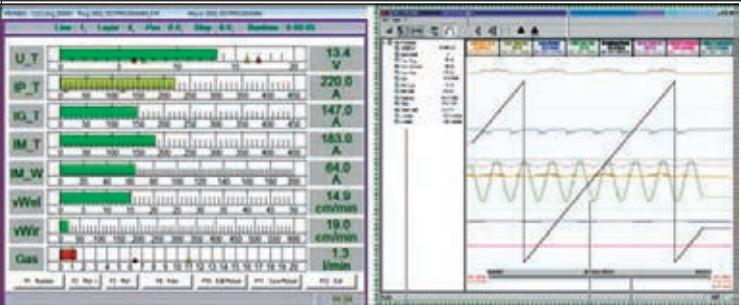
Возможности системы управления, программного обеспечения и дополнительные функции

Контроллер управления HMI – T10.
 Создан согласно стандарту Human Machine Interface и является собственной разработкой компании «Fronius». Обслуживает до 10 осей перемещения. Имеет цветной сенсорный дисплей с русификацией, простой интуитивно понятный интерфейс, обеспечивает полностью программирование осей сварочной системы, удобное задание параметров режима сварки на циклограмме, удаленная диагностика оборудования



3D визуализация (для контроллера FPA 9000 ETR) отображает: геометрию наплавляемых поверхностей заданной оператором для исключения ошибок до начала наплавки; фактическое положение горелки в процессе наплавки, а также расчетное время, количество слоев и пр.

Q-Master — программное обеспечение (ПО) для контроля, мониторинга и записи данных в режиме on-line. Задание допустимых пределов для сварочных параметров с тревожным оповещением при их выходе за пределы допуска. Data Logger/Data Viewer — ПО для просмотра сварочных данных на персональном компьютере через сеть, в том числе on-line и USB



Видеонаблюдение.
 Для удобства наблюдения за местом сварки, а также при работе внутри изделий и на высоте изображение выводится на отдельный монитор, возможна запись видеоролика и сохранение через USB, камера имеет специальную защиту от высоких температур

Технология THW и CMT наплавки и сварки внедрена компанией «Fronius International» в автоматические системы, работающие сейчас в Европе, в том числе в России, а также США, странах Южной Америки, Ближней Азии, ЮАР, Индии, Китае, Азиатском и Тихоокеанском регионах.

Авторы: ООО «Технологический Центр ТЕНА» — Кудряшов Н. О. (инженер-технолог), Бычковский С. Л. (генеральный директор), Топоров И. Б. (руководитель отдела автоматизированного оборудования), Васькин Д.С. (ассистент отдела автоматизированного оборудования). Для подготовки использована информация из технических отчетов, статей из корпоративного журнала Fronius «Weld + Vision» и презентаций компании.