

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,
Л. М. Лобанов,
В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,
К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,
В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», Киев,
В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев,
М. М. Студент, ФМИ, Львов

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

Г. А. Туричин

С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Редакторы

Т. В. Юштина (отв. секр.), Н. А. Притула
Электронная верстка

И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03680, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных
Министерством образования и науки
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

Международная конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

Киев, 13–15 июня 2016 г.

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины



Организаторы

Национальная академия наук Украины
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Международная Ассоциация «Сварка»



СОДЕРЖАНИЕ

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА

<i>Кучук-Яценко С. И., Дидковский А. В., Швец В. И., Руденко П. М., Антипин Е. В.</i> Контактная стыковая сварка высокопрочных рельсов современного производства	7
<i>Кучук-Яценко С. И., Руденко П. М., Гавриш В. С., Дидковский А. В., Антипин Е. А.</i> Статистическое управление процессом контактной стыковой сварки рельсов. Двухуровневая система управления	17
<i>Кучук-Яценко С. И., Наконечный А. А., Зяхор И. В., Чернобай С. В., Завертанный М. С.</i> Технология и оборудование для стыковой сварки сопротивлением деталей большого сечения из разнородных сталей	21
<i>Кучук-Яценко С. И., Швец В. И., Дидковский А. В., Антипин Е. В.</i> Влияние неметаллических включений рельсовой стали на формирование сварного соединения	28
<i>Качинский В. С., Кучук-Яценко С. И., Коваль М. П., Гончаренко Е. И.</i> Технология и оборудование для прессовой сварки магнитоуправляемой дугой неповоротных стыков труб малого диаметра в монтажных и стационарных условиях	33

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА

<i>Нестеренков В. М., Хрипко К. С.</i> Технология и оборудование для электронно-лучевой сварки конструкций в авиакосмической промышленности	39
<i>Нестеренков В. М., Кравчук Л. А., Архангельский Ю. А.</i> Электронно-лучевая сварка рабочих колес центробежного компрессора	48
<i>Гречанюк Н. И., Кучеренко П. П., Мельник А. Г., Гречанюк И. Н., Смашнюк Ю. А., Гречанюк В. Г.</i> Новое электронно-лучевое оборудование и технологии получения современных материалов методами плавки и испарения в вакууме, разработанные в НПП «ЭЛТЕХМАШ»	53
<i>Крамаренко В. А., Нестеренков В. М., Загорников В. И.</i> Новая оптическая система наблюдения в серийных электронно-лучевых пушках	61
<i>Матвейчук В. А.</i> Системы визуализации процессов сварки в режиме реального времени с помехозащищенным каналом передачи сигнала вторичной электронной эмиссии	64
<i>Ахонин С. В., Григоренко С. Г., Белоус В. Ю., Таранова Т. Г., Селин Р. В., Вржижевский Э. Л.</i> Электронно-лучевая сварка сложнолегированного высокопрочного титанового сплава	69

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

<i>Майстренко А. Л., Лукаш В. А., Заболотный С. Д., Страшко Р. В.</i> Применение процесса трения с перемешиванием для соединения магниевых сплавов и модификации их структуры	74
<i>Григоренко Г. М., Полещук М. А., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Зеленин Е. В., Степанюк С. Н.</i> Особенности структуры соединений материалов Cu–Cu, Ni–Cu, сталь–Cu, полученных внахлест способом сварки трением с перемешиванием	82
<i>Маркашова Л. И., Покляцкий А. Г., Кушнарёва О. С.</i> Влияние структуры на свойства сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных способами аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием	88
<i>Покляцкий А. Г., Кныш В. В., Клочков И. Н., Мотрунич С. И.</i> Особенности и преимущества процесса сварки трением с перемешиванием стыковых соединений тонколистовых алюминиево-литиевых сплавов	93

Международная конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

ГИБРИДНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ

<i>Майстренко А. Л., Нестеренков В. М., Страшко Р. В., Заболотный С. Д., Ткач В. Н.</i> Гибридная технология, совмещающая электронно-лучевую сварку и сварку трением с перемешиванием в процессах восстановления элементов конструкций авиационной техники из магниевых сплавов	99
<i>Гринюк А. А., Коржик В. Н., Шевченко В. Е., Бабич А. А., Пелешенко С. И.</i> Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги	107
<i>Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н., Жданов С. Л., Шелягин В. Д., Алексеенко Т. А.</i> Структура и свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке	114
<i>Позняков В. Д., Шелягин В. Д., Жданов С. Л., Бернацкий А. В., Сиора А. В.</i> Сравнительная оценка свойств сварных соединений высокопрочной стали N-A-XTRA-70, полученных дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой	124

3D АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

<i>Коржик В. Н., Хаскин В. Ю., Гринюк А. А., Ткачук В. И., Пелешенко С. И., Коротенко В. В., Бабич А. А.</i> Трехмерная печать металлических объемных изделий сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий (Обзор)	127
<i>Сенченков И. К., Рябцев И. А., Турык Э., Червинко О. П.</i> Использование теории растущих тел при расчете напряженно-деформированного состояния деталей, изготавливаемых с применением аддитивных наплавочных технологий	135
<i>Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К.</i> 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей	141
<i>Шаповалов В. А., Якуша В. В., Гнздыло А. Н., Никитенко Ю. А.</i> Применение аддитивных технологий для выращивания крупных профилированных монокристаллов вольфрама и молибдена	145
<i>Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А.</i> Аддитивное производство металлических изделий (Обзор)	148
<i>Ющенко К. А., Яровицын А. В., Червяков Н. О.</i> Закономерности дискретно-аддитивного формирования микрообъемов кристаллизующегося металла при многослойной микроплазменной порошковой наплавке никелевых сплавов	154
<i>Шаповалов В. А.</i> Применение сварочных технологий для подавления ликвации в крупных слитках	162

ЭКОЛОГИЯ В СВАРОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

<i>Matusiak J., Wyciślik J.</i> Resistance welding of coated steel plates in the aspect of environmental conditions	166
<i>Szubert L., Skoczewski P., Matusiak J., Wyciślik J.</i> Measurement and analytical system for welding parameters and noise level during manufacturing process of welded structures	173

ИНФОРМАЦИЯ

Новое поколение сварочных систем TransPocket 150/180	179
Производство керамических флюсов в России. Агломерированный флюс OK Flux 10.71	182

The E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine
International Scientific-Technical and Production Journal

S Automaticheskaya Svarka Automatic Welding

№ 5-6 (753)
MAY
JUNE 2016
Published since 1948

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,
I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,
L. M. Lobanov,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov,
V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Kyiv,
V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv,
M. M. Student, Karpenko PhMI, Lviv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Editors

T. V. Yushtina (exec. secr.), N. A. Pritula

Electron galley

I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

Address of Editorial Board:

11, Kazimira Malevicha 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

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,
IA «Welding» (Publisher)

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.

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

Published monthly

Journal «*Avtomaticheskaya Svarka*»

is published in English under the title

«*The Paton Welding Journal*»

Concerning publication of articles,
subscription and advertising, please,
contact the editorial board.



International Conference «ADVANCED WELDING TECHNOLOGIES»

Kyiv, 13–15 June, 2016

The E. O. Paton Electric Welding Institut



Organizers

National Academy of Sciences of Ukraine
The E.O. Paton Electric Welding Institute
International Association «WELDING»

CONTENTS

FLASH-BUTT WELDING

<i>Kuchuk-Yatsenko S. I., Didkovsky A. V., Shvets V. I., Rudenko P. M., Antipin E. V.</i> Flash-butt welding of high-strength rails of nowadays production	7
<i>Kuchuk-Yatsenko S. I., Rudenko P. M., Gavrish V. S., Didkovsky A. V., Antipin E. A.</i> Statistical control of process of flash-butt welding of rails. Two-level control system	17
<i>Kuchuk-Yatsenko S.I., Nakonechny A. A., Zyakhor I. V., Chernobaj S. V., Zavertany M. S.</i> Technology and equipment for flash-butt welding of large-section parts from dissimilar steels	21
<i>Kuchuk-Yatsenko S. I., Shvets V. I., Didkovsky A. V., Antipin E. V.</i> Effect of on-metallic inclusions of rail steel on welded joint formation	28
<i>Kachinsky V. S., Kuchuk-Yatsenko S. I., Koval M. P., Goncharenko E. I.</i> Technology and equipment for press magnetically-impelled arc welding of position joints of small-diameter pipes in site and stationary conditions	33

ELECTRON BEAM WELDING

<i>Nesterenkov V. M., Khripko K. S.</i> Technology and equipment for electron beam welding of structures for aerospace industry	39
<i>Nesterenkov V. M., Kravchuk L. A., Arkhangelsky Yu. A.</i> Electron beam welding of centrifugal compressor impellers	48
<i>Grechanyuk N. I., Kucherenko P. P., Melnik A. G., Grechanyuk I. N., Smashnyuk Yu. A., Grechanyuk V. G.</i> New electron beam equipment and technologies for producing of advanced materials using vacuum melting and evaporation methods, developed at SPE «ELTEKHMASH»	53
<i>Kramarenko V. A., Nesterenkov V. M., Zagornikov V. I.</i> New optical observing system in electron beam guns	61
<i>Matvejchuk V. A.</i> Systems for visualization of welding processes in real-time mode using noise-proof channel for transfer of secondary electron emission signal	64
<i>Akhonin S. V., Grigorenko S. G., Belous V. Yu., Taranova T. G., Selin R. V., Vrzhezhevsky E. L.</i> Electron beam welding of complexly-alloyed high-strength titanium alloy	69

FRICION STIR WELDING

<i>Majstrenko A. L., Lukash V. A., Zabolotny S. D., Strashko R. V.</i> Application of friction stir method for joining of magnesium alloys and their structure modifying	74
<i>Grigorenko G. M., Poleshchuk M. A., Adeeva L. I., Tunik A. Yu., Zelenin E. V., Stepanyuk S. N.</i> Peculiarities of structure of Cu-Cu, Ni-Cu and steel-Cu joints, produced by overlap friction stir welding method	82
<i>Markashova L. I., Poklyatsky A. G., Kushnareva O. S.</i> Effect of structure on properties of aluminium-lithium alloy welded joints produced by argonarc and friction stir welding methods	88
<i>Poklyatsky A. G., Knysh V. V., Klochkov I. N., Motrunich S. I.</i> Peculiarities and advantages of friction stir welding of butt joints of thin-sheet aluminium-lithium alloys	93

**International Conference
«ADVANCED WELDING TECHNOLOGIES»**

HYBRID TECHNOLOGIES OF WELDING

<i>Majstrenko A. L., Nesterenkov V. M., Strashko R. V., Zabolotny S. D., Tkach V. N.</i> Hybrid technology combining electron beam welding and friction stir welding in the processes of repair of aircraft structure elements of magnesium alloys	99
<i>Grinyuk A. A., Korzhik V. N., Shevchenko V. E., Babich A. A., Peleshenko S. I.</i> Hybrid technologies of welding of aluminum alloys based on consumable electrode arc and constricted arc	107
<i>Markashova L. I., Poznyakov V. D., Berdnikova E. N., Zhdanov S. L., Shelyagin V. D., Alekseenko T. A.</i> Structure and properties of welded joints of 14KhGN-2MDAFB steel in hybrid laser-arc welding	114
<i>Poznyakov V. D., Shelyagin V. D., Zhdanov S. L., Bernatsky A. V., Siora A. V.</i> Comparative evaluation of properties of high-strength N-A-XTRA-70 steel welded joints produced using arc, laser and hybrid laser-arc welding	124

3D ADDITIVE TECHNOLOGIES

<i>Korzhik V. N., Khaskin V. Yu., Grinyuk A. A., Tkachuk V. I., Peleshenko S. I., Korotenko V. V., Babich A. A.</i> 3D printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies (Review)	127
<i>Senchenkov I. K., Ryabtsev I. A., Turyk E., Chervinko O. P.</i> Using the theory of growing bodies in calculation of stress-strain states of the parts, manufactured applying additive surfacing technologies	135
<i>Akhonin S. V., Vrzhizhevsky E. L., Belous V. Yu., Petrichenko I. K.</i> 3D electron beam surfacing of titanium parts	141
<i>Shapovalov V. A., Yakusha V. V., Gnizdylo A.N., Nikitenko Yu. A.</i> Application of additive welding technologies for growing of large profiled tungsten and molybdenum single crystals	145
<i>Zhukov V. V., Grigorenko G. M., Shapovalov V. A.</i> Additive production of metallic products (Review)	148
<i>Yushchenko K. A., Yarovitsyn A. V., Chervyakov N. O.</i> Dependencies of discrete-additive formation of microvolumes of metal being solidified in multilayer micro-plasma powder surfacing of nickel alloys	154
<i>Shapovalov V. A.</i> Application of welding technologies for suppression of liquation in large ingots	162

ECOLOGY IN WELDING PRODUCTION

<i>Matusiak J., Wyciślik J.</i> Resistance welding of coated steel plates in the aspect of environmental conditions	166
<i>Szubert L., Skoczewski P., Matusiak J., Wyciślik J.</i> Measurement and analytical system for welding parameters and noise level during manufacturing process of welded structures	173

INFORMATION

New generation of welding systems TransPocket 150/180	179
Production of ceramic fluxes in Russia. Agglomerated flux OK Flux 10.71	182

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ РЕЛЬСОВ СОВРЕМЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, А. В. ДИДКОВСКИЙ, В. И. ШВЕЦ, П. М. РУДЕНКО, Е. В. АНТИПИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На железных дорогах Украины в последнее пятилетие производится укладка высокопрочных рельсов нового поколения типа Р65 марки стали К76Ф производства комбината ПАО «МК «Азовсталь», а также высокопрочных рельсов типа Р65 марки стали 76Ф производства РФ с их сваркой в бесстыковые пути. В ИЭС проведены всесторонние исследования свариваемости этих рельсов контактным способом с целью разработки промышленных технологий их сварки. При сварке всех исследованных партий высокопрочных рельсов требуемые показатели механических свойств сварных соединений получены на режимах сварки, отличающихся низким энерговыделением, в 1,5...2,0 меньше, чем при сварке рельсов предыдущих поколений. Разработана технология сварки пульсирующим оплавлением, обеспечивающая высококонцентрированный нагрев и формирование качественных соединений высокопрочных рельсов различного производства, также разработано новое поколение машин для контактной сварки высокопрочных рельсов в стационарных и полевых условиях. Библиогр. 10, рис. 11, табл. 3.

Ключевые слова: контактная сварка, оплавление, железнодорожные рельсы, высокопрочные рельсы, пульсирующее оплавление, непрерывное оплавление, дефекты в рельсах, контроль качества, бесстыковой путь

Все больше на железных дорогах Украины используется укладка высокопрочных рельсов нового поколения с их сваркой в бесстыковые пути. Преимущественно применяются высокопрочные рельсы Р65 из стали марки К76Ф производства комбината ПАО «МК «Азовсталь», а также высокопрочные рельсы

Р65 из стали марки 76Ф производства РФ. В ИЭС проведены всесторонние исследования свариваемости этих рельсов контактным способом с целью разработки промышленных технологий их сварки. При этом исследовали также свариваемость современных высокопрочных рельсов R350HT, выпускае-

Таблица 1. Химический состав стали рельсов различных производителей и марок

Марка стали (страна)	Химический состав, мас. %				
	C	Mn	Si	V	Ti
К76Ф (Украина)	0,71...0,82	0,80...1,30	0,25...0,45	0,03...0,07	-
76Ф (РФ)	0,71...0,82	0,75...1,05	0,25...0,45	0,03...0,15	-
ВС-350Я 350ЛДТ (Япония)	0,72...0,82	0,7...1,2	0,35...1,0	0,01	0,025
R350HT (Австрия)	0,72...0,82	0,15...0,60	0,65...0,75	0,03	-

Продолжение табл. 1.

Марка стали (страна)	Химический состав, мас. %				Механические свойства		
	Cr	P	Al	S	Временное сопротивление σ_v , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Твердость <i>HB</i>
К76Ф (Украина)	-	0,035	0,015	0,045	1196	800	341...388
76Ф (РФ)	-	0,025	0,02	0,03	1280	870	370...409
ВС-350Я 350ЛДТ (Япония)	0,3...0,7	0,025	0,005	0,02	1240	860	362...400
R350HT (Австрия)	0,15	0,025	0,004	0,03	1175	840	350...390

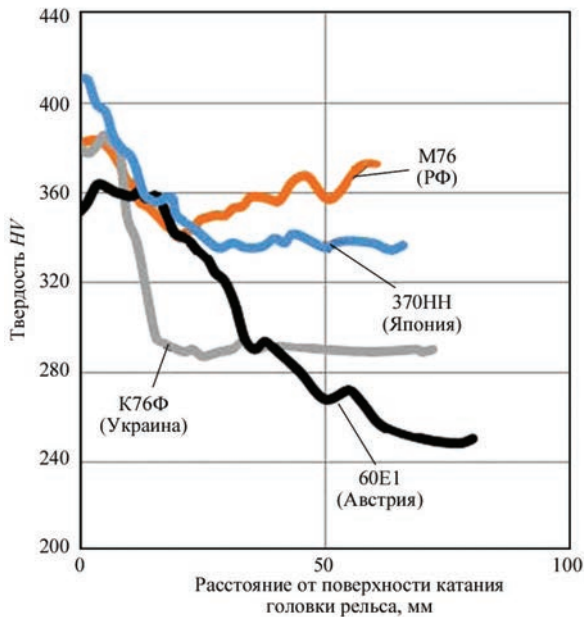


Рис. 1. Распределение твердости в основном металле рельсов в вертикальной плоскости

мых известными фирмами «Voestalpine Schienen GmbH» (Австрия), и рельсы ВС-350Я 350ЛДТ «Nippon Steel» (Япония). В табл. 1 приведен химический состав и механические свойства перечисленных сталей.

При изготовлении всех исследуемых рельсов используются современные технологии конвертерного производства с непрерывной разливкой стали и непрерывной прокаткой.

В рельсах из стали К76Ф используется дифференцированная, а из стали 76Ф объемная закалка. Твердость закаленного по поверхности

головки рельса из стали К76Ф слоя составляет HV 374...401 (рис. 1), глубина закаленного слоя различная и составляет от 7 до 15 мм. Твердость базового материала находится в пределах HV 250...300. Микроструктура всех приведенных в табл.1 рельсовых сталей сорбитная, выделения свободного феррита практически отсутствуют (рис. 2). Характерной особенностью заэвтектоидной рельсовой стали ВС-350Я является наличие вдоль границ первичных аустенитных зерен, выделений карбида железа. Необходимо отметить, что рельсы производства R350HT отличаются крупным первичным аустенитным зерном — оценочно балл зерна 3...4. Несколько ниже размер аустенитных зерен рельсов К76Ф. Структура стали для рельсов ВС-350Я и 76Ф более мелкозернистая — балл их аустенитного зерна составил 5...6.

Режимы сварки при непрерывном оплавлении (НО) определяются программами изменения основных параметров, приведенных для рельсов Р65 в работе [1, 2]. В качестве основного параметра, определяющего энергозатраты, принята длительность оплавления, которая для рельсов Р65 составляет 180 с. Сварку контрольных партий рельсов в количестве 10 шт. выполняли на стационарной машине К1000, а также на мобильной машине К922 (обе машины конструкции ИЭС им. Е. О. Патона, изготовлены на заводе ПАТ «КЗЭСО»). Сваренные образцы рельсов длиной 1,22 м после удаления грата испытывали на статический механический изгиб по стандартной методике, принятой в мировой практике [3]. Металлографические исследования сварных соединений проводили на световом микроскопе «Неофот 32»,

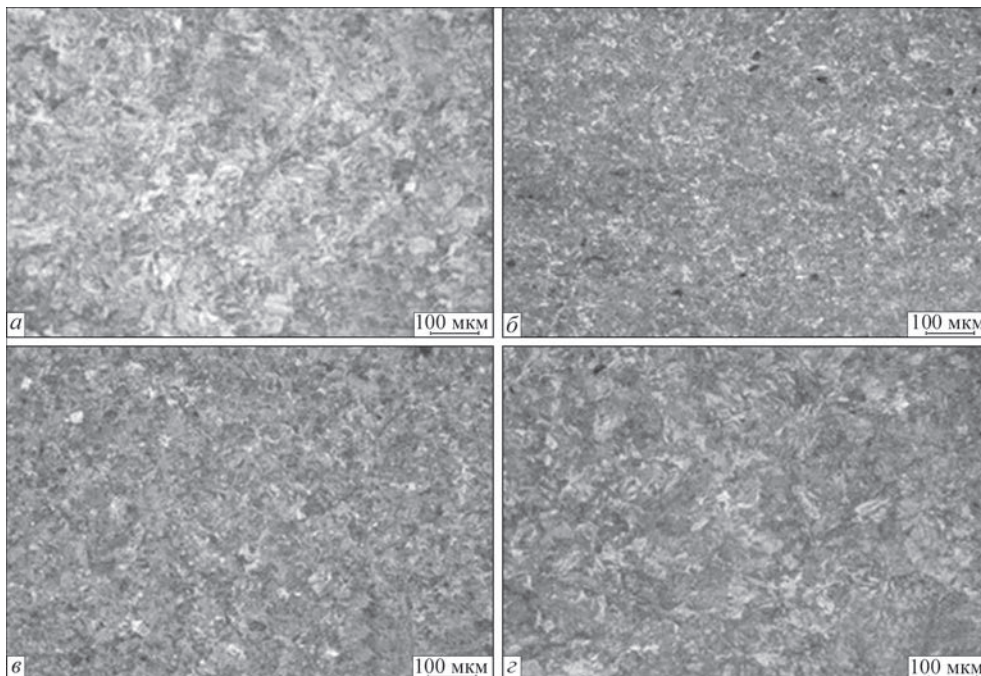


Рис. 2. Микроструктура основного металла рельсовой стали: а — К76Ф (ПАО «МК «Азовсталь», Украина); б — 76Ф («Евраз» НТМК, ЗСМК, РФ); в — ВС-350Я 350 ЛДТ («Nippon Steel», Япония); г — R350HT («Voestalpine Schienen GmbH», Австрия)

Таблица 2. Результаты испытаний на статический механический изгиб различных марок партий рельсов, сваренных на разных режимах

Номер режима	Стандарт и марка стали	Время сварки	Разрушающая нагрузка, кН	Стрела прогиба, мм	Примечание	
	Украины		160	≥30		ТУ У 24.1-40075815-002:2016
	РФ		210	≥27		СТО РЖД 1.08.002-2009
	Евростандарт		160	≥20		EN 14587-1:2007 E
1	К76Ф	180 ... 200	$\frac{1750...2100}{2100}$	$\frac{17...32}{20}$	НО	
2	К76Ф	130 ... 140	$\frac{1800...2000}{1900}$	$\frac{14...30}{19}$	НО	
3	К76Ф	70...80	$\frac{2150...2400}{2250}$	$\frac{35...55}{40}$	ПО	
4	К76Ф	30...40	$\frac{1750...2000}{1950}$	$\frac{25...35}{28}$	ПО	
5	К76Ф	70...80	$\frac{2000...2300}{2150}$	$\frac{35...45}{38}$	ПО	
5	76Ф	70...80	$\frac{2300...2600}{2450}$	$\frac{30...46}{38}$	ПО	
5	BC-350Я	70...80	$\frac{2620...2660}{2650}$	$\frac{32...40}{40}$	ПО	
5	R350HT	70...80	$\frac{2770...3050}{3000}$	$\frac{58...66}{60}$	ПО	

а фрактографические исследования и микрорентгеноспектральный анализ поверхности излома — на Оже-микросонде JAMP 9500F фирмы «JEOL» (Япония). Предварительно были сварены партии рельсов из стали 76Ф (РФ) с использованием технологии сварки НО [4]. Такая технология успешно применяется на железных дорогах Украины, стран СНГ и других стран, где используется рельсосварочное оборудование, разработанное в ИЭС. При этом обеспечиваются требуемые показатели механических свойств сварных стыков неупрочненных рельсов.

Для сварных соединений высокопрочных рельсов минимальные значения разрушающих на-

грузок и стрел прогиба, установленных ТУ, приведены в табл. 2. В табл. 2 (режим 2) приведены результаты испытаний на статический изгиб партии высокопрочных рельсов, сваренных НО. Как видно из приведенных данных, разрушающая нагрузка при испытаниях соответствует нормативным требованиям, а показатели прогиба значительно ниже. На поверхности излома швов не обнаружены дефекты. По линии соединения и примыкающим слоям металла наблюдается крупнозернистая структура первичных аустенитных зерен (рис. 3, а), балл зерна 2...3. По границам зерен первичного аустенита четко наблюдается сплошная сетка ферритных выделений, что свиде-

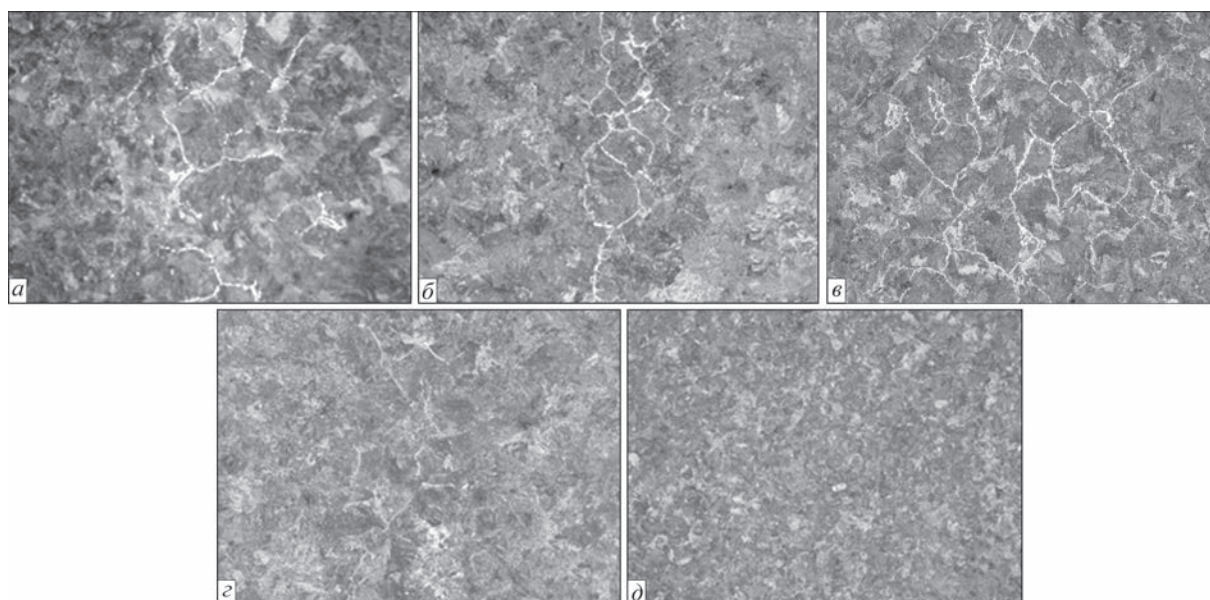


Рис. 3. Микроструктура (×100) металла ЗТВ сварных соединений: а — К76Ф (НО); б — К76Ф (ПО); в — 76Ф (ПО); г — BC-350Я (ПО); д — R350HT (ПО)

Контактная стыковая сварка

тельствует о низких пластических свойствах этого участка.

Из практики контактной сварки известно [5–7], что снижение энергозатрат при сварке позволяет улучшить структуру металла по линии соединения и примыкающим участкам, в частности, уменьшить размеры зерен и выделение феррита по их границам.

Была сварена НО партия рельсов К76Ф с пониженным ($t_{св} = 130 \dots 140$ с) энергозатратами (температурное поле, соответствующее этому режиму 2 (см. табл. 2), приведено на рис. 4, кривая 3). При испытаниях сварных образцов из этой партии наблюдалось понижение показателей пластичности (табл. 2). Причиной снижения пластических свойств в большинстве случаев является формирование в плоскости соединения дефектов, определяемых как «маховые пятна» (МП), площадью от 10 до 50 мм² (рис. 5).

Как показали проведенные исследования, в микроструктуре МП на фоне преимущественно ямочного излома матрицы (встречаются единичные фасетки скола), присутствуют многочисленные оплавленного вида включения силикатов размером до 10 мкм.

Дефекты с размерами более 30 мм заметно снижают результаты исследований на изгиб, особенно если они находятся в зоне растяжения. В большинстве нормативных документов различных стран, регламентирующих оценку качества, наличие МП с суммарной площадью до 30 мм² не является браковочным признаком. При наличии пятен большей площади в нескольких образцах из

одной контрольной партии принимается решение о необходимости доработки технологии.

Целью проведенных исследований было выяснение путей предотвращения формирования дефектов типа МП при сварке с пониженным энергозатратами. Установлено, что формирование указанных дефектов во многом определяется процессами оплавления, протекающими в финальной его стадии, предусмотренной программой (интенсивным оплавлением, переходящим в осадку). В этот период на торцах оплавленных деталей формируется расплав (рис. 6). В расплаве всегда имеются продукты его окисления воздухом, содержащиеся из искрового зазора. Если расплав успевает закристаллизоваться до включения осадки, то полностью его удалить за счет деформации не удастся. Длительность кристаллизации для расплава на торцах оплавленных деталей:

$$t_p \rightarrow \frac{A\delta_{ж}}{\lambda \frac{d\theta}{dx}} \geq \frac{\delta_{3,max}}{v_k}, \quad (1)$$

$$\frac{d\theta}{dx} \rightarrow f(\theta, v_{опл}, A_2),$$

где $\delta_{3,max}$ — максимальная величина искрового зазора; v_k — конечная скорость оплавления; Q — температура плавления свариваемых материалов; $\lambda(d\theta/dx)$ — градиент температурного поля при оплавлении перед осадкой; $\delta_{ж}$ — величина зазора в местах, где на поверхности оплавления имеют максимальную величину; A, A_2 — безразмерный параметр, зависит от теплофизических констант свариваемого материала ($c_p, \gamma, \theta_{пл}, \theta_{ж}$).

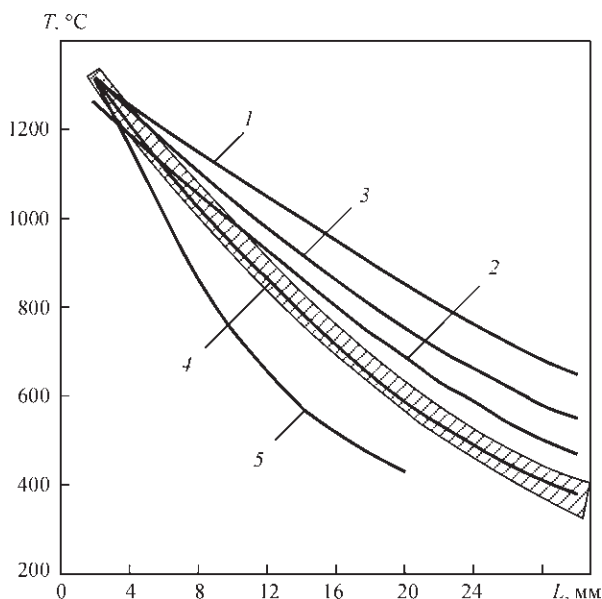
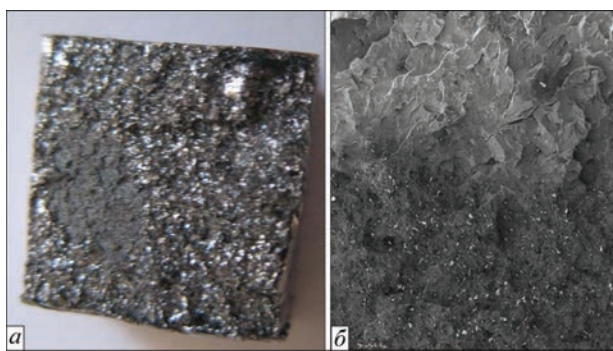


Рис. 4. Распределение температуры в ЗТВ перед осадкой при сварке рельсов Р65 на различных режимах: 1–3 — НО с программным понижением напряжения, соответственно (1 — $t_{св} = 210 \dots 240$ с; 2 — 180...200; 3 — 140...160); 4, 5 — ПО, соответственно: 4 — $t_{св} = 70 \dots 80$ с; 5 — 30...40



Номер участка	С	О	F	Al	Si	Mn	Fe	Место исследования
1	3,27	66,66	3,49	1,11	16,48	8,12	0,86	Силикат
2	1,63	61,08	2,73	2,15	16,70	14,73	0,99	Силикат
3	2,41	68,91	3,16	1,32	16,39	6,90	0,90	Силикат
4	4,43	1,57	0	0,11	0	0,80	93,09	Матрица
5	5,51	0,86	1,88	0	0,18	0,81	90,76	Матрица
6	4,70	1,50	0	0	0,15	1,11	92,54	Матрица

Рис. 5. Макро- (а), микроструктура (б) и результаты анализа химического состава поверхности излома соединений рельсов МП

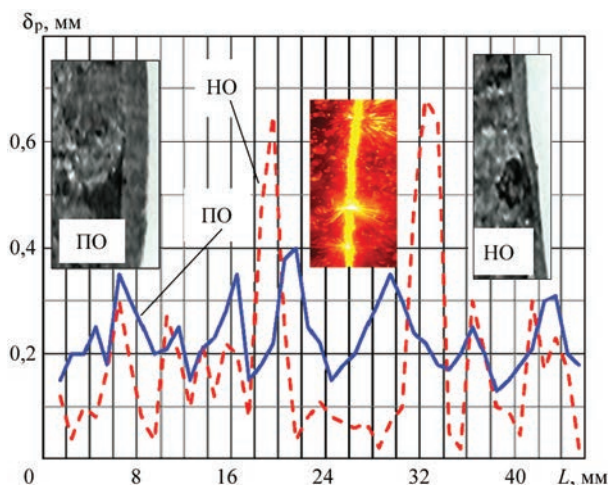


Рис. 6. Распределение расплава на поверхности оплавления головки рельса К76Ф при сварке ПО и НО

Из выражения (1) следует, что допустимая длительность кристаллизации расплава снижается с увеличением градиента температурного поля и вероятность образования дефектов возрастает.

Уменьшение величины $\delta_{з.мах}$ или увеличение $\delta_{ж}$ способствует увеличению длительности существования расплава до кристаллизации. Максимальная величина $\delta_{ж}$ определяется теплофизическими свойствами расплава и силами поверхностного натяжения, удерживающими расплав на оплавляемой поверхности. В реальных условиях толщина слоя расплава нестабильна (рис. 6, НО), что определяется взрывообразным характером оплавления. Величина δ_3 определяется в значительной степени величиной напряжения при оплавлении.

Применение пульсирующего оплавления (ПО) [8] позволяет путем многофакторного регулирования напряжения, тока и скорости перемещения деталей подавлять взрывообразный процесс разрушения элементарных контактов при оплавлении. За счет этого удается поддерживать высокий термический КПД процесса для всего периода оплавления и получать высококонцентрированный на-

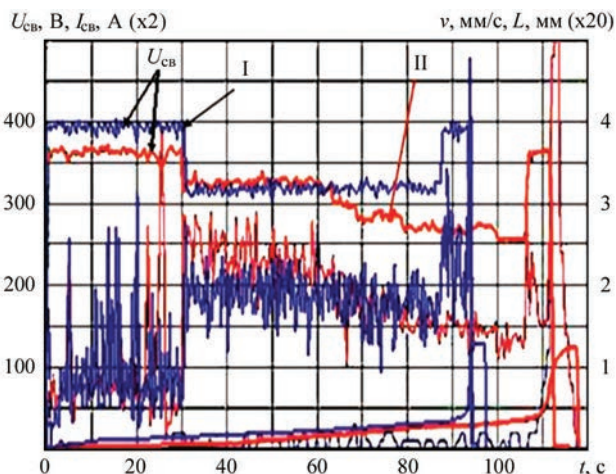


Рис. 8. Запись основных параметров процесса ПО

грев. Кроме того, поверхность оплавления при ПО более ровная (рис. 7, а, б), глубина кратеров, и соответственно, $\delta_{искр}$ уменьшается в 1,5...2,0 раза, а толщина расплава на поверхности рельса стабильно поддерживается постоянной достаточно высокой (рис. 6, ПО).

На рис. 8 приведена запись основных параметров процесса ПО при сварке рельсов. При ПО, как и при НО, основные параметры процесса задаются программами изменения напряжения, сварочного тока, скоростью оплавления и перемещения. Типовая программа приведена на рис. 8 (кривая I). Начальный период процесса проходит в режиме НО с последующим ПО. Сварочный ток при переходе на ПО возрастает почти в 3 раза, при этом скорость оплавления остается на постоянном уровне, а энергозатраты определяются длительностью процесса оплавления.

При использовании процесса ПО представляется возможным получать качественные соединения при снижении энергозатрат в 2...3 раза по сравнению с традиционными режимами сварки, принятыми при НО и с подогревом сопротивлением, при этом нет опасности появления МП. Например, при сварке рельсов из стали К75Ф ПО



Рис. 7. Поверхность оплавления рельсов Р65 перед осадкой при НО (а), ПО (б) и макроструктура сварных соединений рельсов при использовании НО (в) и ПО (г)

Контактная стыковая сварка

качественные соединения были получены при длительности сварки 30...40 с (см. рис. 4, кривая 5). Показатели испытаний на изгиб соответствовали требованиям ТУ (см. табл. 2, режим 4), а в изломах соединений не было выявлено каких-либо дефектов. На базе проведенных исследований были определены для каждой из перечисленных рельсовых сталей оптимальные уровни энергозатрат, обеспечивающие наиболее высокие показатели прочности и пластичности.

На рис. 4, кривая 4 приведено оптимальное распределение температуры в зоне сварки рельсов из стали К76Ф, обеспечившее получение наиболее высоких показателей механических свойств при испытаниях сваренных рельсов на статический изгиб (табл. 2, режим 5). Из сравнения структуры макрошлифов, приведенных на рис. 7, видно, что общая ширина ЗТВ при сварке ПО вдвое меньше, чем при сварке с использованием традиционной технологии НО. Показатели механических испытаний на статический изгиб превышают нормативные показатели, установленные ТУ как по разрушающей нагрузке, так и по прогибу (табл. 2, режим 5).

В промышленных условиях точное воспроизведение оптимальных режимов нагрева при жестко заданных программах изменения основных параметров весьма проблематично. Исследованиями, проведенными в лабораторных и производственных условиях, установлены основные факторы, влияющие на стабильность воспроизведения заданных режимов нагрева и устойчивого оплавления. В частности, было установлено влияние точности подготовки торцов рельсов перед сваркой, а также колебаний напряжения в электросети источника энергоснабжения на стабильность нагрева. Неточная обрезка (более ± 1 мм), а также колебания напряжения в сети приводят к нестабильному нагреву. Для устранения этих затруднений совершенствование технологии выполнялось по двум направлениям. Были проведены исследования по определению влияния различных факторов на точность энергозатрат и установлены допустимые их отклонения в процессе производства. Одновременно выполнена разработка автоматических систем управления процессом нагрева и оплавления, которая позволяет корректировать программы нагрева таким образом, чтобы обеспечить постоянство энергозатрат. На рис. 4 определены области, характеризующие нагрев при предельно допустимых изменениях энергозатрат, при которых обеспечиваются требуемые по нормативам механические свойства сварных соединений.

Технологии контактной сварки высокопрочных рельсов из стали К76Ф, 76Ф, ВС-350Я и R350НТ. В основу разработанных технологий

приняты программы изменения основных параметров, апробированные при сварке рельсов из стали К76Ф в производственных условиях. Основные показатели, принятые для каждого типа рельсов, режимы сварки приведены на рис. 4. Они базируются на разработанных программах и отличаются длительностью процесса нагрева, градиентом температурного поля и соответственно энергозатратами, а также необходимым усилием осадки. Величина напряжения, средняя потребляемая мощность, укорочение деталей при сварке поддерживаются системами автоматического управления на постоянном уровне. Существенно отличаются пределы допустимых отклонений для заданных значений энергозатрат. Для рельсов из стали 76Ф установлены более жесткие ограничения энергозатрат, чем для других исследованных партий высокопрочных рельсов. Это обусловлено повышенным содержанием неметаллических включений в рельсах «Евраз» ЗСМК. На рис. 3 приведены фотографии микроструктуры сварных соединений всех исследованных партий, сваренных на оптимальных режимах. Общая ЗТВ в 2 раза меньше, чем принято при сварке НО. В зоне сварки рельсов всех партий наблюдается увеличение твердости с некоторым ее снижением по границам зоны и в центре (рис. 9). Это обусловлено изменением структуры металла в зоне отпуска на границах ЗТВ и снижением содержания углерода в плоскости соединения. Ширина этих участков незначительна и не влияет на износостойкость поверхности головки катания рельсов.

На участках с повышенной твердостью наблюдается структура сорбита. В целом изменение твердости находится в допустимых пределах для перечисленных рельсов, а при проведении всесторонних металлографических исследований в ЗТВ мартенситных структур обнаружено не было.

Контрольные партии сваренных рельсов прошли всесторонние испытания. При проверке с использованием разрушающих и неразрушающих методов контроля во всех контрольных партиях дефектов не выявлено. Результаты испытаний контрольных партий на статический изгиб по

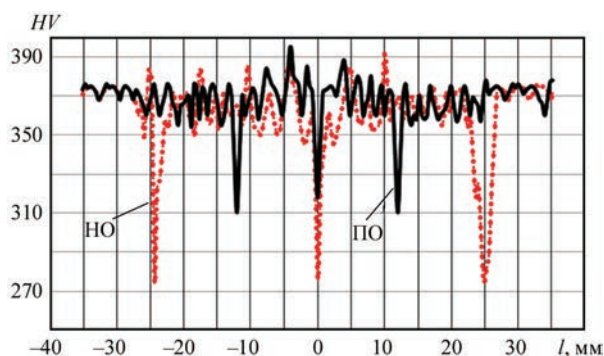


Рис. 9. Распределение твердости на поверхности катания стыка рельса Р65, выполненного НО и ПО

международной методике приведены в табл. 2. Результаты испытаний соответствуют нормативам в Украине и ЕС. При этом необходимо учитывать, что все сварные соединения не подвергались послесварочной термообработке.

Самонастраивающаяся система автоматического регулирования процессом контактной сварки пульсирующим оплавлением высокопрочных рельсов. Как и при НО, при ПО задается программа основных параметров процесса оплавления, определяющих его устойчивость и заданное энергозатрачивание при сварке, к ним относятся напряжение и ток в сварочной цепи, скорость оплавления, величина напряжения, усилие, развиваемое приводом сварочных машин, и величина деформации при осадке. Программы автоматически корректируются с использованием обратных связей. Разработанные алгоритмы управления этими параметрами предусматривают их взаимосвязь с изменением в процессе сварки напряжения холостого хода в электрической сети, а также сопротивления короткого замыкания сварочной цепи машины.

На рис. 8 приведены типовая запись параметров при сварке рельсов типа Р65 из стали К76Ф в производственных условиях на одном из рельсосварочных предприятий Украины. Кривая I (рис. 8) соответствует сварке на оптимальном режиме, кривая II зарегистрирована, когда напряжение сети снизилось на 50 В, что могло существенно повлиять на качество соединений, если бы программа не корректировалась в процессе сварки. Благодаря наличию в системе обратных связей, программа изменилась таким образом, чтобы энергозатрачивание оставалось постоянным. Автоматическая корректировка установленной программы происходит также при изменении других параметров процесса, например, при увеличении сопротивления короткого замыкания сварочной машины в результате перегрева или неудовлетворительного состояния вторичного контура, а также неудовлетворительной зачистки поверхности свариваемых рельсов. Естественно, возможности автоматической системы регулирования параметров не беспредельны и не могут предотвратить грубые нарушения принятых условий эксплуатации оборудования. Она позволяет расширить диапазон допустимых отклонений и обеспечить высокую воспроизводимость заданных программ сварки. При этом появляется дополнительная возможность контроля качества соединений по результатам анализа изменений в процессе сварки всех перечисленных параметров. На каждый сваренный стык рельсов компьютерная система управления сварочной машины выдает паспорт, где в текстовом и графическом виде зарегистри-

ровано изменение основных параметров, а также их реальные отклонения от заданных оптимальных значений. Разработаны алгоритмы контроля, на основе которых система выдает оценку качества сваренного стыка в режиме реального времени. Результаты контроля выдаются сразу по выполнении сварки на дисплее сварочной машины для информации оператора, и одновременно по электронной почте передаются в диагностический центр, где производится более тщательный анализ с учетом результатов неразрушающего контроля и контрольных испытаний образцов. Результаты операционного контроля в виде сменного рапорта внесены как регламентирующий документ в утвержденном ТУ на выполнение сварки и успешно применяются на всех рельсосварочных предприятиях «Укрзалізниці». Совместно с Диагностическим центром «Укрзалізниці» создается система единого удаленного мониторинга качества соединений рельсов не только в стационарных, но и в полевых условиях, куда сейчас перемещается основной объем сварочных работ.

ИЭС совместно с Диагностическим центром обработали большой объем информации (несколько десятков тысяч стыков) о качестве сварки соединений высокопрочных рельсов и сопутствующей информации о состоянии сварочного оборудования. На основе этой информации были уточнены алгоритмы оценки качества сварных соединений при операционном контроле. Внесены предложения по выполнению обслуживания сварочного оборудования и профилактическому его обследованию.

Сварка рельсов с натяжением. При строительстве и ремонте бесстыковых путей [9, 10] возникает проблема стабилизации температурно-напряженного состояния пути. В большинстве средних широт температурный интервал составляет 90 °С. Уровень напряжений в рельсах изменяется в диапазоне 50...—40 °С. Его снижают за счет более жесткого закрепления рельсов на шпалах, что требует комплекса мер по ужесточению основания пути, а также производится периодическая разгрузка напряженности в рельсах за счет смены два раза в год (весной и осенью) рельсов-вставок соответствующей длины. Аналогичная проблема разгрузки возникает при необходимости ремонта пути, когда вместо вырезанного с дефектом участка вставляется новый рельс, который приваривается к плети в двух соединениях (в точках А и В, рис. 10). В соответствии с нормативными документами в Украине и других странах для сварки в главных путях допускается только контактная сварка, обеспечивающая реальную равнопрочность с основным металлом, в том числе по показателям усталостной прочности. При

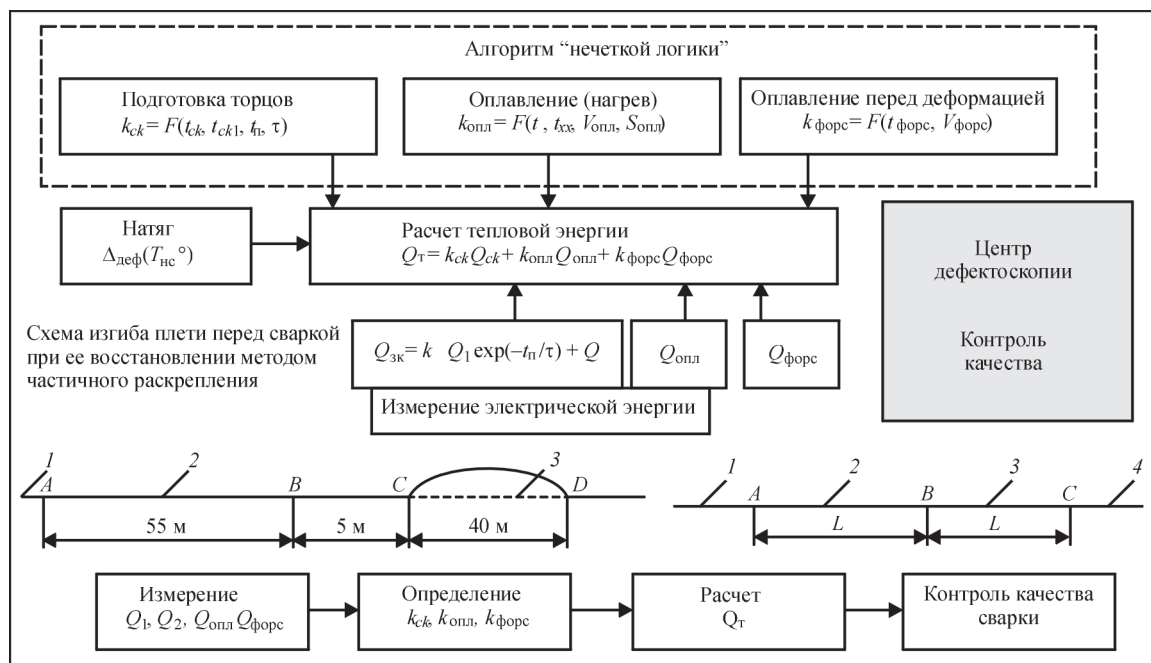


Рис. 10. Система автоматического многофакторного регулирования параметров сварочного процесса при сварке высокопрочных рельсов из стали марки К76Ф

контактной сварке рельсы укорачиваются, а припуск на оплавление задается программой. Поэтому для получения требуемого припуска на сварку двух стыков привариваемый рельс изгибается в горизонтальной либо в вертикальной плоскости на величину, которая обеспечивает требуемый припуск на сварку. При этом привод машины должен обеспечивать высокую точность укорочения рельсов на завершающей стадии осадки. Такая технология при ремонте путей применяется на железных дорогах Украины и других стран, что нашло отражение в нормативных документах. В процессе выполнения этих операций возникло предложение осуществлять сварку без изгиба привариваемого рельса и необходимый припуск на сварку получить за счет натяжения обеих свариваемых плетей (рис. 10, плети 2 и 3).

При использовании технологии сварки ПО припуск на сварку уменьшается почти в два раза по сравнению с принятыми технологиями сварки рельса в пути. Это облегчает решение задачи по использованию припуска при оплавлении как параметра управления натягом плетей во время сварки замыкающих стыков. В программу сварки, задающей перемещение при оплавлении, добавляются новые параметры, определяющие усилие и величину натяга. В результате был определен общий алгоритм управления, учитывающий условия выполнения работ (температуру укладки бесстыкового пути и окружающей среды при сварке) и соответственно необходимые параметры натяжения. Оператор-сварщик при этом вводит только данные о разнице температур, при которой производится сварка, все последующие операции,

вплоть до удаления грата, выполняются автоматически. После сварки в сваренных плетях рельсов на ремонтируемом участке восстанавливается требуемое температурно-напряженное состояние.

В развитие технологии контактной сварки рельсов с натягом была разработана более радикальная технология реконструкции железнодорожных путей, предусматривающая их полное обновление. При укладке бесконечного бесстыкового пути сварку плетей длиной до 1000 м выполняют с натягом, создавая в них постоянные растягивающие напряжения. Их величина рассчитывается из условия, что при изменении температуры в интервале изменения температур от -5 до 30 °С в плети будут сохраняться только растягивающие напряжения, величина которых не превышает $10...15$ МПа (для средних широт). Такую технологию с использованием сварочного оборудования, разработанного в ИЭС (впервые с участием специалистов ИЭС) применила американская фирма «Norfolk Southern Corporation». В течение последних лет на железных дорогах этой фирмы свариваются непрерывные бесстыковые пути протяженностью несколько сотен км (от станции до станции).

Новые поколения оборудования для контактной сварки высокопрочных рельсов. Для осуществления разработанной технологии сварки высокопрочных рельсов в ИЭС разработано новое поколение рельсосварочных машин, технические характеристики которых приведены в табл. 3. Серийный выпуск такого оборудования по разработкам ИЭС выполняет Каховский завод электросварочного оборудования. Сварочные ма-

Таблица 3. Технические характеристики рельсовсварочных машин

Параметры (сварочные и машинные)	Типы машин					
	K355A-1	K900A-1	K920-1	K921	K922-1	K922-2
Номинальный первичный ток (ПВ = 50 %), А	395	395	540	540	540	540
Номинальная мощность (ПВ = 50 %), кВ·А	150	170	210	210	210	210
Коэффициент трансформации	60	60	54	54	54	54
Номинальное усилие осадки, кН (кгс)	450 (45000)	500 (50000)	1000 (100000)	1500 (150000)	1200 (120000)	1200 (120000)
Номинальное усилие зажатия, кН (кгс)	1250 (125000)	1200 (120000)	2500 (250000)	3750 (375000)	2900 (290000)	2900 (290000)
Скорость осадки на холостом ходу, мм/с не менее	20	25	35	35	40	50
Ход машины, мм	70	70	90	150	100	150
Масса сварочной головки, кг, не более	2375	2500	2900	4200	3450	3500
Масса комплекта поставки, кг, не более	4000	4100	4500	6000	5150	5100
Габаритные размеры (ВхHхL), мм	810x1059 x1140	1030x1140 x1550	1060x1195 x1600	1190x1400 x2430	1060x1300 x1895	1060x1300 x2050

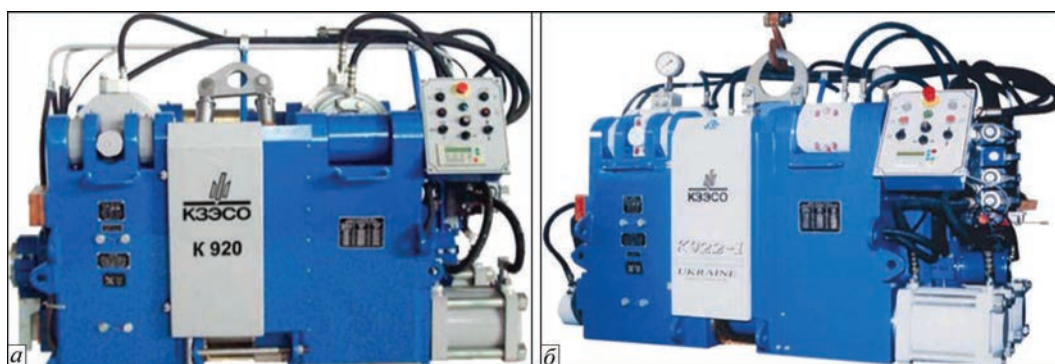


Рис. 11. Мобильные машины для сварки рельсов: а — K920; б — K922-1

шины используются в стационарных и полевых условиях. Несмотря на конструктивные отличия в исполнении механических узлов машин, они имеют общие элементы автоматического управления процессом сварки, энерговозложения, системы контроля и алгоритмы автоматического управления. Все эти новые разработки позволяют в полной мере реализовать преимущество технологии сварки ПО.

В них используются автоматические системы управления ПО, базирующиеся на применении быстродействующих гидроприводов, адаптивных электрических систем управления быстропротекающих электрических процессов. Их разработка и применение позволили в значительной степени исключить неблагоприятное изменение условий эксплуатации на стабильность воспроизведения заданных режимов сварки. Во всех машинах применяются системы автоматического операционного контроля качества соединений на базе регистрируемых отклонений от заданных значений. Определены алгоритмы оценки качества в функции этих отклонений и введение их в электрон-

ной форме в общую систему в режиме реального времени.

Новые машины (рис. 11) обеспечивают усилия осадки, в 2,0...2,5 раза превышающие аналогичные показатели машин предыдущего поколения (K355, K900). Это позволяет использовать режимы сварки ПО высокопрочных рельсов различных производителей. Кроме того, значительно расширяются возможности для применения технологий сварки с натяжением. Гидропривод машин позволяет развивать усилие до 150 т и натягивать рельсовые плети на расстояние до 300 мм для выполнения вспомогательных операций при работе с длинномерными плетями.

Выводы

При сварке всех исследованных партий высокопрочных рельсов требуемые показатели механических свойств сварных соединений получены на режимах сварки, отличающихся низким энерговозложением, в 1,5...2,0 меньше, чем при сварке рельсов предыдущих поколений.

Контактная стыковая сварка

Разработана технология сварки пульсирующим оплавлением, обеспечивающая высококонцентрированный нагрев и формирование качественных соединений высокопрочных рельсов различного производства.

Разработана и апробирована в производственных условиях система многофакторного регулирования параметрами процесса оплавления, обеспечивающая стабильное воспроизведение заданного энергозатрата при сварке рельсов различного состава. Определены допустимые пределы отклонений заданного значения.

Разработана и апробирована в производственных условиях система операционного контроля качества сварных рельсов.

Проведены всесторонние испытания сварных соединений различных категорий высокопрочных рельсов. По основным показателям сварные соединения удовлетворяют требованиям различных мировых стандартов.

Разработана технология сварки высокопрочных рельсов с натягом, обеспечивающая в процессе сварки оптимальный уровень внутренних напряжений в бесстыковом пути.

Разработано новое поколение машин для контактной сварки высокопрочных рельсов в стационарных и полевых условиях. Производство таких

машин освоил Каховский завод электросварочного оборудования (Украина).

1. Генкин И. З. Электроконтактная сварка рельсов / И. З. Генкин. – М.: Трансжелдориздат: технический справочник железнодорожника. Путь и путевое хозяйство. – 1951. – Т. 5. – С. 378–390.
2. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, В. Х. Лебедев. – К.: Наукова думка, 1976. – 213 с.
3. Рейки нові зварені для залізниць: ТУ У 27.1-40081293-002:2016. ТУ У 27.1-40081293-002:2016. «Дніпропетровське НКТБ КГ» філії «НДКТ» ПАТ «Укрзалізниця».
4. Генкин И. З. Сварные рельсы и стрелочные переводы / И. З. Генкин. – М.: Интекст, 2003 – 93 с.
5. Доценко В. Е. Контактная сварка рельсов / В. Е. Доценко. – М.: Машгиз, 1949. – 312 с.
6. Генкин И. З. Исследования, опыт сварки и эксплуатации объемно и поверхностно закаленных рельсов / И. З. Генкин // Технология производства железнодорожных рельсов. – Харьков: УкрНИИМета МЧМ, 1973. – С. 132–136.
7. Процесс непрерывного оплавления при контактной сварке / С. И. Кучук-Яценко, Н. К. Хрящева, В. Б. Шляпин [и др.] // Путь и путевое хозяйство. – 1973. – № 2. – С. 9–10.
8. Кучук-Яценко С. И. Интенсификация нагрева рельсов при контактной сварке импульсным оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, В. Г. Кривенко, М. В. Богорский // Автоматическая сварка. – 1977. – № 4. – С. 45–50.
9. Технічні вказівки по улаштуванню, укладанню, ремонту і утриманню безстыкової колії на залізницях України / Е. І. Даніленко, М. І. Карпов, М. Д. Костюк [та ін.]. – К.: Транспорт України, 2002.
10. Токарева А. Е. Восстановление дефектных плетей / А. Е. Токарева, Н. П. Виногоров // Путь и путевое хозяйство. – 2002. – № 4. – С. 121–141.

Поступила в редакцию 10.05.2015



ВСЕУКРАЇНЬСЬКА КОНФЕРЕНЦІЯ «СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ. УДОСКОНАЛЕННЯ ПІДГОТОВКИ КАДРІВ»

7–9 вересня 2016 р.

м. Маріуполь

- Підвищення якості і ефективності процесів зварювання та інших споріднених технологій
- Проблеми проектування, виготовлення і експлуатації зварних конструкцій
- Система сертифікації продукції зварювального виробництва
- Фізико-хімічні процеси при зварюванні та споріднених процесах
- Контроль якості та надійність зварних конструкцій
- Енерго- та ресурсозбереження у зварюванні
- Удосконалення підготовки кадрів в умовах багаторівневої системи вищої освіти
- Математичне, фізичне, імітаційне моделювання, комп'ютерні та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах
- Механізація та автоматизація у зварюванні та споріднених процесах
- Матеріалознавство у зварюванні та споріднених процесах

РОБОЧІ МОВИ КОНФЕРЕНЦІЇ
українська, російська, англійська

До початку роботи конференції будуть видані тези доповідей.

Найкращі доповіді будуть рекомендовані для видання в журналі «Вісник ДВНЗ «ПДТУ».

АДРЕСА ОРГАНІЗАЦІЙНОГО КОМІТЕТУ

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет (ПДТУ).
87500, м. Маріуполь, Донецька обл., Україна, вул. Університетська 7.
Тел. кафедри: (380) 629 44 65 91; (380) 629 44 62 16
E-mail: pstu.edu.oitzv@gmail.com

СТАТИСТИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ ПРОЦЕССОМ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ РЕЛЬСОВ. ДВУХУРОВНЕВАЯ СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, П. М. РУДЕНКО, В. С. ГАВРИШ, А. В. ДИДКОВСКИЙ, Е. А. АНТИПИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрен современный подход к созданию системы контроля и управления процессом контактной стыковой сварки рельсов, основанный на статистическом анализе совокупности данных, характеризующих этот процесс. Такой анализ позволяет обнаружить в полученных данных ряд ранее неизвестных и полезных интерпретаций знаний («обнаружение знаний в базах данных», англ. knowledge discovery in databases), необходимых для принятия решений по управлению процессом. Проведен анализ причин, которые могут приводить к отклонениям в ходе технологического процесса и, как следствие, к нарушению качества сварных стыков. Для выявления этих возмущений предложена двухуровневая система контроля и управления. На нижнем уровне в системе прямого цифрового управления используется традиционный контроль качества сварных соединений для «мгновенной» реакции на возникновения брака и предупреждения его дальнейшего распространения. На верхнем уровне (в диагностическом центре «Укрзалізниці») осуществляется статистическая обработка протоколов сварки рельсов для выявления возмущений, которые сложно проконтролировать прямыми измерениями. Разработанные алгоритмы прошли экспериментальную проверку и могут быть рекомендованы для дальнейшего внедрения в производство. Библиогр. 5, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, двухуровневая система контроля и управления, контроль параметров процесса, статистическое управление, техническое состояние оборудования, допусковой контроль

Современные системы контроля и управления процессом контактной стыковой сварки рельсов, установленные на всех сварочных машинах конструкции ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ нового поколения, позволяют измерить и рассчитать основные параметры процесса, по которым с определенной степенью достоверности можно судить о качестве сварного стыка. Эти данные в виде протокола сварки стыка фактически являются его паспортом. Полученные протоколы хранятся в течение всего времени эксплуатации сварных соединений в железнодорожном пути и образуют значительные массивы информации, которые, кроме свидетельства о приемке изделия для эксплуатации, можно использовать для выявления возмущений, которые влияют на процесс сварки, но не поддаются методам прямого измерения. Подобные способы обработки информации, т. н. Data Mining — добыча данных, интеллектуальный анализ данных, глубинный анализ данных, применяются для обнаружения в данных ранее неизвестных, нетривиальных, практически полезных и доступных интерпретаций знаний, необходимых для принятия решений в различных сферах человеческой деятельности.

Использование известных методов статистической обработки информации по стыкам, собранным за определенные отрезки времени на одних и тех же машинах, совокупности машин одного рельсосварочного предприятия (РСП) или отрасли

в целом, помогают оптимизировать условия эксплуатации сварочных машин и управление производством сварных рельсов в целом.

С этой целью в ИЭС была разработана двухуровневая система. На нижнем уровне в системе прямого цифрового управления используется традиционный контроль качества сварных соединений для «мгновенной» реакции в режиме реального времени на возникновение брака для предупреждения его дальнейшего распространения.

Далее информация о сварных стыках передается от сварочных машин рельсосварочных предприятий отрасли на верхний уровень — диагностический центр. В диагностическом центре осуществляется статистическая обработка протоколов сварки рельсов для выявления возмущений, которые сложно проконтролировать прямыми измерениями. Например, неудовлетворительное выполнение вспомогательных операций по подготовке рельсов перед сваркой, отклонение физико-химических свойств металла рельсов, неудовлетворительное соблюдение технологических операций обслуживающим персоналом, неудовлетворительные условия производства (рис. 1).

С учетом возможностей существующих локальных систем управления по контролю и регулированию процесса разработанная система, кроме прямого цифрового управления сварочным процессом, выполняет следующие функции:

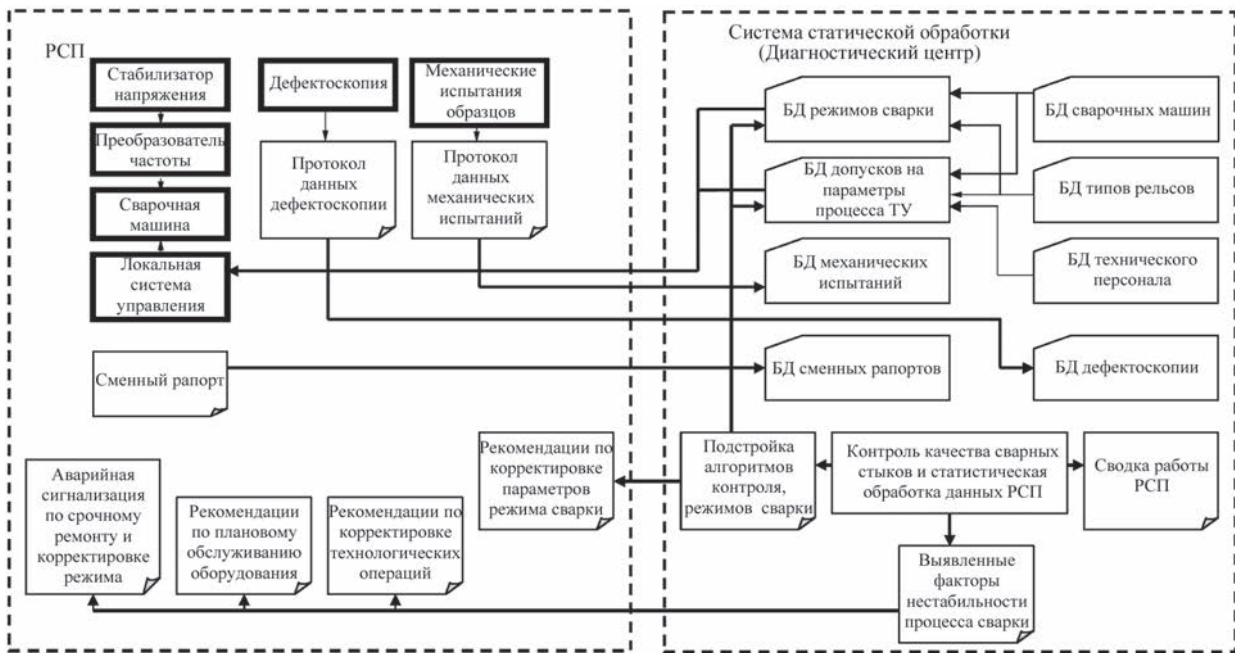


Рис. 1. Структурная схема двухуровневой системы управления

- прогнозирование качества сварного стыка по параметрам процесса, используя более совершенные алгоритмы с возможностью привлечения к прогнозированию в особых случаях квалифицированных специалистов;
- контроль технического состояния сварочного оборудования, выработка рекомендаций и планирование его технического обслуживания;
- выявление и распознавание аварийных ситуаций для немедленного вмешательства в технологический процесс;
- выявление систематических отклонений и трендов параметров процесса, которые могут приводить к ухудшению показателей качества сварных соединений, разработка рекомендаций по корректировке параметров режима сварки.

Для контактной сварки рельсов на стационарных и передвижных сварочных машинах можно выделить следующие причины, которые могут приводить к отклонениям в ходе технологического процесса и, как следствие, к нарушению качества сварных стыков [1–3]:

1. Неудовлетворительное выполнение вспомогательных операций по подготовке рельсов перед сваркой: подготовка торцов, зачистка поверхности рельсов в местах токоподвода и обработка стыков после сварки — механическая обработка поверхности рельсов при удалении графа.
2. Ухудшение технического состояния сварочного оборудования, например, повышение сопротивления сварочного контура машины.
3. Дефекты в основном металле рельсовой стали.
4. Неудовлетворительное соблюдение технологических операций сварщиком (плохая зачистка и центровка рельсов перед сваркой).

5. Неудовлетворительные условия производства: недопустимые изменения температуры окружающей среды и напряжения сети.

6. Неблагоприятное сочетание параметров процесса даже когда эти параметры находятся в допусках, например, снижение напряжения сети и увеличение сопротивления сварочного контура машины.

Для выявления описанных возмущений разработан алгоритм статистической обработки данных параметров процесса, при котором массивы протоколов сварки стыков обрабатываются с их разделением и группированием по соответствующим признакам (табл.).

В процессе сварки в режиме реального времени формируется следующая информация (рис. 2):

1. При сварке стыков по измеренным значениям параметров сварочного процесса $x_1 \dots x_{12}$ с помощью алгоритма контроля на основе «нечеткой» логики [4] рассчитывается показатель качества сварного соединения — вероятность соответствия его требованиям ТУ. Полученные данные формируются в массивы по номеру машины, фамилии сварщика, мастера, дефектоскописта и бригады по выполнению вспомогательных операций (подготовке рельсов до сварки и обработке стыков после сварки), по корректировке режима сварки для смещения распределения случайных значений данных измерений в центр интервала допусков.

2. По данным ультразвуковой дефектоскопии (УЗД) проверяется наличие трещин, непроваров, матовых пятен и т.п. в каждом сварном стыке, эти данные заносятся в базы данных дефектоскопии. Визуально также проверяется качество механической обработки сварного стыка после удаления

Разделение протоколов сварки стыков для выявления различных возмущений, нарушающих технологический процесс

Причина возникновения нарушения технологического процесса сварки рельсов	Параметры идентификация	Объем выборки	Параметр разделения массивов	Параметр воздействия
Вспомогательные операции по подготовке рельсов перед сваркой и обработке стыков после сварки	$Z_{кз}$, визуальные данные механической обработки стыков после сварки	1...2 смены	ФИО мастера смены + РСП	Методика и оборудование
Техническое состояние сварочного оборудования	$T_c, U_v, U_n, V_{оп}, V_{ф}, V_{ос}, S_{о}, S_{ос}, Z_{кз}$	1/3...1 месяц	№ сварочной машины	Техническое обслуживание, ремонт
Физико-химические свойства металла рельсов	$L_{пр}, F_p$, данные дефектоскопии	Сразу при обнаружении или 1 смена	№ партии, марка рельсов, № машины	Корректировка режима
Технологические операции сварщика	T_c, T между сваркой и оплавлением косины, $Z_{кз}$, проскальзывание	Сразу при обнаружении или 1 смена	ФИО сварщика	Методика (производственные инструкции)
Контроль процесса сварки образцов и ультразвуковой дефектоскопии (УЗД)	$L_{пр}, F_p$, данные УД	1 смена	ФИО сварщика, дефектоскописта	Методика и оборудование
Условия производства	$U_v, U_n, V_{оп}, V_{ф}, V_{ос}$	1...2 месяца	РСП	Стабилизация U_c или T масла
Неблагоприятное сочетание параметров процесса	Нечеткий алгоритм управления и контроля	Сразу при обнаружении или 1 смена	№ плети	Корректировка режима сварки

грата. Информация о наличии дефектов немедленно поступает сварщику и сменному мастеру. Дефектный стык вырезается. Перечисленные функции выполняются вне системы контроля, ввод данных дефектоскопии выполняется вручную.

3. В начале, середине и конце смены проводится сварка образцов рельсов и их механические испытания. Данные испытаний: стрела прогиба $L_{пр}$ и разрушающее усилие F_p сравниваются с заданными значениями. Если полученные значения меньше заданных, проводится сварка и испытание дополнительных образцов для выявления достоверности недопустимого отклонения. При подтверждении недопустимого отклонения процесса осуществляется корректировка режима сварки. Полученные данные также используются для подстройки модели контроля качества сварки. Перечисленные функции выполняются вне системы контроля, ввод результатов механических испытаний образцов осуществляется вручную.

Вне времени проведения технологического процесса формируется следующая информация:

4. Для контроля технического состояния сварочной машины данные по плетям одной и той же марки рельсов, сваренным на одной и той же машине, объединяются в протокол технического состояния сварочной машины. Время реакции, а соответственно и время усреднения могут быть значительными — от одной до нескольких смен. Очевидно, что в случае аварийной ситуации информация о ремонте поступает немедленно.

5. Для контроля условий производства объединены статистические оценки сварки на одних

и тех же режимах и на одном и том же типе машин каждого РСП. По напряжению U_v, U_n определяется стабильность электрической сети, а по скоростям $V_{оп}, V_{ф}, V_{ос}$ — стабильность работы гидропривода, которая, в свою очередь, связа-

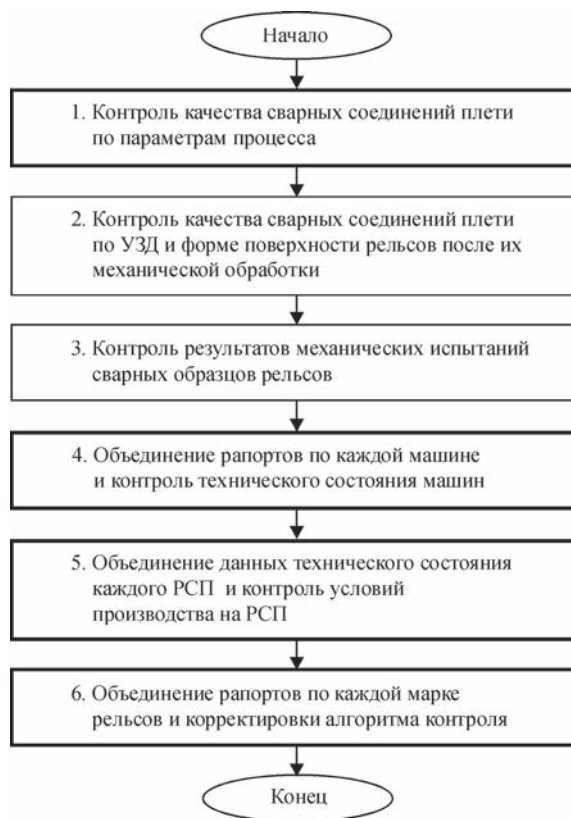


Рис. 2. Алгоритм контроля процесса сварки рельсов (выделены операции, которые автоматизированы в компьютерной системе контроля)

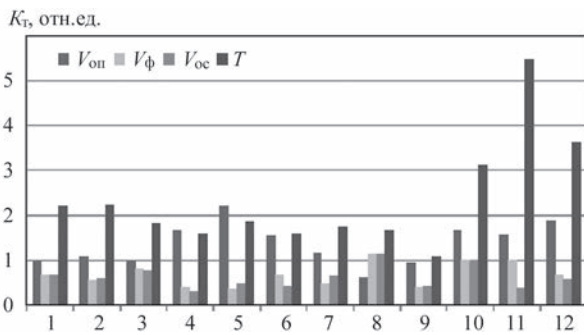


Рис. 3. Коэффициенты точности K_T параметров $V_{оп}$, $V_{ф}$, $V_{ос}$, T , сгруппированные по машинам (1–12 — номера машин)

на с температурой окружающей среды и ее воздействием на свойства жидкости гидросистемы. Сравнение этих оценок на разных РСП может послужить основанием для принятия мер по совершенствованию условий производства.

6. Для уточнения допусков на контроль процесса статистические данные по всем РСП объединяются для каждой марки рельсов и соответствующему режиму сварки.

При статистическом анализе распределение случайных значений параметров процесса сварки оценивали по их среднему значению (с. з.) и среднему квадратическому отклонению (с. к. о.). Для удобства сравнения различных параметров между собой далее рассматривали эти величины в относительных единицах в виде т. н. коэффициентов точности K_T и настроенности K_H [5]:

$$K_T = 6S/\delta; K_H = (X_c - X_0)/\delta,$$

где S , X_c — среднее квадратическое отклонение и среднее значение распределения значений параметра процесса сварки; δ — поле допуска параметра; X_0 — середина поля допуска или заданное значение параметра.

Для анализа отклонений необходимо учитывать, что некоторые контролируемые параметры (например, $S_{оп}$, U_1 , U_2 , U_3 , $L_{ос}$, $P_о$, $T_{ос1}$) задаются прямым способом в системе управления и ошибки в их воспроизведении связаны с точностью работы оборудования и, в частности, системы управления.

В то же время другие параметры $V_{оп}$, T_c , $V_{ф}$, $V_{ос}$ задаются косвенным путем. Погрешности воспроизведения этих параметров связаны как с состоянием сварочного оборудования, так и с ходом технологического процесса.

В качестве примера работы системы рассмотрим данные по коэффициенту точности K_T на 12 сварочных машинах 4-х РСП отрасли при количестве сваренных стыков около 30 тысяч.

По косвенно задаваемым параметрам (рис. 3) видно, что 3 машины (10, 11, 12) имеют резкое отличие в данных по времени сварки. Эти маши-

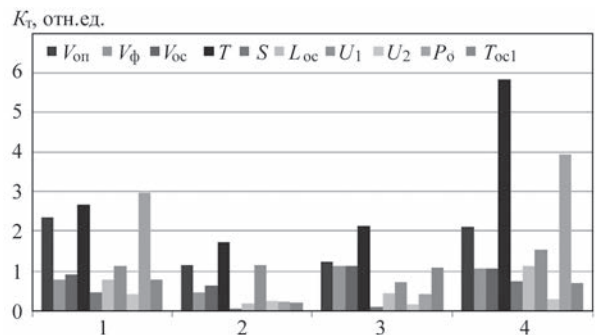


Рис. 4. Коэффициенты точности параметров K_T , сгруппированные по РСП (1–4 — номера РСП)

ны принадлежат одному РСП и естественно было предположить какое-то общее отклонение в процессе, характерное для этого РСП. Дополнительный анализ непосредственно на предприятии выявил отличия в технологии подготовки торцов рельсов перед сваркой по сравнению с другими РСП.

Данные по коэффициенту K_T для параметров, сгруппированным по РСП, выявили, что гидронасосные станции на разных РСП (параметр $P_о$) по техническому состоянию сильно отличаются и требуют дополнительной проверки (рис. 4).

Очевидно, что кроме технических вопросов описанный алгоритм затрагивает организационные проблемы всего производства сварных путей и должен быть уточнен не только по экспериментальной эксплуатации системы управления, а в первую очередь согласован с руководством службы путевого хозяйства.

Вывод

Разработана двухуровневая система управления и выполнена статистическая обработка результатов допускового контроля качества стыков рельсов, сваренных в течение последних лет на предприятиях «Укрзалізниці». Полученные результаты выявили новые возможности для улучшения стабильности качества сварных соединений.

1. Кучук-Яценко С. И. Влияние наследственности структуры низколегированных и углеродистых сталей на свариваемость в твердой фазе. Т. 1. / С. И. Кучук-Яценко / Изд-во Академперіодика, 2008. – С. 148–165.
2. Гудков А. В. Особенности сварки современных рельсов / А. В. Гудков, А. И. Николин // Путь и путевое хозяйство. – 2012. – № 4. – С. 9–13.
3. Повышение эффективности и надежности работы рельсов: сб. науч. тр. ОАО «ВНИИЖТ» / Под ред. А. Ю. Абдурашитова. – М.: Интекст, 2011. – 128 с.
4. Круглов В. В. Интеллектуальные информационные системы: компьютерная поддержка систем нечеткой логики и нечеткого вывода / В. В. Круглов, М. И. Дли. – М.: Физматлит, 2002.
5. Рекомендации по оценке точности и стабильности технологических процессов (оборудования): Р 50-601-20-91. – М.: ВНИИС Госстандарта России, 1991.

Поступила в редакцию 20.04.2016

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ СТЫКОВОЙ СВАРКИ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ДЕТАЛЕЙ БОЛЬШОГО СЕЧЕНИЯ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, А. А. НАКОНЕЧНЫЙ, И. В. ЗЯХОР, С. В. ЧЕРНОБАЙ, М. С. ЗАВЕРТАННЫЙ
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Контактная сварка сопротивлением находит новые области применения. Цель работы — разработка технологии контактной стыковой сварки (КСС) сопротивлением тавровых соединений штоков и проушин гидроцилиндров из разнородных сталей 45 и 17ГС в диапазоне диаметров от 16 до 60 мм. Задачи исследований — выбор оптимальной технологической схемы процесса КСС сопротивлением деталей большого сечения, отработка технологических приемов, обеспечивающих локализацию процессов нагрева и деформации металла в зоне контакта. Исследовали процесс КСС сопротивлением и структуру соединений разнородных сталей 45 и 17ГС, выполненных с предварительной подготовкой свариваемых кромок и с использованием композиционных вставок. Установлено, что при КСС сопротивлением тавровых соединений сталей 45 и 17ГС с оптимальной подготовкой свариваемых кромок и программируемым изменением сварочного усилия на стадии нагрева удается локализовать тепловыделение в зоне сварки, избежать образования дефектов и обеспечить высокие механические характеристики сварных соединений. При механических испытаниях сварных штоков на загиб разрушение происходит по основному металлу штока. Разработана технология КСС сопротивлением тавровых соединений разнородных сталей с использованием композиционных вставок. Технология КСС сопротивлением штоков гидроцилиндров диаметром 16...60 мм реализована на специализированной сварочной машине К1040, спроектированной и изготовленной в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Библиогр. 14, рис. 15.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка сопротивлением, тавровое соединение, шток гидроцилиндра, разнородные стали, сварное соединение, подготовка свариваемых кромок, композиционная вставка

Для отечественного машиностроения актуальной проблемой является разработка и внедрение эффективной высокопроизводительной технологии сварки штоков гидроцилиндров. Заготовки штока из высокопрочной стали 45 диаметром 16...60 мм необходимо соединять с проушинами из стали 17ГС диаметром 20...200 мм с толщиной стенки 5...24 мм. Значительный объем производства сварных штоков гидроцилиндров обуславливает необходимость применения высокопроизводительных технологий и оборудования, которые обеспечивают выполнение в автоматическом или полуавтоматическом режиме операций по зажатию, центровке и сварке, а также, в ряде случаев, термической обработке изделий.

В настоящее время в различных отраслях промышленности используются высокопроизводительные способы сварки давлением, в частности, сварка трением и контактная стыковая сварка (КСС). Сварка трением удовлетворяет большинству из указанных выше требований, однако весьма высокая стоимость современного оборудования является сдерживающим фактором использования ее в отечественном машиностроении.

Проведенный анализ показал, что с точки зрения технической и экономической эффективности решению задачи сварки штоков гидроцилин-

дров в наибольшей степени отвечает применение КСС сопротивлением. Этот способ широко используется в промышленности для неразъемного соединения металлорежущего инструмента, ленточных пил, проводов, прутков, трубок из сталей и цветных металлов [1–3]. Широкое распространение КСС сопротивлением получила благодаря высокой производительности, гигиеничности процесса, приемлемой стоимости оборудования, необходимого для его осуществления. Актуальной является КСС сопротивлением с использованием промежуточных прослоек при сварке высокопрочных алюминиевых сплавов [4], перспективных конструкционных материалов, в частности, сплавов на основе алюминидов титана [5, 6], порошковых материалов [7].

Однако традиционной технологии КСС сопротивлением присущи некоторые недостатки, в частности, снижение механических свойств соединений, особенно показателей пластичности [1, 8], что связано с перегревом металла, формированием в зоне соединения крупнозернистой структуры, а также дефектов в виде оксидных пленок и микротрещин. В значительной степени это проявляется при сварке деталей большого сечения. Проблема обеспечения стабильно высокого качества сварных соединений при КСС сопротивлением изделий

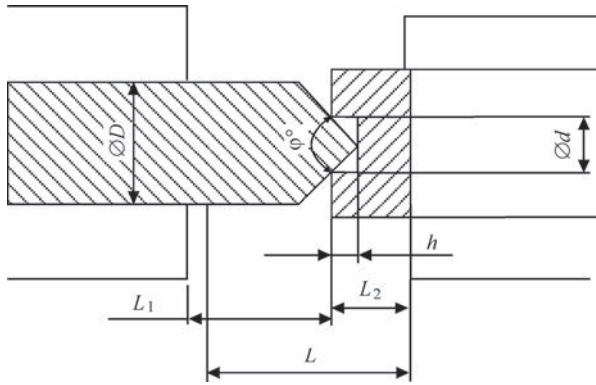


Рис. 1. Схема предварительной подготовки свариваемых кромок штока и проушины при КСС сопротивлением

из высокопрочных сталей большого сечения является актуальной в течение многих лет.

Цель работы — разработка технологии КСС сопротивлением тавровых соединений штоков и проушин гидроцилиндров из разнородных сталей 45 и 17ГС в диапазоне диаметров от 16 до 60 мм.

Штоки гидроцилиндров изготавливаются из углеродистой стали 45, которая имеет в состоянии поставки показатели: предел прочности 590 МПа, твердость HB 2100 МПа, поверхность штока покрыта хромом толщиной 0,15 мм. Проушина изготавливается фрезерованием из стали 17ГС, имеет в состоянии поставки предел прочности 510 МПа, HB 1800 МПа.

При проведении экспериментов использовали сварочную установку К1040, разработанную и изготовленную в Институте электросварки им. Е. О. Патона. Машина К1040 обеспечивает реализацию процесса КСС сопротивлением с постоянным или ступенчатым изменением сварочного усилия в диапазоне от 600 до 7200 кг. Система управления машины на базе КСУ КС02 обеспечивает автоматический цикл сварки и термообработки, контроль качества и регистрацию параметров сварки, а также управление преобразователем частоты.

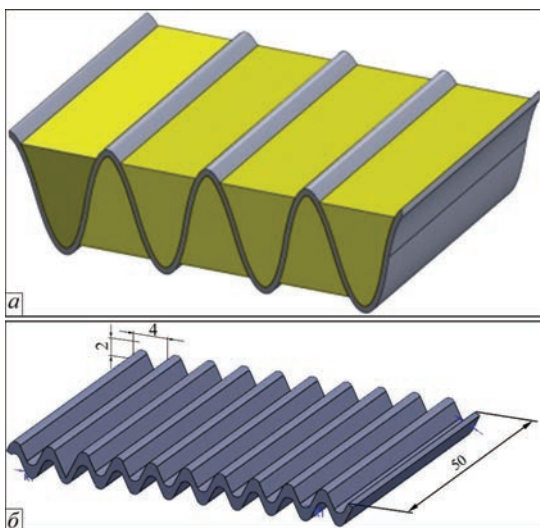


Рис. 2. Схема КВ с активирующим флюсом (а), металлическая профилированная вставка (б)

При КСС сопротивлением деталей большого сечения преобладают значительные нагрузки на электрическую сеть с импульсным увеличением тока. Поэтому использовали трехфазно-однофазный преобразователь [9], обеспечивающий равномерную трехфазную нагрузку сети.

Исходными требованиями при разработке технологии КСС сопротивлением тавровых соединений штоков гидроцилиндров являлись обеспечение формирования бездефектных соединений с механическими свойствами на уровне показателей основного металла, соблюдение заданных допусков на размеры изделия. Известно, что высокое качество соединений при КСС сопротивлением обеспечивается при высоких плотностях тока, минимальном времени нагрева, соответствующих конкретному сечению заготовок циклах тока и давления (постоянном или ступенчатом), увеличенных припусках на осадку [1, 3]. В этом случае исключается образование крупнозернистой структуры и обеспечивается удаление загрязнений, оксидных фаз и перегретого металла из зоны сварки.

Для процесса КСС сопротивлением тавровых соединений разнородных сталей характерны значительные отличия в условиях нагрева прилегающих к стыку объемов металла деталей, что обуславливает асимметрию условий деформации, усложняет вытеснение из стыка пленок оксидов и формирование качественных соединений. Поэтому при разработке технологии КСС сопротивлением штоков гидроцилиндров ставились задачи изыскания способов локализации процессов нагрева и деформации металла в зоне контакта, повышения эффективности диспергирования, растворения оксидных фаз и их вытеснения из стыка.

При отработке технологии сварки штоков гидроцилиндров исследовали следующие технологические схемы: КСС сопротивлением с предварительной подготовкой свариваемых кромок — схема 1 (рис. 1), КСС с применением композиционных вставок (КВ) — схема 2 [10] (рис. 2). Предполагалось, что предварительная подготовка кромок и использование КВ позволит расширить технологические возможности процесса КСС сопротивлением заготовок большого сечения при получении разнородных соединений конструкционных сталей.

КВ (рис. 2) состоит из металлической основы и флюса [10], состав которого задается таким образом, чтобы температура $T_{пл-ф}$ его плавления была ниже температуры плавления $T_{пл-ом}$ основного металла свариваемых деталей. Наличие флюса позволяет защитить нагретый в зоне контакта металл от окисления, обеспечивает формирование качественных соединений в процессе осадки дета-

лей. При этом появляется возможность получения соединений при температуре нагрева приконтактных слоев металла ниже температуры солидус основного металла, а для формирования соединений необходима меньшая деформация торцов, чем при традиционной технологии КСС сопротивлением.

Основу КВ составляет профилированный лист (рис. 2, б), высота и шаг профиля выбираются из расчета допустимой плотности тока и определяют интенсивность тепловыделения в контакте. Форма рельефа КВ влияет на интенсивность тепловыделения в зоне контакта, особенно на начальном этапе нагрева, и на формирование сварного соединения. Повышение концентрации тепловыделения определяется высокой плотностью тока в зоне контакта. Параметры металлической профилированной вставки изменяли в пределах: толщина листа 0,8...2,0 мм, шаг профиля 2...4 мм, высота вершин 1...2 мм.

Состав сварочного флюса является одним из определяющих факторов технологии КСС сопротивлением с использованием КВ. Флюс защищает зону сварки от атмосферы, является источником тепловыделения в зоне контакта деталей, очищает поверхность металла от оксидных пленок и способствует растеканию расплавленного металла по поверхности. Кроме того, флюс раскисляет металл в контакте деталей и влияет на смятие профилированной вставки. Для обеспечения высокого качества сварного соединения свойства флюса должны отвечать следующим требованиям: вступать во взаимодействие с оксидами раньше образования жидкой металлической фазы; смачивать металл свариваемых деталей и металл вставки, не вызывать коррозионного воздействия на соединяемые детали, не изменять своего химического состава при нагревании вследствие испарения отдельных компонентов.

В работе использовались оксидно-солевые флюсы системы $\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7\text{-Li}_3\text{AlF}_6\text{-TiO-KF}$ и солевой флюс системы $\text{Na}_2\text{B}_2\text{O}_7\text{-CaF}_2\text{-BaF}_2\text{-LiF}$. Флюс наносили в виде спиртового шликера на поверхность профилированной вставки. В состав флюса в качестве вяжущего добавляли 5 % нитролаков, что предотвращало осыпание флюса после высыхания с поверхности профилированной вставки. Для образования жидкой фазы, смачивания им поверхностей свариваемых деталей и вытеснения из стыка остатков флюсования в состав флюса входили элементы-депрессанты, которые вступают в реакцию контактного плавления с металлом деталей и профилированной вставки. При сварке углеродистых и низколегированных сталей этими элементами являются углерод и марганец, вводимые в состав флюса в количестве 15 и 10 % соответ-

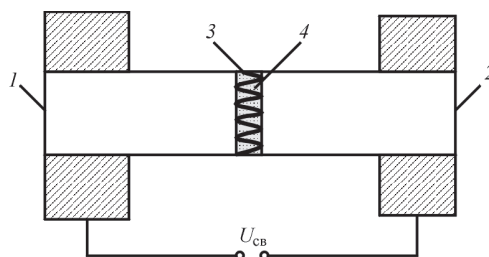


Рис. 3. Схема процесса КСС с использованием КВ: 1, 2 — детали; 3 — КВ с флюсом (4)

ственно. Это позволяет получить жидкую металлическую фазу уже при 1150 °С.

На начальной стадии процесса КСС сварочный флюс препятствует смятию рельефа металлической профилированной вставки. При пропускании электрического тока через стык с КВ (рис. 3), наблюдается интенсивный нагрев и расплавление вставки вследствие значительного внутреннего сопротивления. При этом происходит локализация нагрева по сравнению с традиционным способом нагрева сопротивлением. Значение переходного сопротивления в зоне контакта затем снижается (рис. 4), что согласуется с данными работы [11].

Выбор циклограммы изменения параметров процесса КСС сопротивлением проводили исходя из литературных данных [1, 3], результатов предшествующих исследований авторов [12] и технических возможностей сварочного оборудования. В сварочной машине К1040 усилия сжатия обеспечиваются четырехсекционным пневмоцилиндром, что позволяет путем переключения пневмоклапанов каждой секции, управляемых микропроцессором, реализовать требуемую циклограмму процесса КСС сопротивлением (рис. 5).

Первая серия экспериментов по КСС сопротивлением штоков гидроцилиндров из сталей 45 и 17ГС была проведена с применением предварительной подготовки кромок по схеме, представленной на рис. 1. Параметры подготовки кромок были оптимизированы таким образом, чтобы первоначальный контакт был у вершины конуса и дна проточки, а общий припуск на сварку устанавливали в зависимости от диаметра заготовок таким

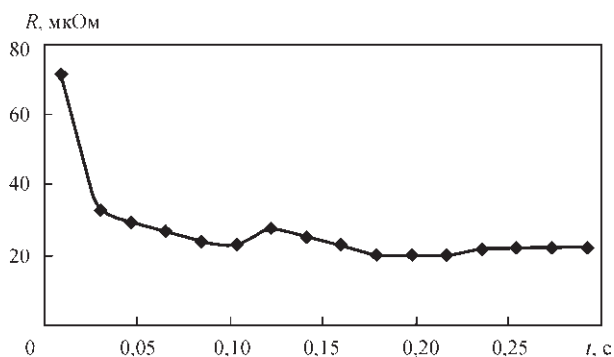


Рис. 4. Изменение во времени полного сопротивления R в зоне контакта при КСС сопротивлением сталей 45 и 17ГС (диаметр образцов 32 мм)

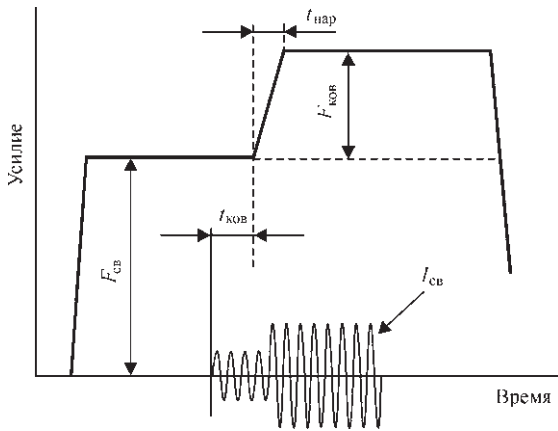
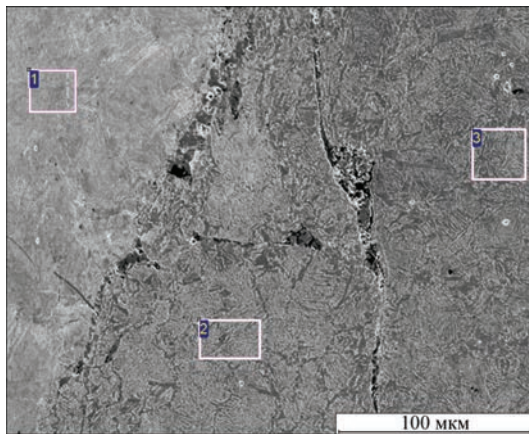


Рис. 5. Циклограмма процесса КСС сопротивлением с программируемым изменением усилия сварки



Спектр	С	О	Si	Mn	Fe
1	2,19	1,00	0,27	0,73	95,81
2	1,41	0,70	0	1,02	96,87
3	1,47	0,49	0,21	1,43	96,40

Рис. 6. Микроструктура сварного соединения сталь 45 — сталь 17ГС, выполненного по схеме 1 при одноступенчатой циклограмме усилия

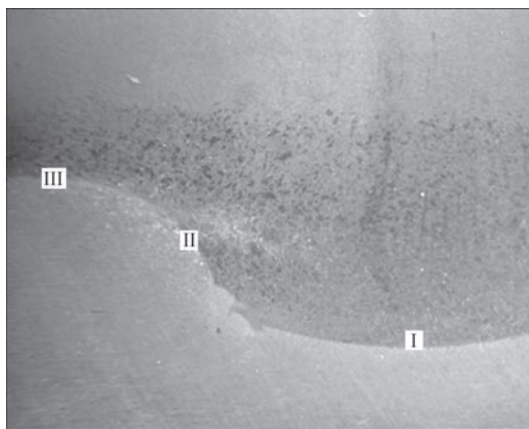


Рис. 7. Макроструктура (×4) сварного соединения сталь 45 — сталь 17ГС (микроструктура указанных участков приведена на рис. 8–10)

образом, чтобы при пластической деформации заготовок остатки литого металла, оксидные пленки вытеснялись за пределы свариваемого сечения.

Исследовали формирование соединений при КСС сопротивлением по схеме 1. Такая схема ре-

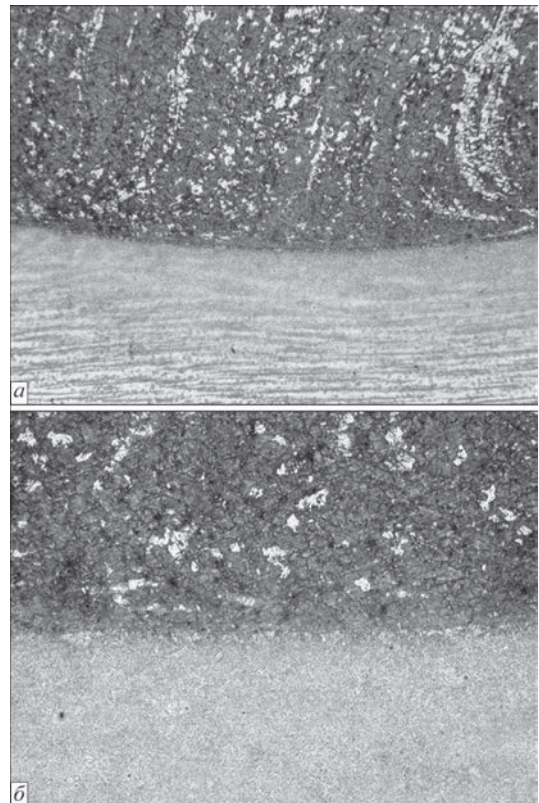
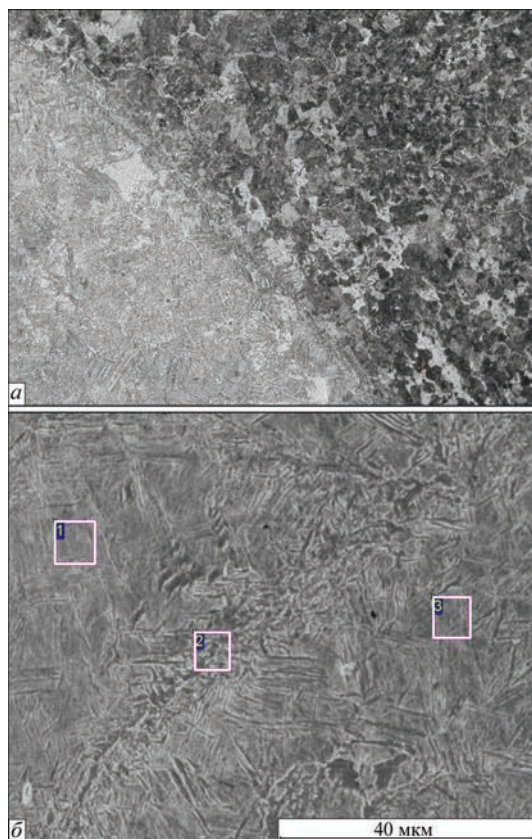


Рис. 8. Микроструктура металла участка I, ×25 (а), ×100 (б)

комендуется [13, 14] для сварки тавровых соединений и называется «сваркой по острой кромке». Проведенными исследованиями установлено, что при КСС с одноступенчатой циклограммой приложения усилия сварки не удается локализовать тепловыделение в зоне сварки, в стыке обнаруживаются остатки литого металла и образуются дефекты вследствие запрессовки воздуха в соединении (рис. 6). Поэтому дальнейшие эксперименты по КСС сопротивлением проводили с программируемым изменением сварочного усилия в соответствии с циклограммой, представленной на рис. 5, и оптимизированной формой подготовки кромок, исключая запрессовку воздуха в зоне соединения.

Макроструктура сварного соединения штока с проушиной из сталей 45 и 17ГС, выполненного КСС сопротивлением по схеме 1, представлена на рис. 7, а микроструктура металла в различных участках соединения — на рис. 8–10. Оптической и сканирующей электронной микроскопией (СЭМ) установлено, что в зоне соединения в различных участках сечения — центральном (рис. 8), среднем (рис. 9) и периферийном (рис. 10), отсутствуют непровары, оксидные пленки, трещины, вызванные образованием закалочных структур. Отсутствие на границе раздела участков с литой и крупнозернистой структурой, характерной для перегретого металла, свидетельствует о том, что процесс кристаллизации металла в зоне соединения происходил в условиях интенсивной сдвиговой деформации при осадке. Структура в зоне



Спектр	C	O	Si	Mn	Fe
1	0,44	0,95	0,25	0,76	97,80
2	0,32	0,83	0,26	0,98	97,60
3	0,27	0,45	0,23	1,27	97,79

Рис. 9. Микроструктура металла участка II (а, б); а — ×100; состав металла в зоне соединения, СЭМ (б)

соединения и зоне термомеханического влияния — ферритно-перлитная, участков с мартенситной структурой не обнаружено.

Известно, что скорость деформирования оказывает существенное влияние на структуру и свойства металла сварных заготовок: при ее увеличении образуется более мелкозернистая структура в зоне соединения. Это объясняется тем, что процесс рекристаллизации подавляется процессом деформации, сопровождающейся измельчением зерен. Поэтому при способах сварки давлением рекомендуется применить схему всестороннего неравномерного сжатия, которая позволяет управлять объемным напряженным состоянием, характером пластической деформации.

При разработанных оптимальных режимах КСС сопротивлением по схеме 1 деформирование металла происходит в условиях всестороннего неравномерного сжатия и имеет характер вязкого течения (как при экструзии), которое способствует схватыванию свариваемых поверхностей, очищению их от оксидных плен, «залечиванию» микронесплошностей и измельчению структуры. При завершении осадки большая часть металла, нагретого до отключения тока, выдавливается за пре-

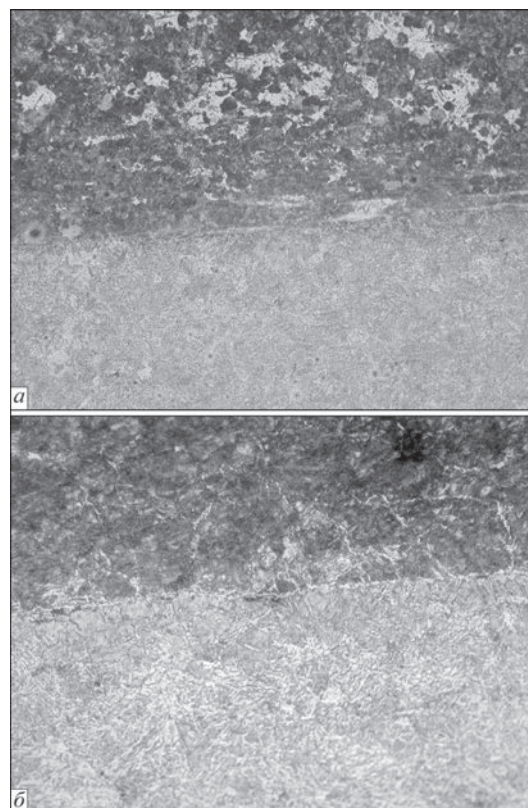


Рис. 10. Микроструктура металла участка III, x100 (а), ×400 (б)

делы свариваемого сечения и в зоне соединения остается металл, который не подвергали нагреву до высоких температур.

Механические испытания сварных штоков на загиб в зоне сварки проводили на гидравлическом прессе с максимальным усилием 100 т. Сварной шток считали качественным при условии разрушения вне зоны сварного соединения. На рис. 11, а представлен сварной шток после испытаний; локализация разрушения — по основному металлу штока. Таким образом, при КСС сопротивлением с оптимальной подготовкой свариваемых кромок и программируемым изменением сварочного усилия на стадии нагрева удается локализовать тепловыделение в зоне сварки, избежать образования дефектов в соединениях штоков в исследуемом диапазоне диаметров и обеспечить высокие механические характеристики сварных изделий.

Сварной шток, выполненный КСС сопротивлением по схеме 2 (см. рис. 3) с использованием КВ из стали 09Г2С с активирующим флюсом, представлен на рис. 11, б. Микроструктура металла в разных участках соединения представлена на рис. 12, 13, распределение микротвердости металла в зоне соединения — на рис. 14. При металлографических исследованиях в зоне соединений не обнаруживаются какие-либо дефекты (трещины, непровары, поры, оксидные пленки, остатки флюса). С целью предотвращения образования закалочных структур при соединении штоков большого диаметра (более 32 мм) проводилась

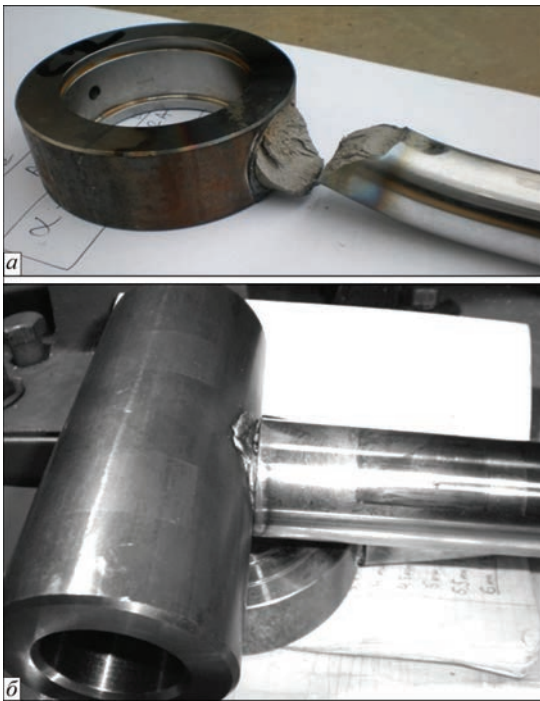


Рис. 11. Сварной шток Ш25, выполненный КСС сопротивлением по схеме 1, после испытаний на загиб (а); шток, выполненный по схеме 2 (б)

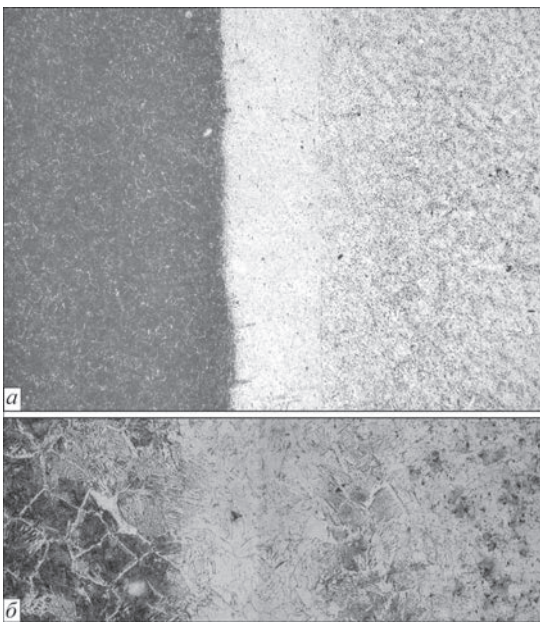


Рис. 12. Микроструктура металла в зоне соединения, выполненного КСС сопротивлением по схеме 2, центр сечения, $\times 50$ (а); $\times 200$ (б)

послесварочная термическая обработка штоков в зажимах сварочной машины путем пропускания импульсов тока, при этом осуществляли пирометрический контроль температуры нагрева.

На основе результатов исследований разработан технология КСС сопротивлением штоков гидроцилиндров из сталей 45 и 17ГС диаметром от 16 до 60 мм. Технология реализована на спроектированной и изготовленной в Институте электросварки им. Е. О. Патона специализированной сварочной ма-

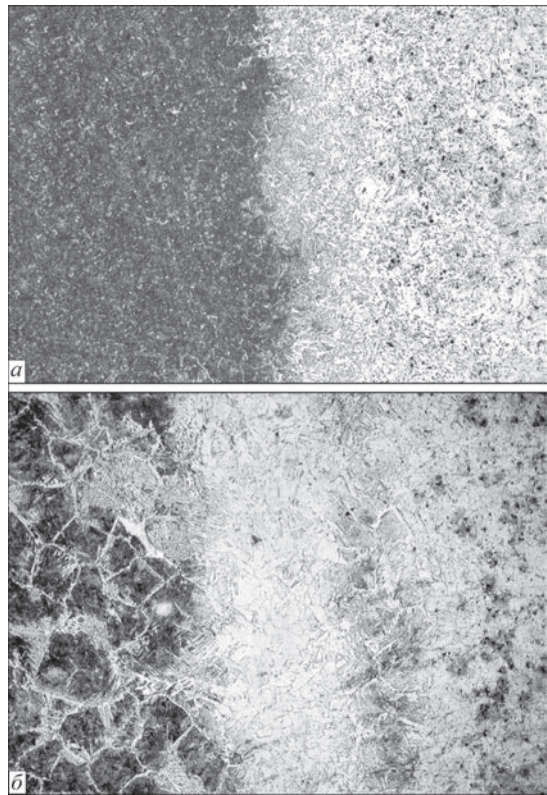


Рис. 13. Микроструктура металла в зоне соединения, выполненного КСС сопротивлением по схеме 2, периферия сечения, $\times 50$ (а); $\times 200$ (б)

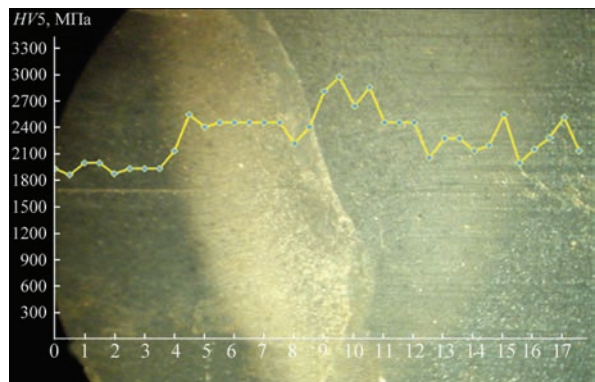


Рис. 14. Распределение микротвердости в зоне сварного соединения после термической обработки в зажимах сварочной машины

шине К1040. Машина обеспечивает усилие сварки от 600 до 7200 кг, сварочный ток от 15 до 65 кА при сварке штоков различных типоразмеров и времени сварки от 0,8 до 3,5 с.

Впервые для сварочных машин такой мощности применен трехфазный преобразователь частоты, который обеспечивает равномерную загрузку фаз. КСС сопротивлением с послесварочной термообработкой в зажимах машины обеспечивает прочность сварного соединения штока и проушины гидроцилиндра — на уровне прочности основного металла штока. Разработаны режимы сварки для 96 вариантов соединений штоков и проушин. В результате экспериментов были оптимизированы параметры предварительной подготовки кромок



Рис. 15. Сварные штоки, выполненные КСС сопротивлением для различных типоразмеров штока и проушины. При разработанной технологии КСС сопротивлением штоков в диапазоне диаметров 16...60 мм обеспечивается качественное формирование соединений без выплесков, с высокими механическими свойствами и высокая точность геометрии сварного изделия — допуск по длине и диаметру не превышает 0,5 мм. Гидроцилиндры со штоками, сваренными по разработанной технологии КСС сопротивлением, успешно прошли сертификационные испытания и поставляются в страны ЕС, Восточной Европы и Иран.

Выводы

При КСС сопротивлением тавровых соединений большого сечения формирование качественных соединений усложняется вследствие асимметрии условий нагрева и деформации, что обуславливает образование дефектов и низких показателей статической и циклической прочности.

Исследован процесс КСС сопротивлением тавровых соединений штоков и проушин гидроцилиндров, в том числе с большим сечением (диаметр заготовок до 60 мм) из сталей 45 и 17ГС. Установлено, что при КСС сопротивлением с оптимальной подготовкой свариваемых кромок и программируемым изменением сварочного усилия на стадии нагрева удается локализовать тепловыделение в зоне сварки штоков в исследуемом диапазоне диаметров, избежать образования дефектов и обеспечить высокие механические характеристики сварных соединений.

Металлографическими исследованиями установлено, что в соединениях отсутствуют непровары, оксидные пленки, трещины, вызванные образованием закалочных структур. Структура металла в зоне соединения и зоне термомеханического влияния — ферритно-перлитная; участков с мартенситной структурой не обнаружено. При механических испытаниях сварных штоков на за-

гиб разрушение происходит по основному металлу штока.

Разработана технология КСС сопротивлением тавровых соединений разнородных сталей с использованием композиционных вставок. Технология КСС сопротивлением штоков гидроцилиндров диаметром 16...60 мм реализована на специализированной сварочной машине K1040, спроектированной и изготовленной в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. В ней используется трехфазный преобразователь частоты, который обеспечивает равномерную загрузку фаз. Сварные гидроцилиндры успешно прошли сертификационные испытания.

1. Сахацкий Г. П. Исследование контактной стыковой сварки оплавлением и сопротивлением / Г. П. Сахацкий // Автоматическая сварка. — 1963. — № 10. — С. 26–32.
2. Лебедев В. К. Контактная стыковая сварка сопротивлением и инерционная сварка трением заготовок концевого металлорежущего инструмента / В. К. Лебедев, И. А. Беспрозванный, Ю. А. Миргород // Автоматическая сварка. — 1979. — № 8. — С. 39–43.
3. Zhang H. Resistance welding fundamentals and applications / Zhang H., Senkara J. — Boca Raton, 2006. — 239 p.
4. Особенности контактной сварки алюминиевых сплавов с использованием наноструктурных алюминий-никелевых и алюминий-медных фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швец, А. Г. Сахацкий [и др.] // Сварочное производство. — 2007. — № 9. — С. 12–14.
5. Особенности контактной сварки алюминидов титана с использованием нанослойных алюминий-титановых фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швец, А. Г. Сахацкий [и др.] // Автоматическая сварка. — 2009. — № 3. — С. 19–22.
6. Структура соединений алюминидов титана γ -TiAl при контактной стыковой сварке сопротивлением с использованием промежуточных прослоек / С. И. Кучук-Яценко, И. В. Зяхор, С. В. Чернобай [и др.] // Автоматическая сварка. — 2015. — № 9. — С. 7–14.
7. Зварюваність нових сплавів системи Al–Cr–Fe–Ti, що зміцнені наноквазікристалічними частками / Г. К. Харченко, О. О. Новомлинець, В. Є. Федорчук [та ін.] // Вісник Чернігівського державного технологічного університету. — 2007. — № 30. — С. 55–60.
8. Формирование структуры соединений при контактной сварке сопротивлением и оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, В. Ф. Загадарчук [и др.] // Автоматическая сварка. — 2004. — № 2. — С. 16–19.
9. Преобразователь частоты и числа фаз для контактной стыковой сварки рельсов / С. И. Кучук-Яценко, П. М. Руденко, В. С. Гавриш [и др.] // Автоматическая сварка. — 2015. — № 7. — С. 41–43.
10. Pat. 8,426,762, B2 US. Method of resistance butt welding using corrugated flux-filled metal inserts / V. S. Kuchuk-Yatsenko, A. A. Nakonechnyi, A. G. Sakhatskiy. — 23, apr., 2013.
11. Song Q. An experimental study determines the electrical contact resistance in resistance welding / Q. Song, W. Zhang, N. Bay // Welding Journal. — 2005. — 84 (5). — P. 73–76.
12. Технология рельефной сварки деталей больших толщин с Т-образными соединениями / В. С. Кучук-Яценко, А. А. Наконечный, В. С. Гавриш [и др.] // Автоматическая сварка. — 2012. — № 8. — С. 45–47.
13. Липа М. Контактная рельефная сварка / М. Липа, Я. Голасек. — К.: Техніка, 1970. — 324 с.
14. Гилевич В. А. Технология и оборудование рельефной сварки / В. А. Гилевич. — Л.: Машиностроение, 1976. — 152 с.

Поступила в редакцию 16.05.2016

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, В. И. ШВЕЦ, А. В. ДИДКОВСКИЙ, Е. В. АНТИПИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail:office@paton.kiev.ua

На железных дорогах Украины с 2012 года началась укладка в пути высокопрочных рельсов производства ПАО «МК «Азовсталь» из стали марки К76Ф, а также рельсов производства РФ. Для этого в ИЭС была разработана технология контактной сварки высокопрочных рельсов различного производства, обеспечивающая требуемые по техническим условиям (ТУ) показатели прочности и пластичности сварных соединений. В процессе промышленного внедрения технологии сварки высокопрочных рельсов рельсосварочными предприятиями Украины накоплен большой объем информации о результатах комплексного применения операционного контроля с неразрушающими и разрушающими способами контроля. Было установлено, что на формирование структуры металла в зоне соединения наряду с энерговыделением оказывает существенное влияние состав и распределение неметаллических включений в основном металле свариваемых рельсов. Тип и структура дефектов в значительной степени определяются составом неметаллических включений. Это влияние проявляется в различной степени при изменении энерговыделения в процессе сварки.

Ключевые слова: контактная сварка, оплавление, железнодорожные рельсы, высокопрочные рельсы, пульсирующее оплавление, дефекты в рельсах, неметаллические включения, матовые пятна, контроль качества, бесстыковой путь

В ИЭС разработана технология контактной сварки высокопрочных рельсов различного производства, обеспечивающая требуемые по ТУ показатели прочности и пластичности сварных соединений. В основу ее положен способ сварки пульсирующим оплавлением (ПО) [1], позволяющий сваривать высокопрочные рельсы с минимальным их разупрочнением и сохранением требуемых пластических свойств. По сравнению с известными технологиями сварки рельсов разработанная технология требует в 1,5...2 раза меньше энерговыделения.

Устойчивое воспроизведение технологического процесса требует точного контроля энерговыделения, что обеспечивается системой автоматического управления процессом оплавления с использованием операционной системы контроля параметров сварочного процесса. При этом установлены предельно допустимые отклонения от заданного температурного поля, что обеспечивает оптимальные условия формирования соединений [2].

В процессе промышленного внедрения технологии сварки высокопрочных рельсов рельсосварочными предприятиями Украины накоплен большой объем информации о результатах комплексного применения операционного контроля

с неразрушающими и разрушающими способами контроля. Было установлено, что на формирование структуры металла в зоне соединения наряду с энерговыделением оказывает существенное влияние состав и распределение неметаллических включений в основном металле свариваемых рельсов. Это влияние проявляется в различной степени при изменении энерговыделения в процессе сварки.

Целью проведения исследований было изучение влияния неметаллических включений в рельсовой стали на формирование структуры сварных швов высокопрочных рельсов.

Для проведения исследований на рельсосварочных предприятиях были отобраны образцы высокопрочных рельсов различных производителей. Отбор преимущественно выполнялся из партий рельсов, при сварке которых наблюдались нестабильные показатели качества сварных швов.

Химический состав и механические свойства исследованных партий образцов приведены в табл. 1. Содержание в них легирующих элементов и примесей соответствует сертификационным документам.

Сварка образцов высокопрочных рельсов выполнялась на стационарной машине К1000, ко-

Таблица 1. Химический состав рельсовой стали (мас. %)

Марка стали	Химический состав, %								
	C	Mn	Si	V	Ti	Cr	P	Al	S
К76Ф (Украина)	0,71...0,82	0,80... 1,30	0,25...0,45	0,03...0,07	-	-	0,035	0,015	0,045
76Ф (РФ)	0,71...0,82	0,75...1,05	0,25...0,45	0,03...0,15	-	-	0,025	0,02	0,03

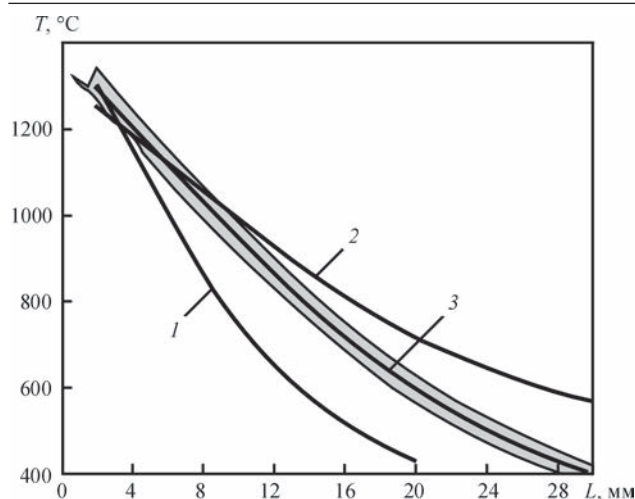


Рис. 1. Распределение температуры в ЗТВ перед осадкой при сварке рельсов Р65 способом пульсирующего оплавления на различных режимах: 1 — $t_{св} = 30 \dots 40$ с; 2 — $t_{св} = 110 \dots 120$ с; 3 — $t_{св} = 70 \dots 80$ с

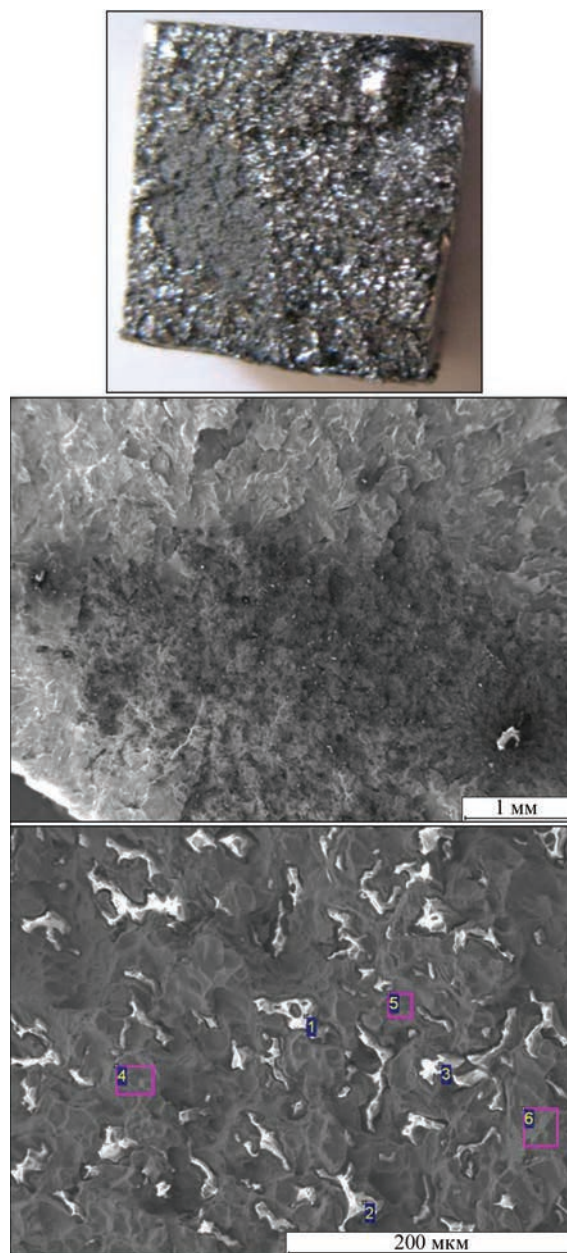
торые эксплуатируются на рельсосварочных предприятиях Украины. Программы сварки использовались такие же, как в производственных условиях. При этом установлены режимы с предельно низкими (см. рис. 1, режим 1), предельно высокими (см. рис. 1, режим 2) и оптимально (см. рис. 1, режим 3) допустимыми тепловложениями.

Сварные соединения всех партий подвергались неразрушающему ультразвуковому контролю (УЗК), а также испытывались на статический изгиб в соответствии с принятыми методиками. Часть соединений исследовалась с использованием методик металлографического анализа на оптическом микроскопе «Neophot 32» и микроскопе-микроанализаторе JAMP-9500F.

В табл. 2 приведены результаты испытаний сварных соединений рельсов марок стали КФ и 76Ф РФ на статический поперечный изгиб, а также для сравнения требования нормативных документов. По результатам испытаний можно сказать, что самые лучшие показатели мы получили при сварке на режиме 3 и в его границах, а при сварке на режимах 1 и 2 не было получено стабильных результатов (см. рис. 1).

При этом в обоих случаях регистрируются выпадения отдельных показателей прочности и пластичности. В изломах таких соединений наблюдаются дефекты, определяемые как «матовые пятна» (МП). Они выделяются на поверхности излома неразвитым рельефом и отличаются серым цветом. Суммарная площадь их регламентируется нормативными документами [3].

Как показали проведенные нами исследования, в микроструктуре МП на фоне преимущественно ямочного излома матрицы (встречаются единичные фасетки скола) присутствуют многочисленные оплавленного вида включения (рис. 2).



	C	O	F	Al	Si	Mn	Fe
1	3,27	66,66	3,49	1,11	16,48	8,12	0,86
2	1,63	61,08	2,73	2,15	16,70	14,73	0,99
3	2,41	68,91	3,16	1,32	16,39	6,90	0,90
4	4,43	1,57	0	0,11	0	0,80	93,09
5	5,51	0,86	1,88	0	0,18	0,81	90,76
6	4,70	1,50	0	0	0,15	1,11	92,54

Рис. 2. Силикатные «матовые пятна» на изломе сварных соединений и результаты анализа металла рельсов производства ПАО «МК «Азовсталь»

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа основу включений составляют марганцовистые силикаты. В их состав при незначительном содержании железа могут входить такие активные элементы как алюминий, кальций, титан, магний.

Размер включений порядка 10 мкм дает основание считать, что наблюдаемое скопление сили-

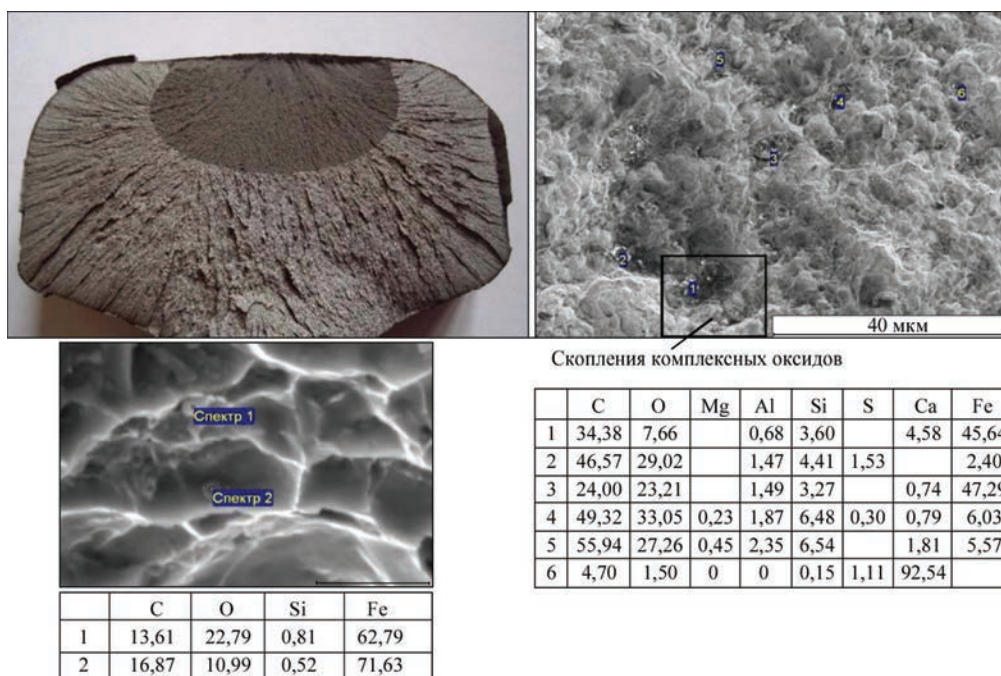


Рис. 3. Оксидные «матовые пятна» на изломе рельсов производства ПАО «МК «Азовсталь»

Таблица 2. Результаты испытаний рельсов марок стали К76Ф и 76Ф на изгиб

Номер режима	Стандарт и марка стали	Разрушающая нагрузка, кН	Стрела прогиба, мм	Примечание
	Украины			ТУ У 24.1-40075815-002:2016
	РФ	210	≥27	СТО РЖД 1.08.002-2009
1	К76Ф	<u>1750...2000</u> 1950	<u>25...35</u> 28	ПО
1	76Ф	<u>1750...2300</u> 1950	<u>12...35</u> 28	ПО
2	К76Ф	<u>1800...2000</u> 1900	<u>14...30</u> 19	ПО
2	76Ф	<u>1700...2300</u> 2000	<u>12...32</u> 21	ПО
3	К76Ф	<u>2000...2300</u> 2150	<u>35 – 45</u> 38	ПО
3	76Ф	<u>2300...2600</u> 2450	<u>30...46</u> 38	ПО

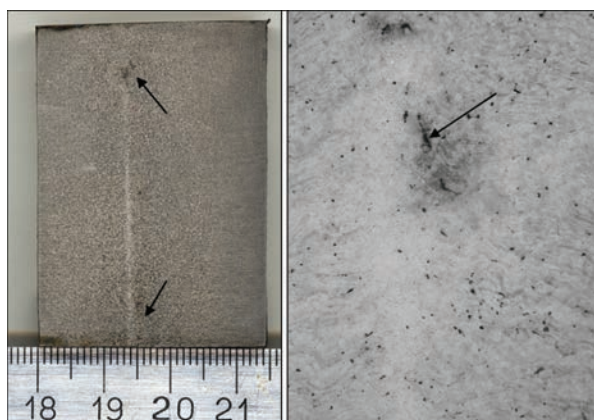


Рис. 4. Микротрещины в макроструктуре (×25) соединений образцов рельсов из стали марки 76Ф

катов образуется в результате фрагментации крупного включения при осадке.

Наряду с традиционными силикатными МП в изломах рельсов марок стали К76Ф производства

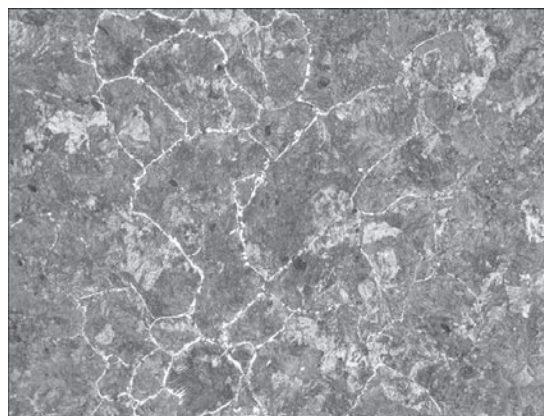


Рис. 5. Микроструктура (×100) соединения рельсов из стали марки 76Ф, сваренных на режиме 2 (см. рис. 1)

ПАО МК «Азовсталь», разрушенных при испытаниях на изгиб по основному металлу и по зоне термического влияния, наблюдались четко оконтуренные МП другой природы (рис. 3). Площадь их

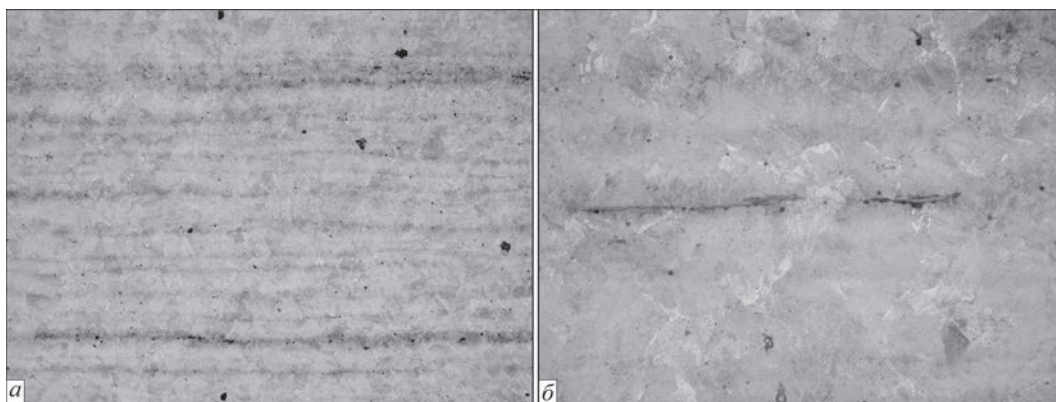


Рис. 6. Включения сульфидов в металле рельсов марки 76Ф, выявленные травлением в пикрате натрия: а — $\times 100$; б — $\times 400$

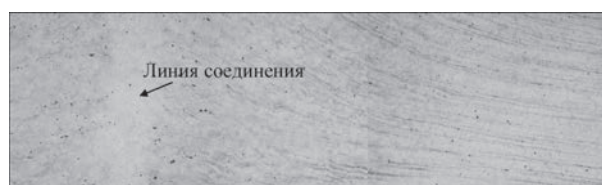


Рис. 7. Трансформация микроструктуры соединения рельсов из стали марки 76Ф

в отдельных случаях достигала десятков квадратных миллиметров.

Тонкие металлографические исследования показали, что характер излома в области пятен также ямочный. Однако в ямках присутствуют не силикаты, а оксиды железа размером менее десятых долей микрона. Необходимо отметить, что в пределах пятна наблюдались также скопления более крупных включений комплексных оксидов алюминия, кальция, кремния размером несколько микрон.

Очевидно, эти пятна являются результатом формирования в металле легкоплавких пленок, основу которых составляет оксид железа. Такие пятна на поверхности излома, в отличие от силикатных, можно классифицировать как оксидные МП. Из-за очень малой толщины пленки обнаружить их в металле рельса УЗК проблематично. Это затрудняет предварительную отбраковку рельсов.

Увеличение тепловложения при сварке приводит к снижению показателей испытаний сварных

рельсов марок стали КФ и 76Ф. Это обусловлено, прежде всего, увеличением размера зерна в средней части шва и развитием процесса выделения феррита по границам первичных аустенитных зерен по линии соединения.

В сварных образцах рельсов марки стали 76Ф, сваренных на режимах 2, УЗК была выявлена неоднородность металла, а последующий анализ макроструктуры показал, что наблюдаемая неоднородность является результатом зарождения трещин (рис. 4).

Микроструктура металла шва однородно сорбитная (рис. 5). По линии соединения наблюдается слой с ферритной оторочкой границ первичных аустенитных зерен. Ширина этого слоя около 500 мкм. Размер первичных аустенитных зерен по ASTM, соответствует 1...2 баллам. Ширина участка нормализации сварного соединения около 40 мм.

Микроструктура основного металла рельса сорбито-перлитная. В основном металле присутствуют многочисленные сульфиды (Fe, Mn) S в виде цепочек мелких глобулей и линзообразных включений, вытянутых вдоль направления проката (рис. 5, табл. 2). Встречались также обособленные, беспорядочно разбросанные более крупные неправильной формы сульфиды. Линзообразные сульфиды, как известно, обогащены железом, более пластичны и являются продуктом горячей деформации при прокатке [4].

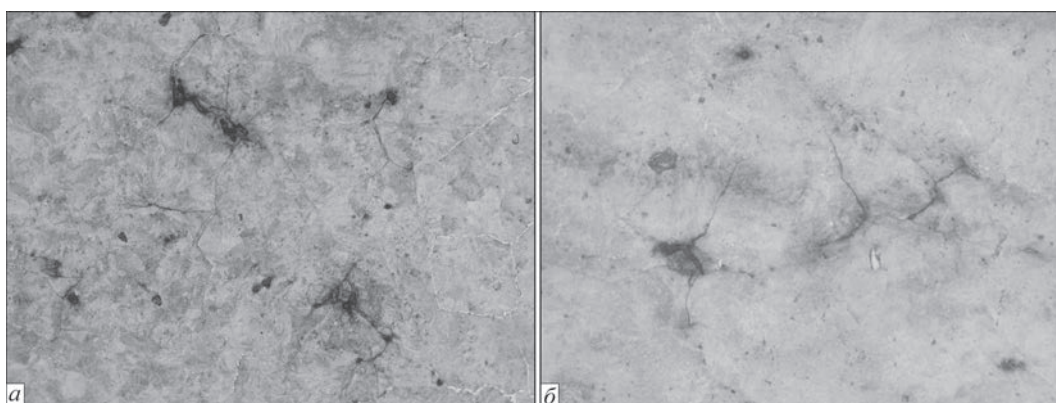


Рис. 8. Микротрещины в приконтактном слое соединения рельсов из стали марки 76Ф: а — $\times 100$; б — $\times 400$

Таблица 3. Результаты микрорентгеноспектрального анализа химического состава включений в металле рельса

Структурная составляющая	Содержание элементов, мас. %				
	Al	Si	S	Mn	Fe
Матрица	0,341	0,135	0,000	0,798	98,726
Включения в ОМ	0,530	0,361	18,511	30,872	49,726
Включения в ОМ	0,321	0,049	15,254	25,738	58,630
Включения в ОМ	0,358	0,209	16,312	27,269	55,852
Включения у линии соединения	0,729	0,430	3,751	7,657	87,433
Включения у линии соединения	0,278	0,463	3,211	6,336	89,712

В термомеханических условиях сварки включения сульфидов вытягиваются вдоль деформационных полос. В приконтактном слое активизация диффузионных процессов приводит к нарушению строчечности их расположения и коагуляции (рис. 6, 7).

Микротрещины, обнаруженные в приконтактном слое, примыкают к включениям сульфидов (рис. 8). Содержание железа в этих сульфидах значительно выше такового в линзообразных включениях основного металла: 80...85 и 50...60 мас. % соответственно, что свидетельствует об активном взаимодействии с железной матрицей.

В системе FeS–MnS существует эвтектика с температурой плавления 1164 °С. На контактной границе включений сульфидов марганца с железной матрицей при технологических нагревах возможно образование эвтектического расплава. Интенсификация этого процесса ведет к увеличению объема расплава и распространению его по структурным границам.

В литературе это явление определено как вязко-хрупкий переход при около солидусных температурах [5], который не является природным свойством стали, а определяется наличием примесных элементов металлургического происхождения, главным образом серы, фосфора, кислорода.

Растрескивание металла соединения рельсов по эвтектическим прослойкам, формирующимся в приконтактном слое, может произойти как при охлаждении, так и под нагрузкой в процессе эксплуатации. Это представляет опасность того, что соединения рельсов, прошедших контроль, могут разрушаться, будучи уложенными в путь.

Существенное влияние на развитие трещин оказывает деформация металла в приконтактном слое при осадке. Полосы проката, обогащенные включениями сульфидов (табл. 3), изгибаются и ориентируют ослабленный участок в наиболее неблагоприятном направлении относительно нагрузок, которые испытывает соединение рельсов.

Ужесточение режима нагрева приводит к пассивации процесса трансформации сульфидов и

торможению его на стадии коагуляции до распространения эвтектического расплава по межзеренным границам. Это позволило избежать растрескивания металла в соединениях, сваренных на режимах 1 и 3.

Выводы

1. Наличие в рельсовой стали неметаллических включений может существенно влиять на формирование дефектов в зоне сварки. Тип и структура дефектов в значительной степени определяются составом неметаллических включений.

2. Оксидные включения, сосредоточенные в полосах проката, выносятся в зону шва и в условиях деформации, образуя скопления, выстраиваются в наиболее неблагоприятном направлении относительно нагрузок, которые испытывает рельс.

3. Энерговложение при сварке оказывает влияние на формирование дефектов. При повышенном энерговложении в приконтактной зоне на основе сульфидов марганца формируются легкоплавкие эвтектики, распространяющиеся по границам зерен и создающие опасность образования микротрещин.

1. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В. Х. Лебедев. - Киев: Наукова думка, 1976. – 213 с.
2. Кучук-Яценко С. И. Технология и новое поколение оборудования для контактной стыковой сварки высокопрочных рельсов современного производства при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей / С. И. Кучук-Яценко, В. Г. Кривенко, А. В. Дидковский // Автоматическая сварка. – 2012. – № 6 – С. 32-37.
3. Рейки нові зварені для залізниць: ТУ У 27.1-40081293-002:2016. – ТУ У 27.1-40081293-002:2016. – Дніпропетровське НКТБ КГ філії НДКТИ ПАТ «Укрзалізниця».
4. Дементьев В. П. Ликвация в профиле Р65 рельсовой стали / В. П. Дементьев // Известия вузов. «Черная металлургия». – 2002. – № 10. – С. 1–9.
5. Забильский В. В. Вязко-хрупкий переход в сталях при околосолидусных температурах. Механизм охрупчивания границ зерен / В. В. Забильский, Р. М. Никонова. – ФММ, 2005, Т. 99, Вып. 3, С.1-9.

Поступила в редакцию 16.05.2016

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ПРЕССОВОЙ СВАРКИ МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ДУГОЙ НЕПОВОРОТНЫХ СТЫКОВ ТРУБ МАЛОГО ДИАМЕТРА В МОНТАЖНЫХ И СТАЦИОНАРНЫХ УСЛОВИЯХ

В. С. КАЧИНСКИЙ, С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, М. П. КОВАЛЬ, Е. И. ГОНЧАРЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Повышение качества сварки неповоротных стыков труб в монтажных условиях является актуальной задачей. Цель работы — разработка адаптированной к условиям монтажной сварки неповоротных стыков при ремонте трубопроводов технологии и оборудования для прессовой сварки магнитоуправляемой дугой (ПСМД) неповоротных стыков труб диаметром 18...64 мм с толщиной стенки до 5 мм для стыковой сварки труб воздухопроводов железнодорожных вагонов, сварке трубопроводов при ремонте и строительстве тепличных комбинатов и других целей промышленного использования. Разработана адаптивная система автоматического управления процессом энерговложения при ПСМД и на ее основе технология сварки труб в условиях, обеспечивающих стабильное качество соединений. Разработана технология ПСМД труб диаметром 18...64 мм в полевых условиях, базирующаяся на использовании способа автоматического управления величины зазора между торцами свариваемых труб, обеспечивающего стабильное энерговложение при сварке. Разработано, изготовлено и прошло промышленные испытания новое поколение оборудования для ПСМД труб диаметром 18...64 мм в полевых условиях с использованием систем автоматического управления основными параметрами процесса. Библиогр. 8, табл. 3, рис. 12.

Ключевые слова: прессовая сварка магнитоуправляемой дугой, индукция управляющего магнитного поля, трубопроводы

Сварка неповоротных кольцевых швов труб диаметром 18...64 мм из углеродистых и низколегированных сталей применяется в различных отраслях промышленности, строительства, энергетики, тепличном хозяйстве. При этом преимущественно используются различные технологии ручной, автоматической орбитальной газозлектрической и газовой сварки. В предыдущие годы в Институте электросварки им. Е. О. Патона разработана технология сварки труб малого диаметра с использованием прессовой сварки магнитоуправляемой дугой (ПСМД). Технология, а также оборудование успешно внедрены и используются при изготовлении различных деталей трубчатого круглого сечения автомобильной промышленности [1]. Разработаны и изготовлены установки для ПСМД деталей трубчатого сечения (рис. 1, 2). ПСМД [2–5] отличается от существующих дуговых способов высокой производительностью, стабильностью качества сварных соединений, высокой степенью механизации и автоматизации технологического процесса. Сварка выполняется в автоматическом режиме, что значительно снижает влияние оператора-сварщика на качество сварных соединений. При ПСМД стальных труб не требуются сварочные материалы и защитный газ.

Эта технология и оборудование используется при сварке неповоротных стыков труб в стационарных условиях. При этом основные параметры

процесса сварки задаются программами, воспроизведение которых возможно при строго заданной величине дугового зазора между торцами свариваемых труб. При ПСМД в полевых условиях и ремонтных работах выполнение этого условия не всегда возможно. Накопленный в ИЭС опыт ПСМД различных труб показывает, что стабилизировать величину зазора можно путем разработки систем автоматического управления его величиной в процессе сварки.

Целью работы была разработка адаптированной к условиям монтажной сварки неповоротных стыков при ремонте трубопроводов технологии и оборудования для ПСМД неповоротных стыков



Рис. 1. Установка МД101: 1 — сварочная машина; 2 — шкаф управления; 3 — пульт управления

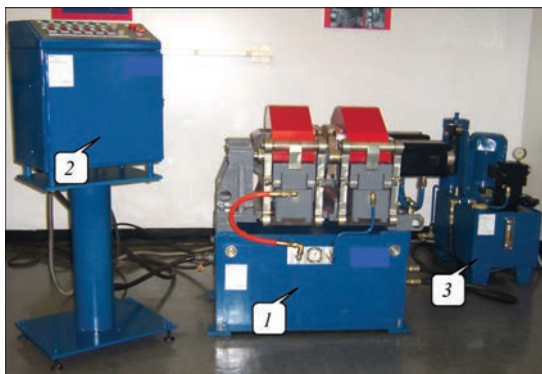


Рис. 2. Установка МД103: 1 — сварочная машина; 2 — шкаф управления; 3 — насосная станция

труб диаметром 18...64 мм с толщиной стенки до 5 мм для стыковой сварки труб воздухопроводов железнодорожных вагонов, сварке трубопроводов при ремонте и строительстве тепличных комбинатов и других целей промышленного использования. Для решения поставленной задачи были выполнены следующие исследования:

- разработка адаптивной системы автоматического управления процессом нагрева металла и формирования соединений при ПСМД труб указанных размеров;

- исследования деформационных процессов при ПСМД с целью достижения необходимой величины усиления сварного шва путем определения основных параметров привода машины;

- исследования влияния термических циклов при сварке труб указанных размеров на структуру и механические свойства соединений и разработка технологии сварки;

- разработка мобильного оборудования для ПСМД сварки труб малого диаметра.

Для проведения исследований по сварке использовали стальные трубы диаметром 32...51 мм с толщиной стенки 2,5...5 мм из стали 20, 09Г2С. Исследования выполняли на лабораторных машинах МД101 и МД103 (рис. 1, 2). Установка МД101 с ручным рычажным зажатием и пневматическим приводом осадки предназначена для сварки труб диаметром от 12 до 51 мм с максимальной площадью поперечного сечения до 460 мм² и максимальным наружным диаметром 51 мм и толщиной стенки 3 мм. Мощность установки не более 40 кВ·А. Масса установки 250 кг. Установка МД103 с гидравлическим приводом зажатия и осадки предназначена для сварки труб диаметром от 40 до 120 мм с максимальной площадью поперечного сечения до 2000 мм² и наружным диаметром до 120 мм с толщиной стенки 5 мм.

Таблица 1. Химический состав стали, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
20	0,20	0,24	0,47	0,015	0,016	0,05	0,05	0,25	0,05	0,01
09Г2С	0,11	0,75	1,38	0,035	0,037	0,28	0,29	0,29	0,09	Не опр.

Мощность установки не более 70 кВ·А. Масса установки 940 кг. Значительная масса установок МД101 и МД103 не позволяет использовать их при сварке в монтажных условиях.

Металлографические исследования выполнялись на микроскопах «Neophot-32» и «Versomet» при разных увеличениях. Величину микротвердости измеряли при нагрузке 100 г, на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо». Размер зерна определяли по шкалам ГОСТ 5639–82. Химический состав стали приведен в табл. 1.

Одним из основных технологических параметров, влияющих на устойчивое передвижение дуги в магнитном поле, является величина магнитной индукции. Как показали исследования, при малых значениях магнитной индукции дуга горит неустойчиво, с короткими замыканиями. С энергетической точки зрения желательно обеспечить в зазоре оптимальную индукцию для устойчивого передвижения дуги. Оптимальными принимались такие параметры поля, которые затем могли быть реализованы для использования в производственных условиях.

Устойчивое перемещение дуги зависит также и от величины зазора, параллельности торцов и угла скоса кромок свариваемых труб. Величина дугового зазора, в котором присутствует индукция управляющего магнитного поля и перемещается дуга в значительной степени определяет качество сварных соединений. Этот параметр определяется из требования устойчивого возбуждения дуги, стабильного ее перемещения с максимально возможным временем горения, достижения наибольшей частоты вращения. В исследуемом диапазоне труб величина зазора, как установили эксперименты, находится в пределах 1,2...1,8 мм. Для труб с небольшой толщиной стенки (до 2 мм) этот зазор составляет 1,2...1,5 мм, для труб с толщиной стенки до 5 мм – в пределах 1,6...1,8 мм. На основании проведенных исследований разработана система автоматического управления величиной дугового зазора при нагреве высокоскоростной магнитоуправляемой дугой, которая позволяет поддерживать оптимальное его значение в течение всего периода нагрева, независимо от начальной величины зазора. Система позволяет начинать устойчивый процесс горения дуги даже в случае возбуждения с короткого замыкания, что значительно упрощает центровку кромок труб при монтажной сборке стыков, а также снижает требования к точности обрезки торцов труб перед



Рис. 3. Блок-схема регулятора дугового зазора

сваркой. Система автоматического управления процессом нагрева труб при ПСМД запатентована в ведущих странах и существенно расширяет возможности использования этой технологии при сварке в полевых условиях [6, 7].

Принцип регулирования дугового зазора основан на методе обработки сигнала обратной связи между падением напряжения на сварочной дуге и последующим управляющим воздействием на устройство перемещения подвижной части сварочной машины. Блок-схема регулятора приведена на рис. 3.

Регулирование дуговым зазором осуществляется следующим образом. Перед началом процесса сварки свариваемые трубы, торцами впритык, зажимают в подвижную и неподвижную части сварочной машины. Перед началом цикла сварки включается источник питания сварочной дуги. Напряжение на подвижном и неподвижном корпусах сварочной машины равно нулю (режим короткого замыкания). При нулевом сигнале входного напряжения происходит разведение подвижной части машины до установленного значения дугового напряжения. Происходит возбуждение сварочной дуги и начинается процесс нагрева торцов труб. Сигнал, соответствующий падению напряжения на сварочной дуге, поступает на вход нормирующего усилителя. В процессе нагрева труб сигнал с выхода нормирующего усилителя поступает на вход аналого-цифрового преобразователя и преобразуется в последовательность пакетных данных, соответствующих изменениям величины напряжения на сварочной дуге, перемещающейся в зазоре между торцами труб. В программно-аппаратном комплексе на базе персонального компьютера пакет данных обрабатывается программой регистрации падения напряжения на дуге. Проводя непрерывный анализ этих данных, система воздействует на подвижную часть сварочной установки, поддерживая напряжение на дуге в установленных пределах с целью обеспечения устойчивого перемещения сварочной дуги по торцам свариваемых труб. Использование системы

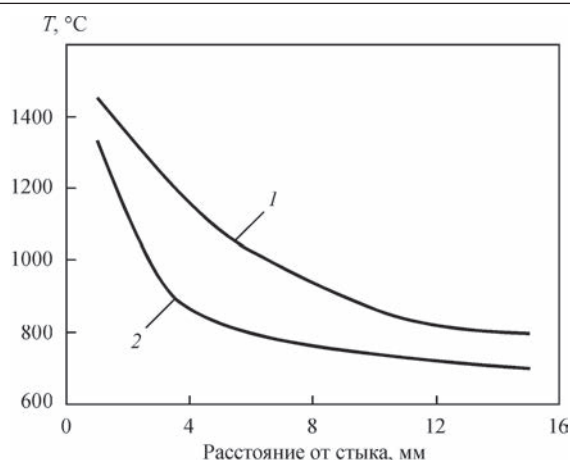


Рис. 4. Распределение температуры при сварке труб диаметром 42 мм с толщиной стенки 3 мм (1 — КССО; 2 — ПСМД)

позволило выполнять качественные соединения при меньшем энергозатрате и соответственно нагреве и деформации торцов труб, так как стабилизация нагрева позволила сузить избыточный запас энергозатраты, предусмотренный на случай его снижения при отклонениях параметров.

На рис. 4 приведена диаграмма распределения температуры при сварке труб диаметром 42×3 мм методом контактной стыковой сварки оплавлением (КССО) и прессовой сварки магнитоуправляемой дугой (ПСМД), характеризующая распределение температуры в металле ЗТВ и по линии соединения структуры.

Исследование термических циклов в период нагрева труб с помощью термопар и испытания соединений показали, что определяющим фактором, влияющим на качество соединений, является температура нагрева торцов труб перед их сжатием, позволяющая получать достаточную деформацию при осадке. Оптимальной температурой является нагрев до 1000...1100 °С зоны, расположенной на расстоянии 1 мм от торца трубы. Продолжительность нагрева при соблюдении постоянными других параметров находится в узком диапазоне. Его величина зависит от тока дуги. Перегрев торцов труб перемещающейся дугой приводит к появлению жидких перемычек в зазоре и снижению скорости стабильного перемещения дуги. Сварочная дуга под действием магнитного поля перемещается в зазоре между торцами свариваемых труб. Высокая скорость дуги, до 140 м/с, на трубах малого диаметра, позволяет получать равномерный нагрев торцов труб по всей свариваемой поверхности. Для выполнения сварки машины были оборудованы приводом, позволяющим изменять величину дугового промежутка между торцами труб, а также регулировать величину деформации при осадке.

Разработка технологии сварки. На рис. 5 представлены различные типы сварных соединений труб



Рис. 5. Сварные соединения труб диаметром 38×3 мм: а — трубы с трубой; б — трубы с заглушкой

диаметром 38×3 мм, выполняемые в монтажных условиях. Применение системы стабилизировало величину зазора и энергозатраты в течение всего периода нагрева, что позволило получать стабильное распределение температуры при нагреве труб с толщиной стенки от 3 до 5 мм (рис. 4).

При прессовой сварке труб на внутренней и наружной поверхности труб образуется усиление сварного шва. В зависимости от условий эксплуатации сварных соединений и трубчатых конструкций усиление удаляют механической обработкой или оставляют в конструкции. При сварке неповоротных стыков труб наружный грат при необходимости удаляют, а внутренний допускается при условии, если его величина не превышает установленную величину. Это требование создает дополнительные задачи при разработке и изысканиях оптимальных термомеханических циклов при сварке. Управляя энергозатратами в нагреваемые торцы труб и величиной припуска на осадку, удалось добиться уменьшения величины внутреннего усиления сварного шва (рис. 6).

В процессе сварки на ход процесса влияют различные факторы, что вызывает необходимость проведения контроля качества сварных соединений. Основным условием формирования сварного соединения является процесс совместной пластической деформации свариваемых деталей. На процесс формирования соединений влияют следующие факторы:

- состояние торцов труб (температура поверхности, наличие микронеровностей, оксидных пленок и других загрязнений);

Таблица 2. Основные технологические параметры сварки труб

Марка стали, мм	Диаметр, мм	Время сварки, с	Усилие осадки, кН	Укорочение труб, мм
20	38×3	9	24	3,8
20	42×5	14	40	4,7
09Г2С	42×4	12	37	3,7
09Г2С	48×3,5	13	35	3,4



Рис. 6. Макрошлиф сварного соединения трубы диаметром 42×3,5 мм

- распределение температуры в свариваемых торцах труб;
- величина и характер деформации торцов при осадке.

По результатам проведенных исследований была разработана технология ПСМД труб малого диаметра до 64 мм. Основные параметры режимов сварки представлены в табл. 2.

На рис. 7 приведена микроструктура по линии соединения труб диаметром 42×4 мм, сваренных способом ПСМД. Полоска соединения достаточно четко выражена по всей высоте шва, ее ширина составляет 40...60 мкм.

Микроструктура металла ЗТВ на участке крупного зерна ферритно-перлитная. Перлит выделяется в виде отдельных зерен и в составе ферритно-перлитной смеси. Балл зерна на участке крупного зерна соответствует 6-5. Твердость составляет $HV1 - 1930...2210$ МПа. На участке нормализации (рис. 8) структура мелкозернистая (балл 9-10 по ГОСТ 5639-82) ферритно-перлитная с преобладанием ферритной составляющей, ширина участка 1400 мкм, твердость $HV1 - 1640...1870$ МПа. Основной металл (рис. 9) представляет собой ферритно-перлитную смесь с явными следами проката, балл зерна основного металла 8 по ГОСТ 5639-82. Твердость основного металла $HV1 - 1510...1710$ МПа. Ширина ЗТВ сварного соединения 6800 мкм.

Твердость сварного соединения измеряли по линии ОМ-ЗТВ-линия соединения-ЗТВ-ОМ с нагрузкой 100 г и шагом 500, 300, 200 и 100 мкм.



Рис. 7. Микроструктура (×100) стали 20 по линии соединения сварного соединения



Рис. 8. Микроструктура (×100) участка полной перекристаллизации



Рис. 9. Микроструктура (×100) основного металла
HV, МПа

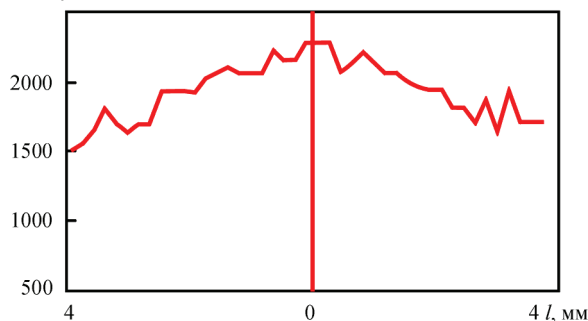


Рис. 10. Твердость сварного соединения по линии ОМ–ЗТВ–ЛС–ЗТВ–ОМ

Значение твердости приведены на рис.10. Твердость полосы соединения HV1-2150, 1990, 2280, 2060, 2280, 2060 МПа. Термический цикл при ПСМД характеризуется скоростным нагревом и охлаждением. В целом структура металла отличается более мелким зерном и шириной ЗТВ, чем при сварке подобных изделий при других видах сварки давлением. Скорость охлаждения при ПСМД значи-

тельно выше, чем при КССО, что приводит к увеличению твердости по линии сварного соединения при ПСМД. Микроструктура полосы соединения состоит, в основном, из пластинчатого феррита с неупорядоченной второй фазой, которая имеет более высокую твердость, чем свободный феррит. Это обуславливает повышенную твердость полосы соединения по сравнению с КСС, где структура полосы соединения представляет собой, в основном, полидрический феррит.

Механические свойства основного металла (ОМ) и сварных соединений (СС) приведены в табл. 3. Анализ результатов испытаний, выполненных при температуре 20 и –20 °С показал, что механические свойства сварных соединений находятся на уровне механических свойств основного металла.

По результатам выполненных исследований разработана мобильная машина для прессовой сварки магнитоуправляемой дугой труб диаметром до 51 мм [8]. Для работы в условиях производства и монтажных условиях была изготовлена мобильная машина для прессовой сварки труб малого диаметра.

Основные технические характеристики установки

Максимальная площадь поперечного сечения труб, мм ²	450
Максимальный диаметр трубы, мм.....	57
Усилие осадки максимальное, кН (кГс).....	30 (3000)
Усилие зажатия максимальное, кН (кГс).....	60 (6000)
Напряжение питания, В.....	380
Потребляемая мощность, кВт·А.....	50
Масса машины, кг.....	90
Габаритные размеры машины, мм.....	800×600×400

Процесс ПСМД сварки на установке МД1, которая состоит из машины, сварочного выпрямителя и шкафа управления, выполняется следующим образом. Свариваемые трубы устанавливаются в зажимные устройства машины (рис. 11). Трубы прочно зажимаются приводами машины.

Дуга горит в узком зазоре между торцами труб (рис. 12). Процесс сварки выполняется нагреванием торцов труб до состояния пластической деформации. После нагрева выполняется осадка.

Разработанная сварочная установка МД1 обеспечивает сварку труб диаметром до 57 мм как в полевых, так и в стационарных условиях в диапазоне температуры окружающей среды от –40 до

Таблица 3. Механические свойства сварных соединений труб

Марка стали	Диаметр труб, мм (толщина стенки, мм)	σ_b , МПа (ОМ)	σ_b , МПа (СС)	KCV_{20° , Дж/см ² (ОМ)	KCV_{20° , Дж/см ² (СС)	KCV_{20° , Дж/см ² (ОМ)	KCV_{20° , Дж/см ² (СС)
20	38 (3)	508...525 516,5	512...545 528,5	56...58 57	54...58 56	56...59 57,5	54...62 58
09Г2С	42 (5)	460...478 469	453...484 465	57,7...58,1 57,9	59...78,1 68,5	57,8...58 57,9	64...74,5 69,3

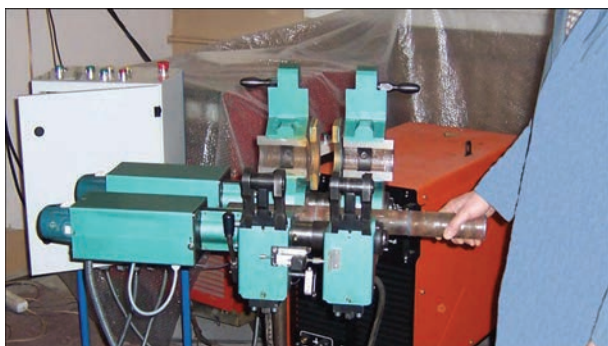


Рис. 11. Установка труб в зажимные устройства сварочной машины

40 °С. Возможно изготовление сварочных мобильных комплексов на базе данной установки.

Выводы

Разработана адаптивная система автоматического управления процессом энерговложения при ПСМД и на ее основе технология сварки труб в условиях, обеспечивающих стабильное качество соединений.

Проведены всесторонние исследования качества соединений труб, свидетельствующие о равнопрочности с основным металлом по всем показателям, включая ударную вязкость.

Установлена возможность получения ограниченных размеров грата за счет оптимизации термического цикла.

Разработана технология ПСМД труб диаметром 18...64 мм в полевых условиях, базирующаяся на использовании предложенного авторами способа автоматического управления величины зазора между торцами свариваемых труб, обеспечивающего стабильное энерговложение при сварке.

Показана возможность получения качественных соединений при ПСМД с минимальными энерговложениями и деформацией при осадке с целью уменьшения величины грата.

Проведены всесторонние испытания сварных соединений труб диаметром 18...64 мм, выполненных при минимальном энерговложении и свидетельствующие о их практической равноценности с основным металлом, в том числе по показателям ударной вязкости.

Разработано, изготовлено и прошло промышленные испытания новое поколение оборудования для ПСМД труб диаметром 18...64 мм в полевых условиях с использованием систем автоматического управления основными параметрами процесса. Установлена возможность значитель-



Рис. 12. Процесс прессовой сварки труб диаметром 51×4 мм на машине МД1

ного упрощения операций центровки и сборки труб с использованием систем автоматического управления.

Металлографические исследования показали отсутствие пор по линии сварного соединения. Измерения твердости по линии основной металл–ЗТВ–линия соединения–ЗТВ–основной металл, показали повышение твердости на 10...15 % по линии сварного соединения, что допустимо по нормативным документам.

Разработана технология сварки труб для использования на вагоноремонтных предприятиях железной дороги, строительстве и ремонте тепличных комбинатов.

Разработана мобильная машина МД1 для выполнения прессовой сварки малого диаметра в стационарных и полевых условиях.

1. Magnetically-impelled arc butt welding of automobile parts / S. I. Kuchuk-Yatsenko, V. S. Kachinskiy, V. Yu. Ignatenko [et al.] // Australasion welding journal. – 2010. – Vol. 55, Second Quarter. – P. 40–48.
2. Ganovski F. J. The magnetarc welding process. – F. J. Ganovski // Welding Metal Fabrication. – 1974. – № 5. – P. 206–213.
3. Edson D. A. Magnetically Impelled Arc Butt Welding of Thick Wall Tubes / D. A. Edson // International Institute of Welding. – 1982. – III 726–82, July. – P. 726.
4. Takagi K. Magnetically Impelled Arc Butt Welding of gas pipeline / K. Takagi, F. Aracida // Metal Construction. – 1982. – № 10. – P. 542–548.
5. Magnetically-impelled arc butt welding of pipes of steel X70 / S. I. Kuchuk-Yatsenko, V. S. Kachinskiy, V. Yu. Ignatenko [et al.] // Australasion welding journal. – 2010. – Vol. 55, Second Quarter. – p. 20–22.
6. Pat. 6.211.489 B1 United States. Method of magnetically impelled arc butt welding / S. I. Kuchuk-Yatsenko, V. S. Kachinskiy, V. Yu. Ignatenko, M. P. Koval. Date of patent 03.04.2001.
7. Пат. 100278 Украина. Способ прессовой сварки / С. И. Кучук-Яценко, В. С. Качинский, М. П. Коваль. Зарегистрирован 10.12.2012 г.
8. Пат. 95360 Украина. Машина для прессовой сварки труб с нагревом дугой, управляемой магнитным полем / С. И. Кучук-Яценко, В. С. Качинский, М. В. Галахов, М. П. Коваль, В. И. Клименко. Зарегистрирован 25.12.2014 г.

Поступила в редакцию 23.02.2016

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ КОНСТРУКЦИЙ В АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, К. С. ХРИПКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Электронно-лучевая сварка является одним из ведущих технологических процессов, используемых при создании конструкций для авиакосмической промышленности. Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ в течении многих лет занимает ведущие позиции в разработке технологий специализированного оборудования для электронно-лучевой сварки. В работе описаны различные типы созданных установок, отличающихся габаритами сварочной камеры, а также вариациями камер и конфигурациями вакуумных систем, механизмов перемещения пушки или свариваемого изделия. Все установки оснащены современными системами управления оборудованием, входящим в их состав. Приведены образцы изделий авиакосмического назначения, изготовленных с помощью электронно-лучевой сварки. Библиогр. 6, рис. 16.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, изделия авиакосмической промышленности, установки, сварочные камеры, габариты камер, вакуумная система, механизмы перемещения, системы управления, сварные узлы

Авиационная и космическая промышленности занимают лидирующее место по использованию легких и прочных сплавов цветных металлов. Учитывая приоритетность этих направлений, в Институте уделялось большое внимание разработке технологических процессов сварки подобных материалов различными способами, в том числе и способом ЭЛС [1, 2].

Использование средств числового программного управления (ЧПУ) для технологического процесса ЭЛС вывело эту технологию в разряд лидирующих благодаря возможностям прецизионного управления как траекторией движения электронного пучка при сварке, так и его энергетикой, включая регулировку общей величины мощности и формы распределения этой мощности в пространстве [3, 4]. В итоге это привело к существенному расширению технологических возможностей ЭЛС и к улучшению повторяемости процесса сварки серийных деталей на запрограммированном режиме.

Основные характеристики разрабатываемых установок ИЭС [5]:

1. «Малые» (малогабаритные) установки имеют объем сварочной (вакуумной) камеры до 0,26 м³ (рис. 1).

Рабочее давление в электронно-лучевой пушке менее 5×10^{-5} Торр, в сварочной камере — не выше $(2,5...3) \times 10^{-4}$ Торр. Типичное время откачки сварочной камеры и пушки составляет при этом не более 5 мин (зависит от комплектации вакуумной системы).

Установки имеют сравнительно простую конструкцию со стационарно закрепленной наружной сварочной пушкой. Сварочное движение реализо-

вано миниатюрным ЧПУ-механизмом перемещения свариваемой детали: одно или двухкоординатный рабочий стол и сварочный манипулятор (вращатель), устанавливаемый в одном из двух положений — либо с вертикальной осью вращения планшайбы, или с горизонтальной. Кроме того, установка может оснащаться, например, миниатюрной задней бабкой (для горизонтальной ориентации оси вращения свариваемой детали), небольшим токарным патроном, дополнительным центром и т. п.

Установки этого типа комплектуются сравнительно маломощным высоковольтным сварочным энергоблоком мощностью 6...15 кВт (при фиксированном ускоряющем напряжении 60 кВ).

Это универсальные установки, типичное назначение которых — сварка мелких деталей с линейными и кольцевыми швами из различных конструкционных металлов, в том числе алюми-

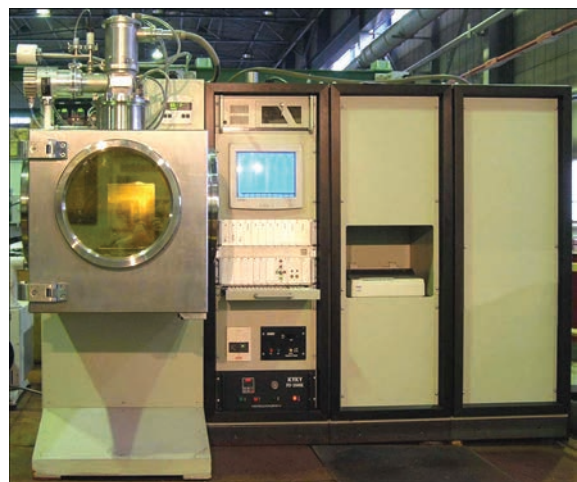


Рис. 1. Малогабаритная установка

Электронно-лучевая сварка

ниевых, магниевых и титановых сплавов, обычно максимальной толщиной менее 30 мм.

2. «Средние» (среднегабаритные) установки имеют объем сварочной (вакуумной) камеры $2,7...5,7 \text{ м}^3$.

Рабочее давление в электронно-лучевой пушке менее 5×10^{-5} Торр, а в сварочной камере, соответственно, не выше $(2,5...3) \times 10^{-4}$ Торр. Типичное время откачки сварочной камеры и пушки при этом — не более 12...15 мин.

Такие установки имеют наружную стационарно закрепленную (вертикально) сварочную пушку (рис. 2).

Перемещение во время сварки (ЧПУ) здесь реализовано прецизионным двухкоординатным рабочим столом и сварочным манипулятором (вращателем), устанавливаемым на столешницу рабочего стола либо в положении с вертикальной осью вращения планшайбы, или с горизонтальной (рис. 3). Дополнительно реализовано перемещение всего подвижного основания рабочего стола (по рельсовым направляющим) из вакуумной камеры на погрузочно-разгрузочную платформу и назад в камеру, причем с плавным подъездом к месту парковки в самой камере.

Установка может оснащаться задней бабкой с поворотным или неповоротным центром в паре с основным сварочным манипулятором (при горизонтальной ориентации его оси вращения), а также токарным патроном и дополнительным центром для этого сварочного манипулятора и т.п. Кроме того, обычно установки оснащаются парным комплектом специальных тумб-подставок для сварочного манипулятора и задней бабки, соответственно (рис. 3). Дополнительно могут поставляться и подставки под тот же манипулятор, но для случая вертикальной ориентации его оси вращения. В общем случае наличие, количество и высота подставок выбирается, исходя из максимальной допустимой величины рабочего расстояния от



Рис. 2. Среднегабаритная установка с неподвижной пушкой и двухкоординатным рабочим столом

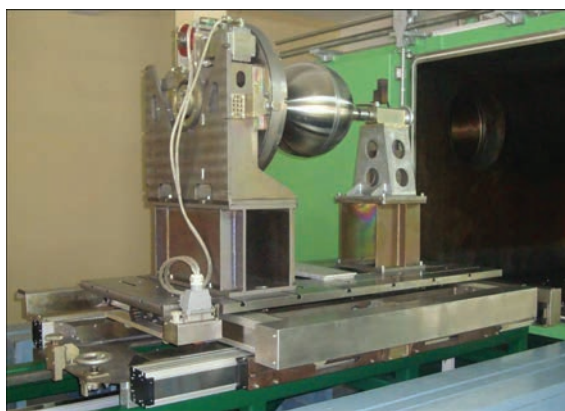


Рис. 3. Двухкоординатный рабочий стол среднегабаритной установки с установленными на специальные подставки сварочным манипулятором (вращателем) и задней бабкой

электронно-лучевой пушки до наружной поверхности деталей конкретного типоразмера.

В некоторых случаях, по желанию заказчика, в среднегабаритных установках используется комбинированная схема линейного сварочного перемещения (рис. 4): подвижный блок электронно-лучевой пушки, передвигающийся вдоль крыши сварочной камеры по одной оси (обычно ось Y) и однокоординатный рабочий стол, движущийся вдоль другой — поперечной оси (ось X , соответственно).

Вне зависимости от вышеупомянутой схемы сварочного перемещения, типичный рабочий линейный ход таких установок порядка 500 мм по обеим осям X и Y . Такой рабочий ход вдоль оси X обусловлен достаточно большой длиной столешницы рабочего стола, позволяющей разместить в длину сварочный манипулятор и заднюю бабку с закрепленным между ними свариваемым изделием.

Установки этого типа обычно комплектуются высоковольтным сварочным энергоблоком мощностью 15 или 30 кВт (при фиксированном ускоряющем напряжении 60 кВ).

Подобные установки, аналогично «малым» установкам, могут быть использованы для сварки всевозможных мелких деталей с линейными и кольцевыми швами из любых конструкционных



Рис. 4. Среднегабаритная установка с подвижной сварочной пушкой и однокоординатным рабочим столом



Рис. 5. Крупногабаритная установка с мобильной внутрикамерной сварочной пушкой и рабочим столом (выкатной тележкой)

металлов, в том числе и алюминиевых, магниевых, титановых сплавов, максимальной толщиной до 60 мм. Тем не менее, основное их назначение — это сварка цилиндрических и сферических деталей диаметром до 700 мм. Так, в частности, на таких установках осуществляется сварка заготовок полусфер шаробаллонов различного типоразмера из конструкционного титанового сплава А16–4V и их последующая финишная стыковка сквозным кольцевым швом (см. рис. 3).

3. «Большие» (крупногабаритные) установки (рис. 5) имеют объем сварочной (вакуумной) камеры 19...42 м³.

Рабочее давление в электронно-лучевой пушке менее 5×10^{-5} Торр, а в сварочной камере соответственно не выше $(2,5...4) \times 10^{-4}$ Торр. Время полной откачки (т.е. и сварочной камеры и пушки) при этом не более 20...40 мин в зависимости от комплектации вакуумной системы.

Конфигурация установки предусматривает подвижную внутрикамерную сварочную пушку, прецизионный ЧПУ-механизм перемещения которой обеспечивает линейное движение вдоль трех координатных осей (вдоль камеры — X, поперек камеры — Y и вертикально — Z), а также наклон пушки до 90° в плоскости Z-X (от «вертикальной» ориентации пушки до «горизонтальной»).

В отличие от описанных ранее меньших установок, рабочий стол «больших» установок не участвует в движении и представляет собой погрузочно-разгрузочную тележку, имеющую верхнюю монтажную плиту с Т-образными пазами, предназначенную для размещения и крепления различных типов сварочных манипуляторов и

дополнительных аксессуаров к ним, а также для всевозможной специализированной сварочной оснастки для неповоротных деталей и узлов. Естественно, имеется соответствующий механизм перемещения рабочего стола по рельсам из камеры на внешнюю погрузочно-разгрузочную платформу и назад в сварочную камеру с плавным подъездом к месту парковки.

Особенностью конструкции «больших» установок является то, что вышеупомянутый поворот пушки реализован за счет поворота основания консольной балки, несущей механизм перемещения по оси Y (рис. 6). При этом сам узел этого поворота может свободно двигаться в пределах большей части сварочной камеры в плоскости Z-X.

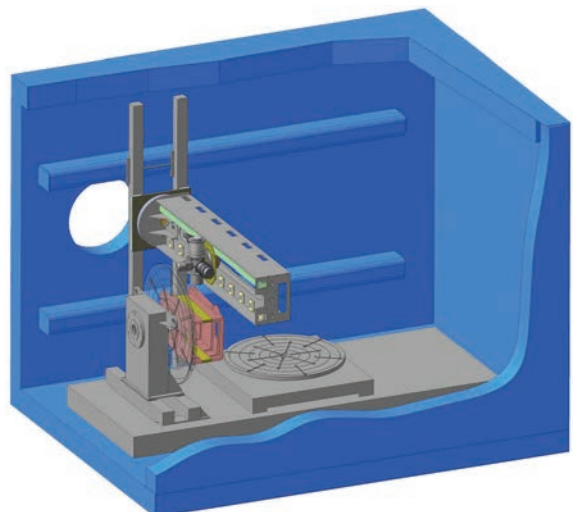


Рис. 6. Модель внутрикамерных механизмов типичной крупногабаритной установки

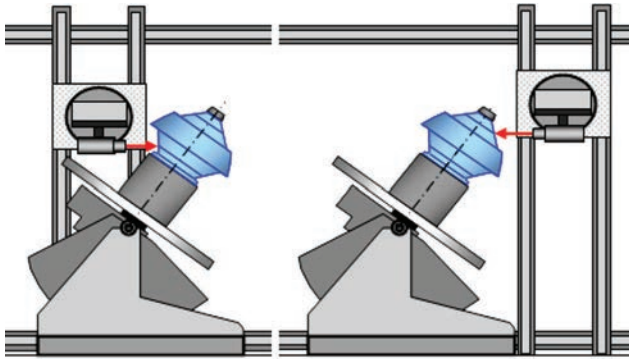


Рис. 7. Пример схемы сварки вращающихся деталей сложной формы с помощью сварочного манипулятора с наклонной осью вращения

В зависимости от назначения установки блок сварочной пушки может иметь дополнительную степень свободы: ЧПУ-ось поворота пушки на $\pm 45^\circ$ в плоскости, параллельной оси Y .

Вращение свариваемой детали обычно обеспечивается за счет одного из 3-х штатных сварочных манипуляторов: сварочного манипулятора с горизонтальной осью вращения (в комплект к нему обычно идет задняя бабка соответствующей высоты), сварочного манипулятора с вертикальной осью вращения (оба манипулятора может заменить один универсальный манипулятор, рассчитанный на обе ориентации, и горизонтальную и вертикальную) и сварочного манипулятора с наклонной осью вращения. Последний позволяет осуществлять наклон оси вращения планшайбы в диапазоне от -30° до $+90^\circ$ (от вертикали), что обеспечивает возможности оперирования, например, со сложными секциями авиационных двигателей (рис. 7), или с другими авиационными узлами, например, пилоном авиационного крыла (рис. 8).

Для расширения производственных возможностей сварочные камеры «больших» установок могут иметь не одну, а пару «скользящих» рабочих дверей и, соответственно, пару подвижных рабочих столов.

Установки этого типа комплектуются высоковольтным сварочным энергоблоком мощностью 15, 30 или 60 кВт (при фиксированном ускоря-



Рис. 8. Пилон авиационного крыла на сварочном манипуляторе с наклонной осью вращения



Рис. 9. Заготовка секции авиационного двигателя из титанового сплава

ющем напряжении 60 кВ) в зависимости от конкретных свариваемых материалов и их толщин.

Подобные установки можно назвать «условно универсальными», так как, в принципе, они могут быть использованы для сварки большинства узлов, вписывающихся во внутрикамерные габариты, свариваемые толщины которых находятся в пределах возможностей комплектуемого энергоблока. Но при этом типичное их назначение – это сварка узлов авиационных двигателей и прочих сравнительно компактных деталей и узлов [6] (рис. 9–12).

4. «Сверхбольшие» (особо крупногабаритные) установки имеют объем сварочной (вакуумной) камеры 80...100 м³.

Подобные установки (рис. 13) по назначению, в принципе, не отличаются от «больших» и также могут рассматриваться как «условно универсальные», но они рассчитаны, соответственно, на узлы



Рис. 10. Заготовка авиационного узла из титанового сплава, сваренная встык из нескольких секций

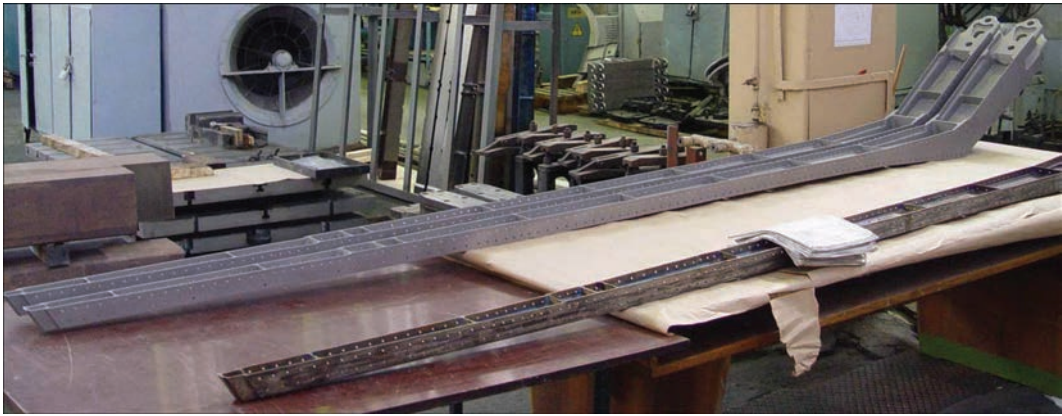


Рис. 11. Длинномерные авиационные конструкции, сваренные электронным пучком

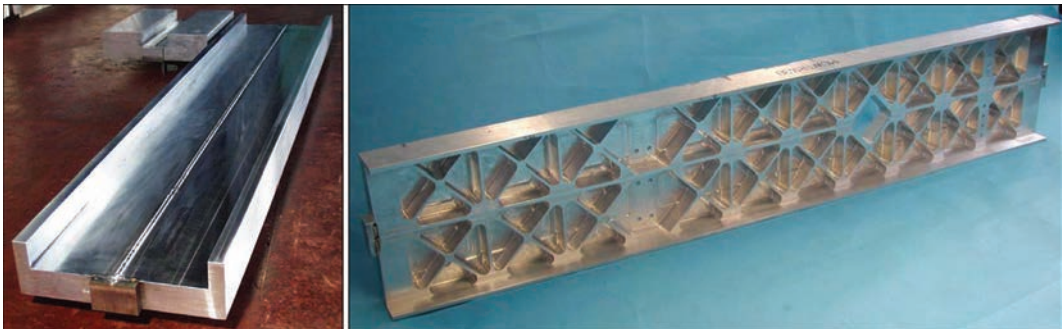


Рис. 12. Сваренная заготовка (слева) балки авиационного крыла (справа — после механической обработки) из высокопрочного алюминиевого сплава

значительно бoльших габаритов. При этом диапазон свариваемых толщин по-прежнему находится в пределах возможностей аналогичных сварочных энергоблоков мощностью 15, 30 или 60 кВт (при фиксированном ускоряющем напряжении 60 кВ).

Таким образом, назначение таких установок — сварка крупногабаритных узлов авиационных двигателей и прочих крупногабаритных и длинномерных деталей.

Рабочее давление в электронно-лучевой пушке менее 5×10^{-5} Торр, а в сварочной камере не выше $(2,5 \dots 4) \times 10^{-4}$ Торр. Время откачки сварочной камеры и пушки при этом не более 20...40 мин (также зависит от комплектации вакуумной системы и от требуемого рабочего вакуума).

Для обеспечения такого, сравнительно небольшого, времени откачки установки этого типа ком-



Рис. 13. Внешний вид сверхбольшой установки, укомплектованной мобильной внутрикамерной сварочной пушкой и двумя рабочими столами (погрузочно-разгрузочными тележками). Камера оборудована двумя дверями



Рис. 14. Вакуумная система сварочной камеры объемом 100 м³ комплектуются производительными вакуумными системами (рис. 14).

Конфигурация таких установок также предусматривает подвижную внутрикамерную сварочную пушку, прецизионный ЧПУ-механизм перемещения которой обеспечивает аналогичное линейное движение вдоль трех координатных осей (вдоль камеры — X , поперек камеры — Y и вертикально — Z), а также наклон пушки до 90° в плоскости $Z-X$. Этот наклон пушки также реализован за счет поворота всего механизма перемещения по оси Y . Но в отличие от «больших» установок в «сверхбольших» установках обычно вместо консольной схемы используется порталная схема. При этом части поворотного механизма балки оси Y (т. е. наклона пушки в плоскости $Z-X$) закреплены между двумя симметричными порталами, которые обеспечивают свободное движение пушки на большую часть сварочной камеры в координатной плоскости $Z-X$. В зависимости от назначения установки, она дополнительно может иметь и ЧПУ-ось поворота пушки на $\pm 45^\circ$ в плоскости, параллельной оси Y .

Аналогично «большим» установкам, вращение свариваемого узла обеспечивается одним из 3-х штатных сварочных манипуляторов: сварочным манипулятором с горизонтальной осью вращения (обычно работает в паре с соответствующей задней бабкой), сварочным манипулятором с вертикальной осью вращения и сварочным манипулятором с наклонной осью вращения.

Все типы установок комплектуются современными высоковольтными инверторными сварочными источниками соответствующей мощности (настроенными на фиксированное ускоряющее напряжение 60 кВ). Источник специально разработан для высокоэффективной и надежной ЭЛС — минимальное время отклика цепей управления ускоряющим напряжением и сварочным током (током электронного пучка) заметно повысило их стабильность.

В качестве источника ускоряющего напряжения 60 кВ используется высоковольтный инвер-

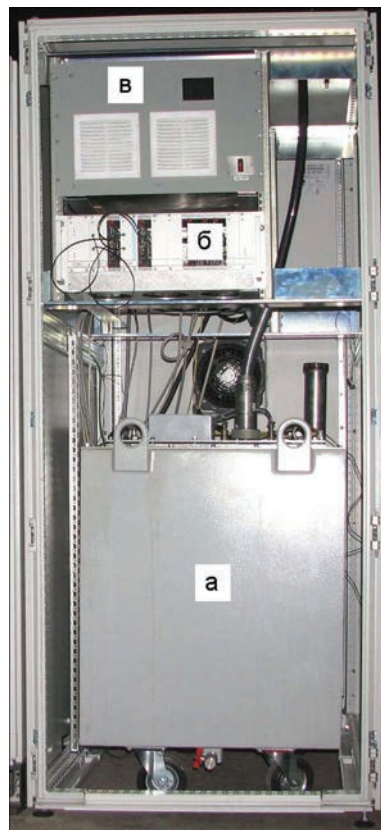


Рис. 15. Шкаф сварочного источника мощностью 15 кВт

торный энергоблок. Остальная часть сварочного источника, включая блок накала и смещения, а также крейт стабилизаторов, содержит все последние разработки ИЭС в области управления ЭЛС. В итоге, все ключевые каналы — канал ускоряющего напряжения, каналы накала и бомбардировки сварочного катода, имеют высокочастотное питание, формируемое на основании сигналов отдельного микроконтроллера, работающего по соответствующему алгоритму. Конструктивно все высоковольтные части источника расположены в специальном масляном баке (рис. 15, позиция а), а низковольтные платы — в крейте стабилизаторов (рис. 15, позиция б) и в блоке (блоках) управления высоким напряжением (рис. 15, позиция в). Отличающиеся «земляные» уровни гальванически изолированы и имеют отдельные источники питания. Связь различных уровней по заданию и по обратной связи осуществляется по оптоволоконным линиям.

Сварочный источник достаточно компактный по габаритам и при мощности до 30 кВт включительно обычно помещается в один силовой шкаф (рис. 15), к которому подведены питание и интерфейсный кабель, а из которого выходит (обычно через крышу) только силовой кабель, питающий пушку. В случае мощности 60 кВт сварочный источник обычно состоит из двух частей.

Сварочный источник представляет собой аппаратный комплекс, все взаимодействие с которым

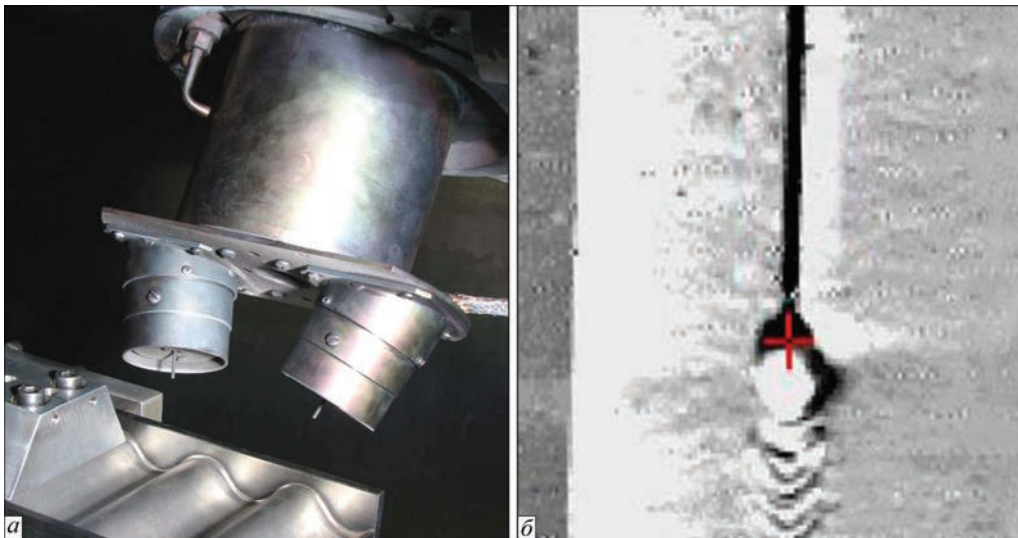


Рис. 16. Датчик вторичных электронов системы «РАСТР-6» (а) и формируемое ею изображение зоны сварки (б)

осуществляется через промышленный интерфейс (шина CAN). Исключением является, только подаваемый в исходном виде специальный модуляционный сигнал от системы РАСТР (см. далее). Это реализовано за счет того, что внешние связи осуществляют соответствующие микроконтроллерные блоки, подсоединенные к шине CAN и предназначенные для управления и диагностики всех каналов сварочного источника. Эти блоки, в свою очередь, непосредственно взаимодействуют с исполнительными элементами сварочного источника, в том числе и с промышленно изготавливаемым источником ускоряющего напряжения.

Вместе со сварочным источником все установки комплектуются интегрированной в этот источник системой вторично-эмиссионной электронной визуализации «РАСТР-6». Такая интеграция обусловлена тем, что функционирование этой системы непосредственно связано с формированием источника электронов. В результате такой интеграции на основании генерируемого системой «РАСТР-6» модуляционного сигнала сварочный источник кратковременно формирует на поверхности свариваемой детали электронный растр — маломощным («зондирующим») электронным пучком, управляемым микроконтроллером канала тока сварки по специальному закону.

При проходе вдоль строк раstra «зондирующего» электронного пучка в месте точечной бомбардировки поверхности детали его электронами (первичными) эмитируются вторичные электроны. Эти электроны улавливаются специальным пассивным датчиком (рис. 16, а), обычно расположенным в торце сварочной пушки, который может иметь различное конструктивное исполнение (обычно зависит от области применения, т. е. может быть адаптирован под конфигурацию свариваемых деталей). Непосредственно вблизи от этого датчика расположен компактный блок пред-

варительного усилителя, который формирует и усиливает полезный сигнал, напряжение которого пропорционально снимаемой с датчика величине тока. Этот, уже усиленный, сигнал по экранированной линии выводится из сварочной камеры и поступает в основной видеоусилитель системы. В итоге сигнал оцифровывается специализированной компьютерной платой WLCA и выдается на интерфейс оператора в виде изображения (рис. 16, б), используемого как для визуального наблюдения и ручного наведения на свариваемый стык, так и для работы специальных программных алгоритмов, помогающих пользователю (оператору-сварщику) в составлении новых программ сварки и воспроизведении уже существующих программ при сварке повторяющихся типовых деталей. Система позволяет формировать достаточно устойчивое изображение зоны сварки, как перед началом сварки и после ее завершения, так и непосредственно во время выполнения самой сварки (рис. 16, б).

В систему «РАСТР-6» конструктивно включен микроконтроллерный блок формирования технологических разверток, управляемый, как и весь сварочный источник, по шине CAN. В результате генерируемые этим блоком сигналы развертки по обоим каналам (полюсам отклоняющей катушки) усиливаются штатными усилителями строчной и кадровой развертки системы «РАСТР-6».

Все установки для ЭЛС, разрабатываемые и выпускаемые ИЭС, имеют современную систему управления всем оборудованием, входящим в их состав. Причем основная часть оборудования, от которой непосредственно зависит процесс сварки, находится под непрерывным программным управлением, обеспечивающим как полностью автоматический, так и ручной режим функционирования этого оборудования. При этом используется концепция высокоуровневого программного

управления. Взаимодействие пользователя с оборудованием осуществляется исключительно через Windows-ориентированный графический интерфейс (GUI), работа с которым осуществляется с помощью стандартных средств: клавиатуры и манипулятора типа мышки. Интерфейс разработан таким образом, чтобы быть интуитивно понятным любому человеку, уже работавшему с ПО под ОС Windows, и абсолютно не требует специальной квалификации для работы с низкоуровневым машинным программированием (G-коды и т. п.). Каждая из подсистем оборудования имеет соответствующий оконный графический инструментарий с необходимыми проверками вводимых данных и блокировками, прежде всего, для обеспечения безопасности самого пользователя и обслуживаемого им оборудования. Программа имеет полный инструментарий для управления вакуумной системой, ручного перемещения сварочной пушки и детали, ручного управления сварочными параметрами, составления программ автоматической сварки (сварка по программе), их хранения и выполнения, а также средства сбора и хранения диагностической информации о работе ключевых подсистем установки, средства администрирования и т. д.

Иерархически система управления разбита на два программно-аппаратных уровня: верхний и нижний. К верхнему уровню относятся все средства общения с пользователем, включая графический интерфейс, средства составления и хранения программ сварки, сбора и хранения диагностических данных, администрирования и т. д. Нижний уровень занимается непосредственным исполнением всех процедур по командам с верхнего уровня.

В настоящее время в ИЭС используются две базовые конфигурации системы программного управления установками для ЭЛС. Первая предусматривает использование полной промышленной системы (CNC+PLC) Sinumerik 840D фирмы Siemens, а вторая — урезанной промышленной системы Synamics S120 той же фирмы Siemens.

В случае использования полной системы Sinumerik 840D основная программа взаимодействия с пользователем установлена на штатном промышленном компьютере верхнего уровня Sinumerik PCU-50, работающем под операционной системой Windows.

С помощью сети Profinet данные с его верхнего уровня передаются на нижний программно-аппаратный уровень, который включает: станочные пульта Sinumerik MCP, Sinumerik NCU, соединительный модуль Basic PN, к которому подключен мобильный ручной терминал Sinumerik HT 2 (используется как выносной пульт управления ручным перемещением пушки/детали). В свою

очередь NCU через сетевое соединение DRIVE-CLiQ взаимодействует с модулями сервомоторов осей сварочного переключения и модулями их энкодеров, а через шину ProfiBUS со станцией SIMATIC ET 200M аналоговых и цифровых входов/выходов.

Дополнительным элементом нижнего уровня является компьютер, обслуживающий систему «РАСТР-6». Программа управления этой системой находится в постоянном взаимодействии с основной программой верхнего уровня (на PCU-50), используя Ethernet-соединение. В результате программа верхнего уровня может в любой желаемый момент отображать вторично-эмиссионное изображение поверхности свариваемой детали, формируемое и транслируемое системой «РАСТР-6». Кроме того, при работе специальных автоматизированных алгоритмов «поиска» свариваемого стыка (при составлении программы траектории сварки новой детали и для коррекции существующей траектории при сварке типовых повторяющихся деталей) обе программы управления, и верхнего уровня, и системы «РАСТР» работают неразрывно.

Сварочное перемещение (пушки/детали) находится под контролем ЧПУ (Sinumerik NCU) как в режиме ручного перемещения, так и при автоматической сварке. В последнем случае текстовый скрипт подготовленной на верхнем уровне программы сварки транслируется в NCU, где ЧПУ по собственным алгоритмам производит полный расчет траектории, интерполяций, скоростей и ускорений по каждой из осей. При автоматической сварке ЧПУ обеспечивает полную синхронизацию всех осей, как механических, так и виртуальных, в качестве которых используются каналы токов сварки и фокусировки, а также технологической развертки электронного пучка. При этом управляющие задания этих виртуальных осей снимаются с DMP модуля быстродействующих выходов станции ET 200M и преобразуются в протокол шины CAN (от которой происходит управление сварочным высоковольтным источником).

Управление параметрами сварки в ручном режиме осуществляется с компьютера верхнего уровня, для чего он имеет соответствующий адаптер шины CAN.

Программируемый логический контроллер (PLC) NCU управляет вакуумной системой, используя аналоговые входы, а также цифровые входы и выходы станции ET 200M. В автоматическом режиме пользователь лишь выдает (с верхнего уровня) команды переключения соответствующего режима работы вакуумной системы («Откачка», «Напуск», «Ожидание» или «Стоп»), остальные решения принимает PLC в соответствии с зало-

женным в него алгоритмом. Наоборот, в ручном режиме пользователь может управлять каждым элементом вакуумной системы напрямую (через соответствующие функции все того же алгоритма PLC). Подобный режим предназначен исключительно для отладочных или ремонтных работ, т. к. все блокировки автоматического алгоритма отключены, пользователь принимает на себя полную ответственность за правильность работы системы, что всегда потенциально опасно.

Описанная система управления, фактически внедрена в стандартный современный машинный ЧПУ-комплекс, надежность работы которого обеспечена многолетней ступенчатой эволюцией всего комплекса. При этом следует отметить, что в качестве управляющего комплекса для сварочной установки с высокоуровневым управлением она несколько избыточна по функциональности (особенно это касается возможностей ЧПУ) и не совсем рациональна с точки зрения структуры. В последнем случае имеется в виду то, что станочный пульт Sinumerik MCP вообще не используется, а быстродействующие аналоговые выходы фактически используются не по назначению. Кроме того, необходим дополнительный компьютер для управления системой «РАСТР-6».

Вышеупомянутые соображения привели к тому, что система управления на базе «полного» комплекса Sinumeric 840D используется только в случае специального пожелания заказчика. Во всех остальных случаях в установках для ЭЛС (создаваемых ИЭС) применяется специализированная двухуровневая система управления, разработанная на базе двух простых стандартных одноплатных промышленных компьютеров с использованием «урезанного» комплекса Synamics S120 в качестве исполнительного механизма для управления многоосным сварочным перемещением и вакуумной системой. Один из компьютеров предназначен для функционирования Windows-программы управления верхнего уровня, с которой взаимодействует пользователь, а второй — работает в качестве нижнего уровня — как ЧПУ и PLC одновременно. Мощности современных компьютеров вполне достаточно для выполнения, как высокоприоритетных задач, свойственных ЧПУ, так и для низкоприоритетных задач, свойственных PLC. В итоге на компьютере под управлением операционной системы «реального времени» QNIX работает одна программа нижнего уровня, которая отвечает за управление многоосным сварочным перемещением и свароч-

ным источником (и за синхронизацию их совместной работы), а также за управление вакуумной системой и системой «РАСТР-6».

Оба промышленных компьютера имеют соответствующие Ethernet-адаптеры для обмена данными программ верхнего и нижнего уровней, а также соответствующие адаптеры шины CAN. Компьютер нижнего уровня, кроме того, имеет коммуникационную плату (адаптер) шины ProfiBUS.

В итоге взаимодействие между всеми элементами системы осуществляется практически полностью по промышленным шинам CAN и ProfiBUS. Программа нижнего уровня по шине ProfiBUS управляет вакуумной системой через станцию SIMATIC ET 200M, а сварочным перемещением через основную часть Synamics S120. Причем в случае автоматической сварки (по программе) она синхронизирует движение с изменением сварочных параметров по шине CAN. Задания ручного перемещения передаются на нижний уровень либо от программы верхнего уровня, либо от выносного пульта через шину CAN. В остальном же управление как сварочным источником, так и системой «РАСТР-6» аналогично первому рассмотренному варианту.

ИЭС им. Е. О. Патона находится в процессе непрерывного совершенствования системы управления оборудованием для ЭЛС, улучшения удобства и функциональности разрабатываемого оборудования с учетом неуклонной эволюции аппаратной и элементной базы, а также накопленного многолетнего опыта разработки технологии и оборудования для ЭЛС разнообразных материалов и их толщин.

1. Электронно-лучевая сварка / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов, С. Н. Ковбасенко [и др.]; под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наукова думка, 1987. — 256 с.
2. Ilyshenko R. Novel technique for joining of thick section difficult-to-weld aluminium alloys / R. Ilyshenko, V. Nesterenkov // Proceeding of the 10 th International conf. on aluminium alloys, Vancouver, Canada, July 9–13, 2006. — V. 519–521. — P. 1125–1130.
3. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия / Б. Е. Патон, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков [и др.] // Автоматическая сварка. — 2004. — № 5. — С. 3–7.
4. Акоюнц К. С. Электронно-лучевая сварка стали толщиной 60 мм с продольными пилообразными колебаниями пучка / К. С. Акоюнц, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков // Автоматическая сварка. — 2002. — № 9. — С. 1–3.
5. Назаренко О. К. Современное оборудование ИЭС им. Е. О. Патона для электронно-лучевой сварки / О. К. Назаренко // Автоматическая сварка. — 2008. — № 10. — С. 36–40.
6. Бондарев А. А. Исследование свариваемости магниевого сплава МА2 электронным лучом в вакууме / А. А. Бондарев, В. М. Нестеренков // Компрессорное машиностроение. — 2013. — № 2. — С. 21–28.

Поступила в редакцию 15.03.2016

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА РАБОЧИХ КОЛЕС ЦЕНТРОБЕЖНОГО КОМПРЕССОРА

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

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящее время рабочие колеса центробежных машин изготавливают вакуумной пайкой, дуговой сваркой и сваркой копайкой. В целях достижения более совершенного производства колес разработана технология электронно-лучевой сварки тавровых соединений типа «диск-лопатка» применительно к рабочим колесам центробежных машин. Проведены исследования по разработке технологии электронно-лучевой сварки высоколегированной коррозионностойкой стали X3CrNiMo13-4 аустенитно-мартенситного класса для создания рабочего колеса центробежного компрессора с толщиной стенки покрывного диска 12, 15, 20 мм и толщиной лопатки 6 мм. Получены оптимальные энергетические, временные и пространственные параметры электронного пучка, обеспечивающие формирование качественных сварных швов прорезного типа требуемой глубины проплавления. Для получения галтелей радиусом 2...3 мм между лопаткой и покрывным диском был предложен метод соединения путем расплавления металлических вставок, которые прикреплялись к обеим сторонам лопатки. Сваренное по разработанной технологии рабочее колесо центробежного компрессора прошло статическое и динамическое балансирование с последующими разгонными испытаниями. Разработанная технология электронно-лучевой сварки рабочих колес может быть использована в конструкциях, предназначенных для работы при вибрационных нагрузках. Библиогр. 6, рис. 14.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, центробежный компрессор, лопатки, диски, высоколегированная сталь, тавровое соединение, высокотемпературные припои, галтель, разгонные испытания

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) относится к методам сварки высококонцентрированными источниками энергии, позволяющими соединять за один проход металлы толщиной до 300 мм. Высокие показатели пластичности сварных соединений позволяют успешно применять ЭЛС в производстве деталей из термически упрочненных материалов, когда невозможна последующая термическая обработка.

Технологические перспективы электронно-лучевой сварки дают возможность проектировать и создавать новые высокопроизводительные конструкции газотурбинных двигателей. Так, например, новой перспективной задачей энергетического машиностроения является изготовление рабочих колес центробежного компрессора с повышенными эксплуатационными характеристиками, а также повышение надежности их входных и обратных направляющих аппаратов [1].

Рабочее колесо центробежного компрессора состоит из основного и покрывного дисков с расположенными между ними рабочими лопатками, образующими межлопаточные каналы. При работе рабочего колеса пыль под действием инерционных сил оседает на основном диске, а под действием центробежных сил выталкивается на периметр рабочего колеса. Учитывая высокие скорости вращения колеса, перемещение пыли по межлопаточным каналам сопровождается износом лопаток. Наиболее интенсивному износу подвергаются места сопряжения лопаток с основ-

ным и покрывным дисками колеса. Поэтому для повышения ресурса рабочих колес центробежных компрессоров необходимо места сопряжений выполнять с радиусом 2...3 мм. Разработка технологического процесса соединения покрывного диска с рабочими лопатками с обеспечением радиуса сопряжения 2...3 мм является целью данной работы.

Для изготовления рабочих колес компрессоров широко используется сталь типа X3CrNiMo13-4 (1.4313 по DIN), которая относится к коррозионностойким сталям аустенитно-мартенситного класса. Химический состав стали 1.4313 по стандарту EN 10088-3, мас. %: $\leq 0,05$ C; $\leq 0,7$ Si; $\leq 1,5$ Mn; 12...14 Cr; 0,3...0,7 Mo; $\geq 0,02$ N; $\leq 0,04$ P; $\leq 0,015$ S; 3,5...4,5 Ni. Механические свойства стали 1.4313: $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа; $\sigma_B \geq 900$ МПа; $\delta \geq 12\%$; $\psi \geq 40\%$; $KCV \geq 70$ Дж/см².

Исследование особенностей сварки электронным пучком в вакууме стали X3CrNiMo13-4 проводилось на установке УЛ-209М с компьютерным управлением всеми параметрами и системами. Установка УЛ-209М укомплектована энергетическим комплексом ЭЛА-60/60 и электронно-лучевой пушкой, перемещаемой внутри вакуумной камеры по линейным координатам X, Y, Z, а также поворачиваемой вокруг оси Y-Y по координате QG на угол 0...90°. Дополнительно установка доукомплектована вращателем с горизонтальной осью вращения (рис. 1).

Вакуумная камера установки с внутренними размерами 3850×2500×2500 мм и объемом 24 м³



Рис. 1. Общий вид электронно-лучевой установки УЛ-209М

откачивается в автоматическом режиме управления до рабочего вакуума $2,66 \cdot 10^{-2}$ Па ($2 \cdot 10^{-4}$ мм рт.ст.) за 25 мин.

При ускоряющем напряжении $U_{\text{уск}} = 60$ кВ электронно-лучевая пушка с металлическим вольфрамовым катодом совместно с энергетическим комплексом ЭЛА-60/60 обеспечивает диапазон тока электронного пучка $I_w = 0 \dots 500$ мА и формирование технологических разверток пучка в процессе электронно-лучевой сварки (круг, эллипс, штрих, треугольник) с амплитудой $0 \dots 4$ мм. Точность позиционирования электронно-лучевой пушки по координатам составила не менее $0,1$ мм. Изображение места сварки во вторично-эмиссионных электронах, а также совмещение электронного пучка со стыком с точностью не менее $0,1$ мм выполнялось с помощью системы РАСТР-6.

При отработке технологии электронно-лучевой сварки стали Х3СгNiMo13-4 контроль фокусировки электронного пучка производился по чёткости изображения следа луча на поверхности образца, отображаемый на мониторе системы РАСТР-6 и

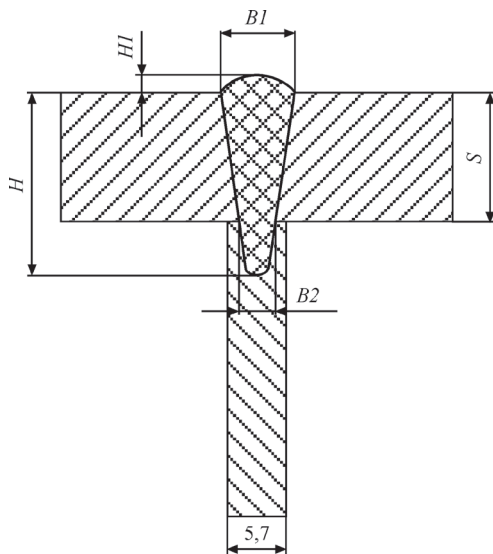


Рис. 2. Схема таврового соединения «диск–лопатка» (H — глубина шва; $H1$ — высота усиления шва; S — толщина покрывного диска; $B1$ и $B2$ — ширина шва в его верхней части и в плоскости контакта покрывного диска с лопаткой)

параллельно по яркости свечения круговой развертки пучка диаметром $d_{\text{круг}} = 5$ мм с током пучка $I_{\text{п}} \approx 10$ мА на медной пластине. Расхождение сравниваемых значений тока фокусировки при рабочем расстоянии от среза пушки до свариваемых пластин в диапазоне $L_{\text{раб}} = 150 \dots 250$ мм составило ± 1 мА на уровне $I_{\text{ф}}^{\text{раб}} = 620 \dots 650$ мА, что вполне приемлемо для практического применения.

На первом этапе исследований обрабатывалась технология соединения покрывного диска с рабочей лопаткой с помощью прорезных швов. Учитывая конструктивные особенности рабочего колеса, подбирались наиболее оптимальные параметры ЭЛС, обеспечивающие формирование швов глубиной 16, 19 и 25 мм. Система одновременного перемещения пушки установки УЛ-209М по координатам X - X , Y - Y и Z - Z совместно с системой РАСТР-6 обеспечивают позиционирование электронного пучка по поверхности покрывного диска с точностью $0,1$ мм. При этом на получаемых тавровых соединениях корень шва располагается точно по центру лопатки (рис. 2).

Перед сборкой тавровых соединений поверхности лопатки и диска были обезжирены растворителем или спиртом. Сборка под ЭЛС осуществлялась с помощью точечных прихваток аргодуговой сваркой по торцам заготовок. Рабочее расстояние от среза пушки до изделия составляло 150 мм. При этом ток фокусировки на поверхности образца составлял 665 мА.

При толщине покрывного диска 12 мм требуемое формирование швов достигалось на режиме: ток сварки $I_{\text{св}} = 110$ мА, ток фокусировки $I_{\text{ф}} = 658$ мА, скорость сварки $v_{\text{св}} = 4,2$ мм/с, амплитуда поперечной развертки $A = 4,0$ мм. Получаемая геометрия швов составляла: ширина верхнего валика $B1 = 7,5$ мм, ширина шва по плоскости контакта диск-лопатка $B2 = 3,5$ мм, с глубиной проплавления $H = 16$ мм и высотой лицевого валика $H1 = 1,7$ мм.

С ростом толщины покрывного диска до 15 мм параметры ЭЛС изменялись до следующих значений: $I_{\text{св}} = 120$ мА, $I_{\text{ф}} = 655$ мА, $v_{\text{св}} = 3,5$ мм/с и $A = 4,0$ мм. На таких режимах получали хорошее формирование лицевого валика шва шириной $B1 = 8,0$ мм, с шириной шва по торцу диск-лопатка $B2 = 3,7$ мм, с глубиной проплавления $H = 19,5$ мм и высотой лицевого валика $H1 = 1,7$ мм.

Для сварки тавровых соединений покрывных дисков толщиной 20 мм применялись следующие параметры ЭЛС: $I_{\text{св}} = 130$ мА, $I_{\text{ф}} = 652$ мА, $v_{\text{св}} = 2,8$ мм/с и $A = 4,0$ мм. При этом получили хорошее формирование лицевого валика шва с шириной $B1 = 9,0$ мм, с шириной шва по торцу диск-лопатка $B2 = 3,5$ мм, с глубиной проплавления $H = 24,5$ мм и высотой лицевого валика $H1 = 1,9$ мм.



Рис. 3. Внешний вид швов, получаемых при ЭЛС тавровых соединений «диск-лопатка», толщиной 12, 15 и 20 мм

Общий вид верхних валиков при ЭЛС покрывных дисков толщиной 12, 15 и 20 мм приведен на рис. 3, а их поперечное сечение на рис. 4.

Проведенный контроль качества сварных соединений показал отсутствие в них каких-то дефектов. Для получения сопряжений радиусом 2...3 мм между лопаткой и покрывным диском исследовалась возможность применения припоев и дополнительных металлических вставок в местах сопряжений. Подобные технологические процессы известны и их результаты опубликованы в литературе [2–6].

В работе использовали припои, широко применяемые в промышленности Украины. В первую очередь к ним относятся высокотемпературные припои: ВПр2, Впр2М, ПМФС 6-0,15 и порошкообразные припои на основе Cr, Ni, Si, В. В предлагаемой технологической схеме предполагалось получить расплавление припоя и формирование галтелей за счет тепла от нагрева металла во время электронно-лучевой сварки.

Припой ВПр2 (ПМ20МЛ) относится к медным припоям, обеспечивающим высокое качество паяных соединений. Соединения, паянные припоями ВПр2, имеют значительно большую прочность, чем паянные серебряными припоями. Эти припои не отличаются способностью к избирательному проникновению по границам зерен нержавеющей сталей и поэтому могут быть применены при пайке тонкостенных конструкций. Коррозионная стойкость в неагрессивных средах соединений, паянных этими припоями, практически не отличается от коррозионной стойкости соединений, паянных серебряными припоями.

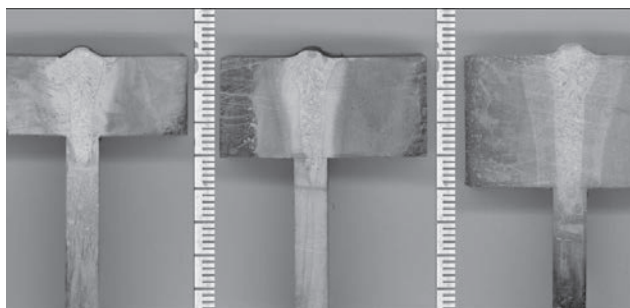


Рис. 4. Поперечные сечения швов, получаемых при ЭЛС соединений «диск-лопатка», толщиной 12, 15 и 20 мм

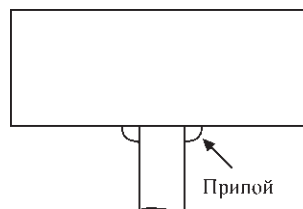


Рис. 5. Схема закладки припоя в тавровое соединение

Также хорошие свойства имеет припой ПМФС 6-0,15 с пониженным содержанием фосфора, легированный кремнием или кремнием и серебром. Пределы содержания легирующих элементов в припое, мас. %: 5...8 P; 0,1...1,5 Si; Cu — остальное. Припой такого состава рекомендован для пайки изделий из меди и латуни, работающих без воздействия значительных ударных нагрузок; температура плавления припоя 725 °С, температура пайки 750...780 °С. Для изделий с повышенной ударной вязкостью паяных соединений предложен припой состава, мас. %: 5...6 P; 3 Ag; 0,15 Si; Cu — остальное; температура пайки 750...780 °С.

Для нанесения припоя в тавровое соединение лопатка-покрывной диск приготавливалась смесь на основе акриловой смолы БМК-5, порошкообразного припоя и растворителя. Данную тестообразную смесь наносили на тавровое соединение, как показано на рис. 5. После затвердевания смеси на воздухе образцы загружали в вакуумную камеру и проводили сварку по уже подобранным режимам.

К сожалению, приведенный выше технологический прием не дал положительного результата. Независимо от марки припоя после ЭЛС уверенного формирования сопряжений не получалось.

В дальнейших разработках применялись припои в виде фольги:

- № 1. Припой на основе меди толщиной 1,5 мм;
- № 2. Припой на основе латуни толщиной 1,5 мм;
- № 3. Стальной припой без меди толщиной 1,5 мм;
- № 4. Стальной припой с небольшой примесью меди толщиной 1,5 мм;
- № 5. Стальная фольга толщиной 0,1 мм;
- № 6. Латунная фольга толщиной 0,1 мм.

Для припоев в виде фольги использовалась схема сборки сварного соединения, приведенная на рис. 6. Верхний край лопатки вставлялся в профрезерованный паз на покрывном диске глубиной 1 мм. Между стенками лопатки и боковой поверхностью паза обеспечивался зазор, в который плотно укладывался припой прямоугольного сечения. Таким образом, ширина паза изменялась в зависимости от толщины применяемого припоя.

Пластинки припоя, которые запрессовывались в канавку, были толщиной от 0,1 до 1,5 мм. После запрессовки и выставления таврового соединения в вакуумной камере проводилась сварка по выбранным режимам. Но в результате ни один из

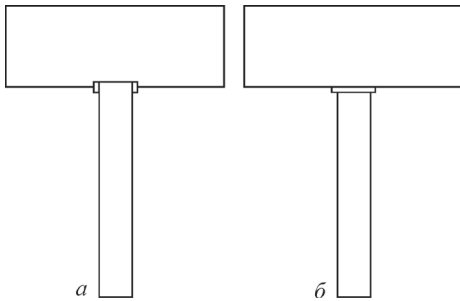


Рис. 6. Схема закладки припоя в соединении «лопатка-покрывной диск»: а — с использованием паза в покрывном диске; б — без паза

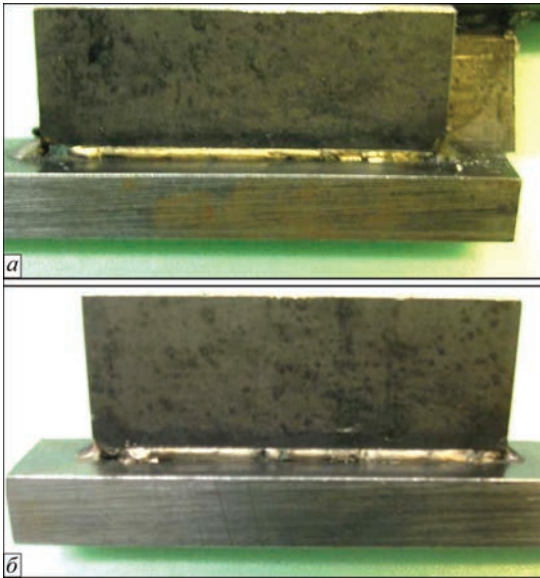


Рис. 7. Формирование сопряжения при использовании припоя на основе латуни (а) и меди (б)



Рис. 8. Макрошлиф сварного соединения «лопатка-диск», получаемого с применением медного припоя

применяемых припоев так и не позволил получить равномерного формирования галтели между лопаткой и диском. Наилучшее формирование получено при применении припоя на основе латуни и меди, однако уверенного смачивания припоя с поверхностью диска тоже нет (рис. 7). Макрошлиф сварных соединений с медным припоем приведен на рис. 8.

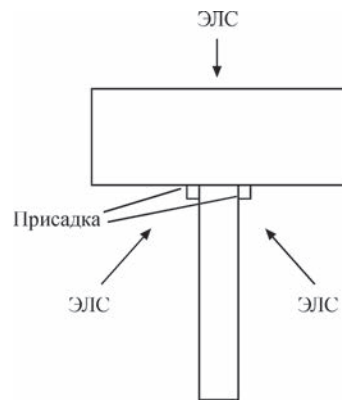


Рис. 9. Схема сварки таврового соединения «лопатка-диск» с применением электронного луча для расплавления присадки из стали X3CrNiMo13-4



Рис. 10. Формирование перехода «лопатка-диск» при расплавлении присадки электронным лучом

Для обеспечения надежного формирования галтелей был предложен метод соединения лопаток с покрывным диском с дополнительными проходами и расплавлением присадки из стали X3CrNiMo13-4 электронным пучком. Схема процесса приведена на рис. 9.

Присадка прикреплялась по обеим сторонам лопатки (рис. 9) и электронно-лучевая сварка соединения «диск-лопатка» выполнялась вертикальным пучком на режимах, приведенных выше. После чего образец переворачивался на 90° и закреплялся на рабочем столе. Электронно-лучевая пушка выставлялась под углом 5° к горизонту, позволяя проникнуть лучу в зазор рабочего колеса на всю длину лопатки, расплавлять присадку и формировать галтель. В результате получаем надежный сварной шов и идеальное формирование галтели соединения «диск-лопатка» (рис. 10, 11).

Полученные результаты ЭЛС моделей соединений «лопатка-диск» рабочего колеса позволили нам спроектировать, изготовить и сварить модель, аналогичную реальным рабочим колесам, выпускаемым в ОАО «Сумское НПО им. М. В. Фрунзе». Выставленная под определенным углом пушка перемещалась по координатам Z-Z и Y-Y. Одновременно с движением пушки поворот макета осуществлялся с помощью прецизионного вращателя. Составление программы изменения



Рис. 11. Макрошлиф получаемого соединения «лопатка–диск»



Рис. 12. Формирование галтелей на модели рабочего колеса



Рис. 13. Общий вид основного и покрывного дисков рабочего колеса перед сборкой и сваркой

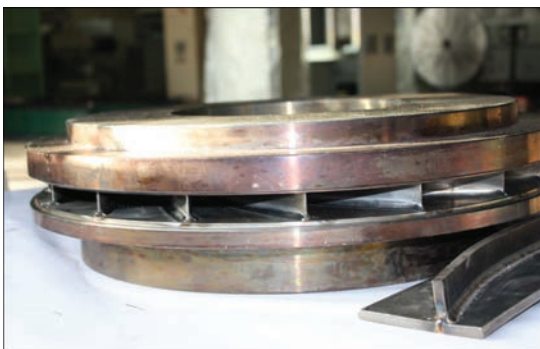


Рис. 14. Общий вид сваренного рабочего колеса с галтелями радиусом 3 мм между лопатками и покрывным диском

координат перемещения пушки и макета во времени осуществлялось с помощью системы наблюдения РАСТР-6. Равномерность формирования галтели между диском и лопатками показана на рис. 12. Ультразвуковой контроль качества соединений по всей длине лопаток не выявил каких-либо отклонений. На завершающем этапе исследований было подготовлено и сварено рабочее колесо центробежного компрессора из стали X3CrNiMo13-4 (рис. 13). После чистки, сборки и стяжки основного и покрывного дисков колесо было закреплено на вращателе и установлено в вакуумную камеру. Используя отработанный технологический процесс, были проварены галтели сначала со стороны выпуклой части лопаток, а затем со стороны вогнутой.

Движение пушки осуществлялось по двум координатам: $X-X$ и $Y-Y$, а поворот изделия во время сварки обеспечивался высокоточным вращателем. ЭЛС проводили на следующем режиме:

ускоряющее напряжение $U_{\text{уск}} = 60$ кВ, ток бомбардировки $I_6 = 65$ мА, рабочее расстояние от среза пушки до изделия составляло 300 мм, ток сварки $I_{\text{св}} = 65$ мА, ток фокусирующей линзы $I_{\text{ф}} = 615$ мА, скорость сварки $v_{\text{св}} = 4$ мм/с. Общий вид сваренного рабочего колеса представлен на рис. 14.

После финальной механической обработки колесо прошло статическое и динамическое балансирование с последующими разгонными испытаниями при скорости вращения 11295 об/мин. После разгонных испытаний были измерены контрольные размеры рабочего колеса, которые сохранились и были равны соответствующим размерам до разгонных испытаний.

Таким образом, подтверждена возможность изготовления рабочих колес центробежных машин с применением электронно-лучевой сварки, которая обеспечивает формирование галтелей между диском и лопатками радиусом 3 мм. Результаты работы позволяют рекомендовать технологию ЭЛС для изготовления штатных рабочих колес центробежных машин.

1. Белоусов А. Н. Теория и расчет авиационных лопаточных машин / А. Н. Белоусов, Н. Ф. Мусаткин, В. М. Радько. – Самара: ФГУП «Издательство Самарский Дом печати», 2003. – 336 с.
2. Hybrid EBW Process Joins Heavy-Duty Impellers / G. Laflamme, J. Rugh, S. MacWilliams [et al.]. // *Welding Journal*. – 2006. – № 1. – P. 44–47.
3. Myers L. Electron beam braze welding of compressor impellers / L. Myers, G. Laflamme // *The Paton Welding Journal*. – 2000. – № 8. – P. 53–57.
4. C7.1M/C7.1:2004, Recommended Practices for Electron Beam Welding. – Miami, Fla.: American Welding Society.
5. Особенности формирования толстостенного таврового соединения с применением высокотемпературной пайки и сварки плавлением / В. Н. Радзиевский, Ю. Ю. Гарцунов, Г. Г. Ткаченко [и др.] // *Сварочное производство*. – 2001. – № 4. – С. 42–46.
6. Радзиевский В. Н. Высокотемпературная пайка в вакууме тавровых соединений с большой галтелью из металлического порошка / В. Н. Радзиевский, В. И. Рымарь, В. К. Беспалов // *Сварочное производство*. – 1991. – № 8. – С. 5–6.

Поступила в редакцию 11.04.2016

НОВОЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ПЛАВКИ И ИСПАРЕНИЯ В ВАКУУМЕ, РАЗРАБОТАННЫЕ В НПП «ЭЛТЕХМАШ»

**Н. И. ГРЕЧАНЮК, П. П. КУЧЕРЕНКО, А. Г. МЕЛЬНИК, И. Н. ГРЕЧАНЮК,
Ю. А. СМАШНЮК, В. Г. ГРЕЧАНЮК**

НПП «Элтехмаш». 21011, г. Винница, ул. Ватутина, 25. E-mail: vin25ebt@ukr.net

Приведены конструкции лабораторного и промышленного электронно-лучевого оборудования, разработанного НПП «Элтехмаш». Кратко рассмотрены последние достижения предприятия в области создания промышленных технологий получения жаростойких сплавов и изделий из них для нанесения покрытий электронно-лучевым и ионно-плазменным методами; порошков для плазменного нанесения покрытий; специальных титановых сплавов для медицинских целей. Библиогр. 11, табл. 6, рис. 10.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка, испарение металлов и сплавов, электронно-лучевое оборудование для плавки и испарения, сплавы и порошки для газотурбостроения и медицины

Сегодня трудно представить развитие многих отраслей промышленности без современных электронно-лучевых технологий. Оборудование и процессы электронно-лучевой технологии служат объектом многочисленных и разносторонних исследований и разработок. В ее достижениях существенный вклад внесли ученые США, ФРГ, Франции, Англии, Японии, Украины.

В работе [1] изложены результаты разработок электронно-лучевого оборудования и технологий получения материалов и покрытий, выполненные в научно-производственном предприятии «Элтехмаш» (Украина) за период с 2005 по 2015 гг.

Настоящий обзор посвящен анализу результатов по созданию нового электронно-лучевого оборудования и технологий на данном предприятии за последние 10 лет. На предприятии интенсивно развиваются несколько направлений электронно-лучевой технологии. Среди них:

создание лабораторного и промышленного электронно-лучевого оборудования для плавки металлов и сплавов; нанесения защитных покрытий; получения конденсированных из паровой фазы композиционных материалов;

получение высокочистых сплавов Ni–W, используемых в качестве затравок при выращивании монокристаллических лопаток;

производство специальных титановых сплавов для биомедицинских целей;

производство лигатур;

производство кондиционных слитков из отходов жаропрочных сплавов ЖС 26 ВИ и ЖС 32;

изготовление методом электронно-лучевого литья из жаростойких сплавов Ni–Cr–Al–Y, Ni–Co–Cr–Al–Y трубчатых заготовок-катодов для ионно-плазменного нанесения покрытий;

получение специальных металлических порошков для плазменного нанесения покрытий; производство электрических контактов; нанесение защитных покрытий на лопатки газовых турбин.

Создание универсального лабораторного и опытно-промышленного электронно-лучевого оборудования с различными функциональными возможностями, которые в настоящее время реализуются на специализированных установках, позволяет экономить время и средства на разработку новых технологических процессов. К такому типу оборудования относится установка L-2. Общий вид установки приведен на рис. 1.

Технические характеристики установки L-2:

Размеры испаряемых заготовок (слитков), мм:	
- диаметр	70
- длина, не более	400
Размеры заготовок, сплавляемых из верхнего механизма, мм:	
- диаметр	80
- длина, не более	390
Размеры поверхностей конденсации, мм, не более	
- прямоугольной	350x350
- круглой	Ø 400
- цилиндрической:	
- диаметр	220
- длина	350
Расстояние от поверхности испарения до поверхности конденсации, мм	
200...325	
Количество тиглей, шт.	
3	



Рис. 1. Общий вид установки L-2

Скорость перемещения испаряемых слитков, мм/мин	1...350
Скорость перемещения заготовок, сплавляемых сверху, мм/мин.....	5...350
Скорость вращения изделия на горизонтальном штоке, об/мин	3...25
Скорость вращения изделия на вертикальном штоке, об/мин	5...70
Количество и мощность электронных пушек, $n \times$ кВт: (пушки термокатодные с ленточным катодом)	
- для испарения материалов из тиглей	3×60
- для нагрева сверху	2×60
- для нагрева снизу	1×60
Потребляемая мощность, кВт, не более	
- высоковольтным источником питания	250
- источником питания устройства ионной очистки	30
Номинальное ускоряющее напряжение, кВ	20
Рабочий вакуум в камерах, Па (мм. рт. ст.).....	$6 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ $(5 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4})$
Габаритные размеры установки, мм, не более:	
- длина	4300
- ширина	6200
- высота	3300
Масса установки, т	16,5

Установка позволяет реализовать четыре типа различных технологических процессов. Первый из них — нанесение покрытий на различные изделия, в частности, на лопатки турбин (рис. 2).

Наличие трех независимых медных водоохлаждаемых тиглей диаметром 70 мм позволяет одновременно или независимо, по заданной программе, осуществлять испарение трех различных материалов и формировать жаростойкие, метал-

лические, керамические, металлокерамические, однослойные, многослойные градиентные покрытия. Современные требования к вакуумной гигиене при осаждении покрытий обеспечиваются конструктивными особенностями установки (двухкамерный вариант). Загрузка и выгрузка соответственно исходных (непокрытых) и покрытых лопаток (изделий) осуществляется в перегрузочной камере без разгерметизации основной рабочей камеры, где, собственно, и проводится технологический процесс осаждения.

Вторая технологическая задача, решаемая на данной установке, — получение конденсированных из паровой фазы композиционных материалов (КМ) дисперсноупрочненного, микрослойного или микропористого типов.

При испарении из трех независимых тиглей паровой поток осаждается на стационарную или вращающуюся подложку из стали марки Ст.3 диаметром 500 мм и толщиной до 20 мм (рис. 3).

Для легкого отделения сконденсированного материала от подложки на осаждаемую поверхность наносится тонкий разделительный слой.

Листовые заготовки КМ диаметром 500 мм получают толщиной от 0,1 до 7 мм.

Новым технологическим направлением использования установки L-2 является получение дисперсных металлических, керамических и композиционных порошков (рис. 4).

Особенностью получения порошков является конденсация парового потока на охлаждаемую

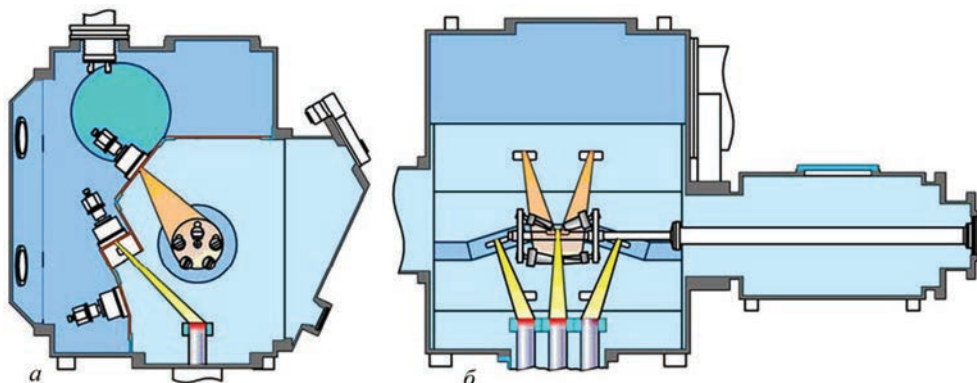


Рис. 2. Схема нанесения покрытий на лопатки газовых турбин: а — вид сбоку; б — вид спереди

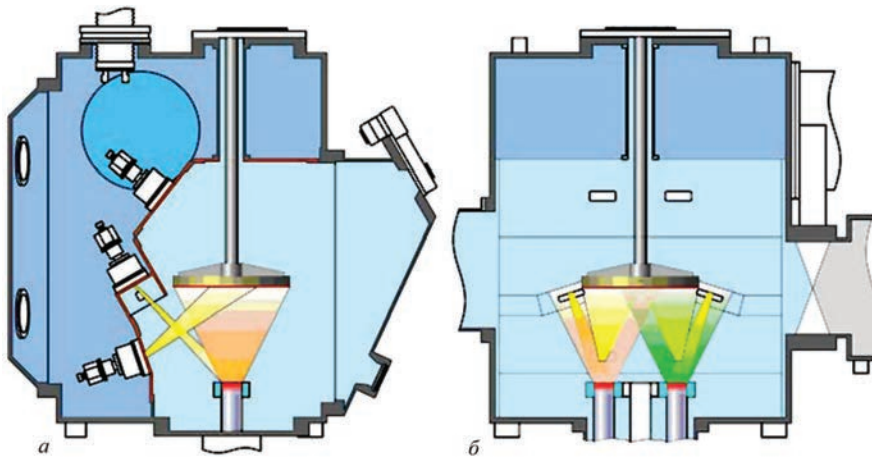


Рис. 3. Схема получения конденсированных из паровой фазы композиционных материалов: *а* — вид сверху; *б* — вид спереди

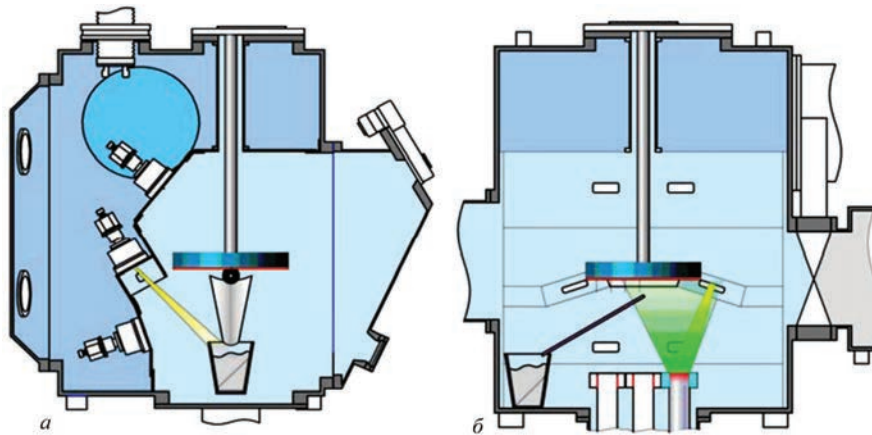


Рис. 4. Схема получения порошков из паровой фазы: *а* — вид сбоку; *б* — вид спереди

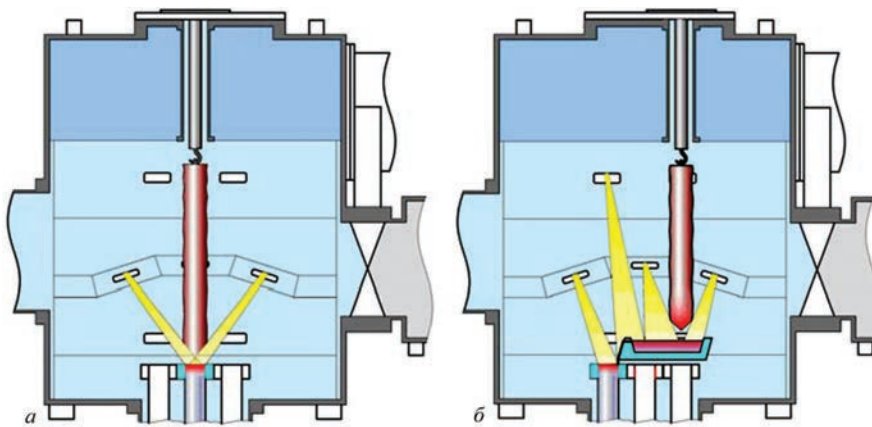


Рис. 5. Технологическая схема получения слитков (сплавов) на установке L-2: *а* — переплав непосредственно в кристаллизатор; *б* — переплав через промежуточную емкость в кристаллизатор

до комнатной температуры вращающуюся подложку. На поверхность подложки предварительно наносится покрытие из эмали. Указанный технологический прием практически исключает взаимодействие осажденного материала с подложкой. Рыхлый осадок с помощью скребка снимается с поверхности подложки и по вибропитателю поступает в емкость для сбора порошка. Полученные порошки имеют округлую форму, их диаметр колеблется от 0,4 до 5 мкм. Четвертый технологический процесс, который реализуется на установ-

ке — получение слитков чистых металлов и сплавов (рис. 5).

Вариант, приведенный на рис. 5, *а* используется в основном для получения слитков тугоплавких металлов и сплавов. При этом расходоуемая (переплавляемая) заготовка подвешивается к верхнему механизму вращения. Задается определенная скорость вращения заготовки и с помощью первой электронной пушки осуществляется плавление ее торца. Жидкий металл попадает непосредственно в медный водоохлаждаемый кристаллизатор, где

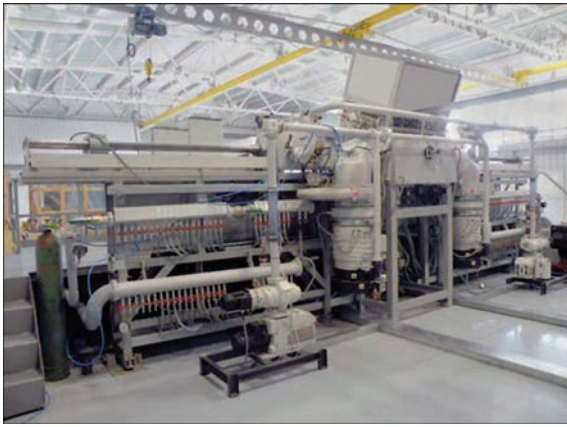


Рис. 6. Внешний вид электронно-лучевой установки L-8 электронным пучком второй пушки формируется слиток.

Наиболее широко применяется плавка через промежуточную емкость (рис. 5, б). Такой технологический передел обеспечивает максимальное рафинирование переплавляемого материала от примесей внедрения и неметаллических примесей.

В настоящее время особое внимание уделяется созданию специализированного электронно-лучевого оборудования для нанесения теплозащитных покрытий (ТЗП) на лопатки. Среди ведущих мировых производителей фирмы «ALD Vacuum Technologies», «Von Ardenne», «Pratt and Whitney», Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

В НПП «Элтехмаш» (г. Винница, Украина) создана промышленная электронно-лучевая установка нового поколения L-8 для осаждения теплозащитных покрытий на лопатки турбин [2]. Внешний вид установки показан на рис. 6. Схема технологического процесса нанесения покрытий в рабочей камере установки приведена на рис. 7.

Технические характеристики промышленной электронно-лучевой установки L-8

Размеры цилиндрической кассеты с изделиями, мм не более:

- диаметр 250
- длина 500

Скорость вращения изделия на горизонтальном штоке, об/мин 0,5...50

Количество испарителей, шт. 4

Внутренний диаметр тиглей, мм 70

Длина испаряемых слитков, мм, не более 500

Скорость подачи слитков, мм/мин 0,5...350

Расстояние от верхнего среза до оси вращения кассеты или плоскости напыления, мм 350

Количество и номинальная мощность (кВт) электронных пушек:

- для испарения материалов из тиглей 4×100
- для нагрева изделий 2×60

Тип электронных пушек – аксиальные с холодным катодом (на основе высоковольтного тлеющего разряда)

Потребляемая мощность, кВт, не более:

- высоковольтными источниками питания 520
- вспомогательным оборудованием 80

Номинальное ускоряющее напряжение, кВ 30

Рабочий вакуум в камерах, Па (мм рт.ст.) $6 \cdot 10^{-3} \dots 6 \cdot 10^{-2}$
 $(5 \cdot 10^{-3} \dots 5 \cdot 10^{-4})$

Габаритные размеры установки, мм, не более:

- длина 10500
- ширина 9500
- высота 4300

Масса установки (с источниками питания), т, не более 25

Отличительной особенностью установки L-8 является применение газоразрядных пушек с ресурсом работы до 1000 ч и нанесение всех типов и конструкций защитных покрытий: металлических, керамических, композиционных, однослойных, многослойных, градиентных и т.п. Сложные по своему химическому составу и конструкции ТЗП на лопатках турбин могут быть сформированы за один технический цикл.

В двух перегрузочных (шлюзовых) камерах установки размещены устройства, обеспечивающие ион-

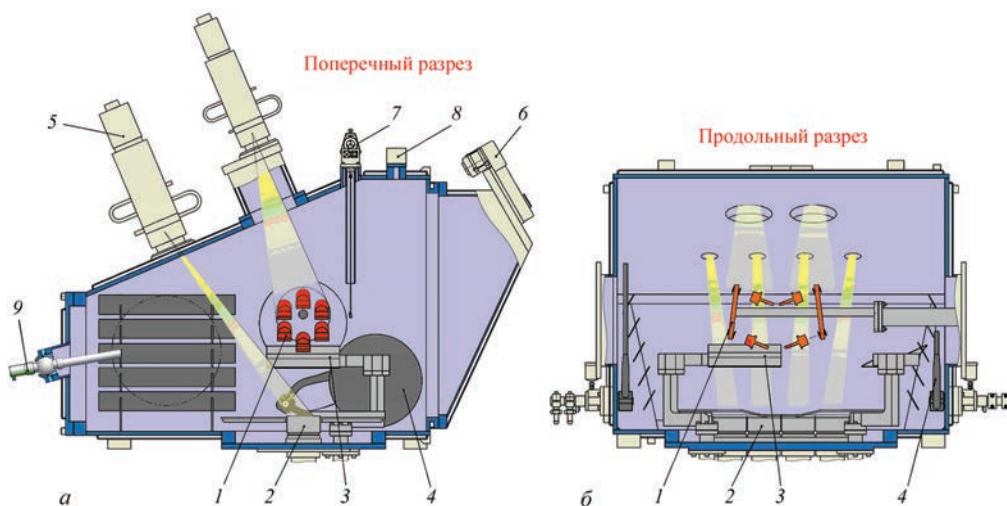


Рис. 7. Схема технологического процесса нанесения покрытий в рабочей камере установки: а — поперечный разрез; б — продольный (1 — кассета с лопатками; 2 — тигли; 3 — заслонки испарителей; 4 — заслонки затворов; 5 — электронная пушка; 6 — смотровая система; 7 — весовой датчик; 8 — натекатель технологического газа; 9 — шаровый ввод для установки пирометра



Рис. 8. Общий вид установки L-4

изводительной чистоты. Возможность управлять процессом позволяет точно воспроизводить параметры для обеспечения требуемого состава сплава.

В НИИ «Элтехмаш» разработана и введена в производственную эксплуатацию промышленная электронно-лучевая установка L-4 для рафинирования и выплавки металлов и сплавов с использованием в качестве источника нагрева пушек с холодным катодом (газоразрядных) [3]. Общий вид установки показан на рис. 8. Схема технологической камеры, в которой осуществляется плавка и рафинирование металлов и сплавов, приведена на рис. 9.

ную очистку лопаток перед нанесением покрытий, предварительный нагрев лопаток, формирование с помощью магнетронного распыления барьерных микрослоев на границах: лопатка — внутренний жаростойкий слой; внутренний жаростойкий слой — внешний керамический слой для замедления диффузионных процессов на межфазных границах.

На верхней стенке рабочей камеры (рис. 7) установлен датчик контроля толщины осаждаемых покрытий, на задней стенке – шаровый ввод с визирной трубкой и смотровым окном для бесконтактного измерения температуры изделия с помощью высокотехнологичного инфракрасного пирометра и специального программного обеспечения.

В установке также предусмотрена возможность осуществлять частичную ионизацию технологического газа и металлического пара путем подачи на изделие отрицательного потенциала (до 2 кВ). Ионизация способствует улучшению качества покрытий и их адгезии к защищаемому изделию.

Преимуществами электронно-лучевого переплава по сравнению с другими методами (вакуумно-дуговым и вакуумно-индукционным) является наивысшее качество рафинирования материалов в условиях вакуума, а также высокая степень про-

Технические характеристики электронно-лучевой установки L-4

Максимальный размер переплавляемых заготовок, мм	200×200×150
Максимальный размер выплавляемого слитка, мм	Ø300×1900
Максимальный размер выплавляемого сляба, мм	200×300×1900
Диаметры кристаллизаторов, входящих в комплект установки, мм	Ø70, Ø100, Ø130,
Габаритные размеры, мм	200×300
Размеры поверхности жидкой ванны металла в промежуточной емкости, мм	300×300
Количество и максимальная мощность электронных нагревателей, <i>n</i> х кВт	4×100
Максимальный ток пушки, А	3,3
Номинальное ускоряющее напряжение, кВ	30
Потребляемая мощность, кВт, не более	
- источниками питания электронных пушек	400
- вспомогательным оборудованием	60
Вакуум в рабочей камере, Па (мм рт.ст.)	$1,3 \cdot 10^{-2} \dots 1,3 \cdot 10^{-1}$
.....	$(1,3 \cdot 10^{-4} \dots 1,3 \cdot 10^{-3})$
Давление охлаждающей воды, Па (кг/см ²)	$3 \cdot 10^5 \dots 4 \cdot 10^5$ (3...4)
Габаритные размеры установки, мм:	
- длина	7000
- ширина	6000
- высота	5000

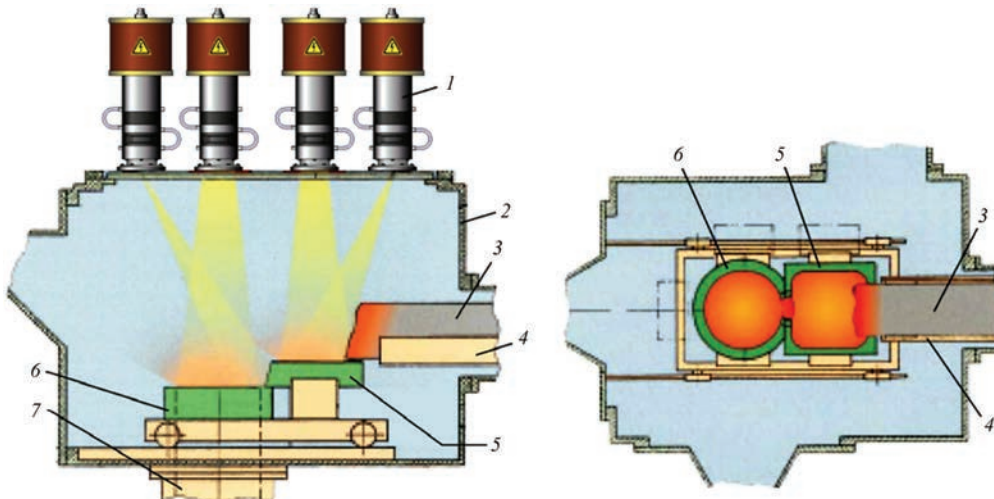


Рис. 9. Технологическая камера установки: 1 — электронные пушки; 2 — рабочая камера; 3 — переплавляемый материал; 4 — выдвигной лоток; 5 — промежуточная емкость; 6 — кристаллизатор; 7 — механизм вытягивания слитка



Рис. 10. Внешний вид трубчатых катодов: а — в исходном состоянии; б — после механической обработки

Оборудование позволяет получать высококачественные слитки и слябы с необходимым химическим составом из традиционных металлов, таких, как железо, никель, кобальт, медь, высокореакционных тугоплавких металлов: титан, ниобий, цирконий, вольфрам, гафний, жаропрочных и жаростойких сплавов, интерметаллидов Ti_3Al , $TiAl$, Ni_3Al , $NiAl$ и др.

Получение слитков и трубчатых заготовок из сплавов Me–Cr–Al–Y для электронно-лучевого и ионно-плазменного нанесения покрытий. На предприятии в промышленном масштабе в соответствии с ТУ У 27.4–20113410.002–2001 (изменение 3 от 03.11.2015) освоен выпуск целой гаммы слитков для электронно-лучевого нанесения покрытий. Химический состав слитков приведен в табл. 1 [4].

Изготовлено более 10 т слитков различного химического состава. В настоящее время слитки МЗП-6 поставляются на предприятие «Зоря-Машпроект» (г. Николаев), а также в Китайскую Народную Республику.

Начат промышленный выпуск трубчатых заготовок-катодов из сплава МЗП-1 для ионно-плазменного нанесения жаростойких покрытий на

установках МАП-1, МАП-2, МАП-3. Внешний вид катодов показан на рис. 10.

Электронно-лучевая технология литья трубчатых заготовок позволяет существенно улучшить качество катодов и, в конечном итоге, наносимых из них покрытий, а также отказаться от их закупки в РФ.

Производство кондиционных слитков для литья лопаток из отходов жаропрочных сплавов. Отходы жаропрочных сплавов в литейном производстве представляют собой технологически неизбежный остаток исходного сплава, не вошедший в массу годных отливок. Важность проблемы рафинирования отходов жаропрочных сплавов состоит в том, что в процессе получения лопаток из исходных материалов на предприятиях-производителях ГТД накапливается значительное количество отходов, вызванных браком литья, браком форм, наличием прибылей и т.д. Высокая стоимость первичных жаропрочных сплавов обусловила появление тенденции использования при шихтовке плавок для литья лопаток отходов литейного производства, что позволяет снизить себестоимость продукции [5].

Научно-производственным предприятием «Элтехмаш» разработана оригинальная промышленная электронно-лучевая технология переработки жаропрочного сплава ЖС-26ВИ. Химический анализ полученных слитков после механической обработки диаметром 95...97 мм и длиной 300...320 мм приведен в табл. 2.

Приведенные в таблице данные подтверждают полное соответствие химического состава слитков требованиям ТУ 1-92-177-91. Электронно-лучевой переплав (ЭЛП) приводит к существенно снижению таких вредных примесей, как сера, фосфор, кислород и азот. По своему качеству слитки после ЭЛП превосходят исходный материал (заготовки сплава Ø80 ЖС26-ВИ) производства ОАО «СМ Компания», (г. Ступино, РФ), по-

Таблица 1. Химический состав слитков

Обозначение	Компоненты, мас. %					Примеси, мас. %					
	Co	Ni	Cr	Al	Y	Hf	Zr	Si	Fe	Cu	C
МЗП-1	Основа	0...2	20...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-2	Основа	8...12	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-3	Основа	0...2	21...25	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-4	Основа	8...12	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-5	18...22	Основа	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-6	–	Основа	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-7	–	Основа	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-8	8...10	Основа	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-9	–	–	18...24	10...13	0,4...1	до 0,2	до 0,4	до 0,5	Основа	до 0,06	до 0,06

Таблица 2. Химический состав заготовки-отливки диаметром 97 мм, полученной из возврата сплава ЖС26-ВИ ЭЛП

Место отбора пробы	Содержание элементов, мас. %									
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Nb	V
Верх	0,137	4,70	8,96	11,50	6,10	1,02	1,00	0,06	1,43	0,90
Середина	0,129	4,94	9,03	11,53	5,74	0,90	1,00	0,06	1,64	0,91
Низ	0,132	4,94	9,03	11,53	5,74	0,90	1,00	0,06	1,64	0,91
Нормы ТУ1-92-177-91	0,12...0,17	4,3...5,3	8,7...9,3	11,2...12,0	5,6...6,1	0,8...1,2	0,8...1,2	≤0,5	1,4...1,8	0,8...1,2

(продолжение таблицы)

Место отбора пробы	Содержание элементов, мас. %						
	Ni	Si	Mn	S	P	O ₂	N ₂
Верх	Основа	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00068	0,00109
Середина	"-"	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00070	0,00106
Низ	"-"	<0,2	<0,3	0,003	0,003	0,00074	0,00105
Нормы ТУ1-92-177-91	"-"	≤0,2	≤0,3	≤0,005	≤0,010	≤0,002	≤0,002

лученный в вакуумной печи методом равноосной кристаллизации.

Слитки сплава ЖС26-ВИ после ЭЛП, полученные из возвратных отходов, прошли полный цикл испытаний на ОАО «Мотор-Сич» (г. Запорожье) и в настоящее время используются в качестве исходных материалов при литье лопаток газовых турбин. Изготовлена также первая партия слитков в количестве 300 кг сплава ЖС32, полученных путем электронно-лучевого переплава соответствующих отходов.

Таблица 3. Химический состав сплавов системы Ti-Nb-Zr-Si (Ti-основа)

Номер сплава	Nb	Si	Zr
1	11...13	0,9...1,1	1,9...2,2
2	11...13	0,9...1,1	3,9...4,2
3	11...13	0,9...1,1	5,9...6,2
4	11...13	0,9...1,1	9,9...10,2
5	11...13	0,9...1,1	14,8...15,2
6	18...20	0,9...1,1	1,9...2,2
7	18...20	0,9...1,1	3,9...4,2
8	18...20	0,9...1,1	5,9...6,2
9	18...20	0,9...1,1	9,9...10,2
10	18...20	0,9...1,1	14,8...15,2

Производство лигатур. В соответствии с ТУ 48-0531-464-93 осуществляется промышленный выпуск лигатуры Ni-Y. Выпускаются экспериментальные партии лигатур: Al-Mo, Al-Ni, Al-Zr.

Производство титановых сплавов. Для украинских и американских потребителей изготавливаются экспериментальные партии сплавов системы Ti-Nb-Zr-Si. Химический состав сплавов приведен в табл. 3.

Как видно из табл. 3, сплавы на основе титана производятся в достаточно узком интервале концентраций легирующих компонентов. При этом повторяемость при плавках достигает 95...98 %. Сплавы системы Ti-Nb-Zr-Si предназначены для медицинских целей.

Производство металлических порошков системы Co-Cr-Al-Y-Si для плазменного нанесения покрытий. В последнее время освоено производство порошков системы Co-Cr-Al-Y-Si для плазменного нанесения покрытий [4, 6, 7]. Химический состав слитков и порошков, изготавливаемых из них, приведен соответственно в табл. 4, 5.

Слитки для производства порошков получают путем электронно-лучевого переплава чи-

Таблица 4. Химический состав сплавов для изготовления порошков (Co — основа)

Обозначение	Компоненты, мас. %					Примеси, мас. %				
	Ni	Cr	Al	Y	Si	Hf	Zr	Fe	Cu	C
МЗП-10	0...2	26...0	6...9	0,8...1,2	1,5...4,0	до 0,2	до 0,4	до 0,3	до 0,06	до 0,06
МЗП-11	0...2	20...25	10...13	0,4...0,1	1,5...4,0	до 0,2	до 0,4	до 0,3	до 0,06	до 0,06

Примечание. В сплавах МЗП-10, МЗП-11 допускается суммарное содержание Nb+Mo+W+Ti в количестве не более 1 %.

Таблица 5. Химический состав порошков для плазменного нанесения покрытий (Co — основа)

Обозначение порошка	Компоненты, мас. %					Примеси, мас. %				
	Ni	Cr	Al	Y	Si	Hf	Zr	Fe	Cu	C
Порошок поликристаллический МЗП-10	0...2	26...30	6...9	0,8...1,2	1,5...4,0	до 0,2	до 0,4	до 0,6	до 0,06	до 0,1
Порошок поликристаллический МЗП-11	0...2	20...25	10...13	0,4...0,1	1,5...4,0	до 0,2	до 0,4	до 0,6	до 0,06	до 0,1

Примечание. В порошках поликристаллических из сплавов МЗП-10, МЗП-11 допускается суммарное содержание Nb+Mo+W+Ti в количестве не более 1 %.

Таблица 6. Электронно-лучевое оборудование, поставленное предприятиям в 2005–2014 гг.

Номер п/п	Наименование	Назначение	Год	Заказчик
1	Электронно-лучевая установка L-1	Осаждение защитных покрытий из паровой фазы в вакууме	2005	Украина
2	Электронно-лучевая установка L-4	Рафинирование и переплав металлов и сплавов в вакууме	2006	Армения
3	Два энергокомплекса с пушками ВТР мощностью по 220 кВт	Промышленное производство «солнечного кремния» из металлургического кремния	2007	Япония
4	Энергокомплекс с пушкой ВТР мощностью 30 кВт	Нанесение покрытий	2008	Тайвань
5	Два энергокомплекса с пушками ВТР мощностью 30 и 100 кВт	Модернизация установок для рафинирования металлургического кремния	2008	Россия
6	Энергокомплекс с пушкой ВТР мощностью 100 кВт	Модернизация установки для рафинирования и переплава благородных металлов	2010	Россия
7	Электронно-лучевая установка L-2	Осаждение защитных покрытий из паровой фазы в вакууме	2012	Украина
8	Электронно-лучевая установка L-2	Осаждение защитных покрытий из паровой фазы в вакууме	2013	Китай
9	Электронно-лучевая установка L-8	Осаждение защитных покрытий на детали ГТД	2014	Россия

стых исходных компонентов. Порошки фракции 40...100 мкм изготавливают методом химического дробления соответствующих слитков. Промышленные партии порошка системы Co–Cr–Al–Y поставляются на ГП ГНТК газотурбостроения «Зоря-Машпроект» (г. Николаев) и КНР.

Производство электрических контактов. Последние достижения в области изготовления материалов для электрических контактов и изделий из них приведены в работе [8–10]. Освоено промышленное производство новых материалов для электрических контактов Cu(0,05...0,1)(ZrY)–W; Cu–(0,05...0,1)(ZrY)–Cr. Произведено более 15 т композиционных материалов, из которых изготовлено более 1,6 млн шт. электрических контактов и электродов различного народно-хозяйственного назначения.

Нанесение покрытий на лопатки газовых турбин. На предприятии реализуется замкнутый цикл осаждения покрытий на лопатки турбин, включающий выплавку всех типов слитков на никелевой и кобальтовой основах [4], изготовление штабиков керамики ZrO₂–Y₂O₃ [11] и соответственно нанесение теплозащитных покрытий из указанных исходных материалов на оборудовании исполнителя требуемых заказчиком конструкций и химического состава [1, 4].

Производство промышленного электронно-лучевого оборудования. В табл. 6 приведены данные по поставке предприятием лабораторного и промышленного электронно-лучевого оборудования для плавки и испарения материалов в 2005–2014 гг. Предприятие поставляет как отдельные части оборудования, так и лабораторные и промышленные электронно-лучевые установки с полной комплектацией для реализации техно-

логических процессов: плавки металлов и сплавов; нанесения защитных покрытий; получения из паровой фазы композиционных материалов.

1. Гречанюк Н. И. Новое электронно-лучевое оборудование и технологии получения современных материалов и покрытий / Н. И. Гречанюк, П. П. Кучеренко, И. Н. Гречанюк // Автоматическая сварка. – 2007. – № 5. – С. 36–41.
2. Промышленная электронно-лучевая установка L-8 для осаждения теплозащитных покрытий на лопатки турбин / Н. И. Гречанюк, П. П. Кучеренко, А. Г. Мельник [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 10. – С. 48–53.
3. Промышленная электронно-лучевая установка L-4 для переплава и рафинирования в вакууме металлов и сплавов / Н. И. Гречанюк, П. П. Кучеренко, А. Г. Мельник [и др.] // Порошковая металлургия. – 2016. – № 7–8. – С. 140–149.
4. Изменение № 3 к КТУ; У 27.4-201134.10.002–2001 от 03.09.2015 г. Материалы в слитках и порошках для защитных покрытий.
5. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве: под ред. С. В. Ладохина. – Киев: Сталь, 2007. – 626 с.
6. Гречанюк Н. И. Особенности получения порошкового сплава Co–Cr–Al–Y–Si / Н. И. Гречанюк, К. А. Гогаев, В. Г. Затовский // Порошковая металлургия. – 2012. – № 11/12. – С. 18–25.
7. Пат. № 99557 Україна. Спосіб одержання складнолегованих порошків на основі кобальту / К. О. Гогаєв, М. І. Гречанюк, В. К. Грибков, В. Г. Затовський [и др.]. – Опубл. 27.08.2012. Бюл. № 16.
8. Современные композиционные материалы для коммутационной и сварочной техники. Сообщение 2. Применение методов высокоскоростного испарения в вакууме для изготовления электрических контактов и электродов / Н. И. Гречанюк, В. Г. Гречанюк, Е. В. Хоменко [и др.]. // Автоматическая сварка. – № 2 (750). – 2016. – с. 41–47.
9. Пат. 104673 Україна. Композиційний матеріал для електричних контактів та спосіб його отримання / М. І. Гречанюк, В. Г. Гречанюк, В. В. Бухановський [и др.]. – Опубл. 25.02.2014.
10. Пат. 86434 Україна. Композиційний матеріал для електричних контактів та спосіб його отримання / М. І. Гречанюк, І. М. Гречанюк, В. Г. Гречанюк [и др.]. – Опубл. 27.04.2009 р.
11. Матеріали керамічні для теплозахисних покриттів (МКТП): ТУ.У-13.2-201134 10-004–2003.

Поступила в редакцию 27.04.2016

НОВАЯ ОПТИЧЕСКАЯ СИСТЕМА НАБЛЮДЕНИЯ В СЕРИЙНЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПУШКАХ

В. А. КРАМАРЕНКО, В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, В. И. ЗАГОРНИКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены различные подходы к обеспечению наблюдения за сварочным стыком в вакуумных камерах в условиях интенсивного напыления. Приведены результаты разработки новой оптической системы, пригодной для использования в применяемых в промышленности пушках типа ЭЛА 60/60. Система отличается простотой и широким использованием унифицированных узлов. Комплектность, высокая функциональность, компактность и простота позволят найти этой системе промышленное применение. Библиогр. 3, рис. 6.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, электронная пушка, наблюдение за сварочным стыком, оптическая система, защита оптики, труднодоступные места сварки

Процесс электронно-лучевой сварки (ЭЛС) проходит с большими скоростями, что требует высокой точности совмещения электронного луча и свариваемого стыка, собираемого с зазорами, близкими к нулю. Оператор находится вне вакуумной камеры на некотором расстоянии от места сварки и вопросы совмещения луча со свариваемым стыком, корректировки взаимного расположения луча и изделия весьма актуальны для всего технологического процесса [1, 2].

В настоящее время в промышленных электронно-лучевых установках получили развитие три типа смотровых систем: смотровые окна, оптические и телевизионные системы или их комбинации. Хорошо известна система РАСТР [3] наблюдения за местом сварки во вторично-эмиссионных электронах и совмещения пучка со стыком с точностью 0,1 мм. Принцип работы аппаратуры РАСТР основан на измерении тока вторично-эмиссионных электронов, образующихся при циклическом (с периодом 300 мс) сканировании рабочей зоны изделия острофокусированным пучком малой мощности в кратковременные моменты (до 5 мс) прерывания процесса электронно-лучевой сварки. Изображение поверхности изделия формируется по сигналам от датчика вторично-эмиссионных электронов, установленного на электронной пушке в непосредственной близости от места сварки. Измеренные и оцифрованные аппаратурой наблюдения уровни яркости участков сканируемой поверхности запоминаются в памяти компьютера в виде кадра (матрицы) изображения и после специальной программной обработки воспроизводятся в отдельном окне монитора РАСТР.

При сварке прецизионных изделий малого размера используются острофокусные электронные пучки малой мощности, а сами изделия толщиной

1...3 мм собираются с повышенной точностью. Для таких изделий могут быть полезными комбинированные оптико-телевизионные системы с непосредственным наблюдением за сварочным стыком через оптическую систему пушки.

В данной работе приводятся результаты разработки новой оптической смотровой системы, пригодной для использования в широко применяемых в промышленности пушках типа ЭЛА 60/60. Учитывая, что основным недостатком оптических систем является напыление зеркал испаряющимся при сварке металлом, в работе большое внимание было уделено защите оптики от напыления. Известно, что в условиях интенсивного напыления применяются защитные устройства, основанные на принципе стробоскопического эффекта. Для таких систем характерно снижение освещенности объекта. Увеличить их эффективность возможно, добившись стабилизации вращения барабана с точностью до 1 Гц на частотах, кратных частоте кадров (50, 1250, 2500 Гц и т. п.), что технически трудно осуществимо.

Широко используются лентопротяжные механизмы, сменные стекла, в том числе защитные вращающиеся и сдвигающиеся стекла [1]. Их конструкция должна быть компактна, работать в широком диапазоне рабочих расстояний с достаточным запасом защитной ленты, которая не должна деформироваться и застревать. Применение таких механизмов возможно лишь на достаточном удалении от электронного пучка. Удаление оптики от электронного пучка приводит к значительным искажениям изображения на видеокамере, устранение которых требует тщательного изготовления (шлифовки зеркал и др.) и усложнения конструкции смотрового устройства, что привело к отказу от этого направления при разработке системы наблюдения.

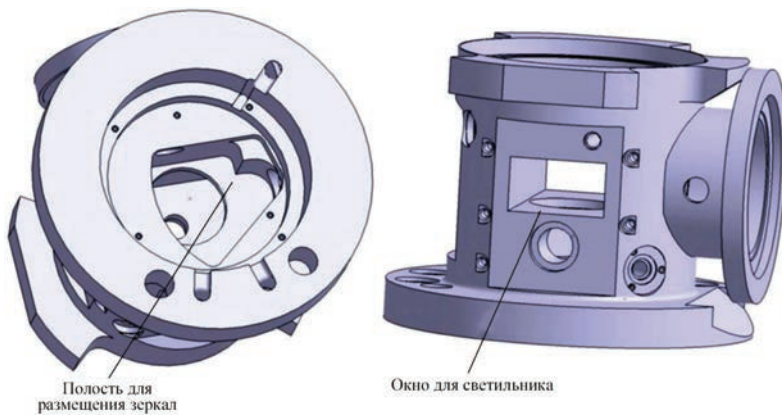


Рис. 1. Доработка корпуса анодного блока электронно-лучевой пушки ЭЛА 60/60

Предлагаемая система отличается от ранее разрабатываемых простотой и высокой степенью унифицирования узлов. Вся компоновка не требует внесения радикальных изменений в конструкцию электронно-лучевой пушки (ЭЛП) (рис.1). Смотровая оптическая система устанавливается в корпусе анодного блока пушки с максимально приближенным к коаксиальному совмещению оси электронного пучка с осью оптической системы.

В корпусе выфрезерована полость для размещения механизма зеркал и подготовлено отверстие для вала внешнего электромотора привода зеркал. Снаружи корпуса добавлено несколько резьбовых отверстий для крепления навесных блоков модуля видеонаблюдения. На плате механизма зеркал 1 имеется ось 3, относительно которой вращается держатель зеркал 2 (рис. 2). В режиме сварки зеркала выведены из лучевого канала пушки и не влияют на параметры сварки. Изображение в этом режиме отсутствует, а доступ паров, напыляющих зеркала от свариваемых материалов, перекрыт. В режиме наладки зеркала посредством вал-шестерни 5 электропривода и

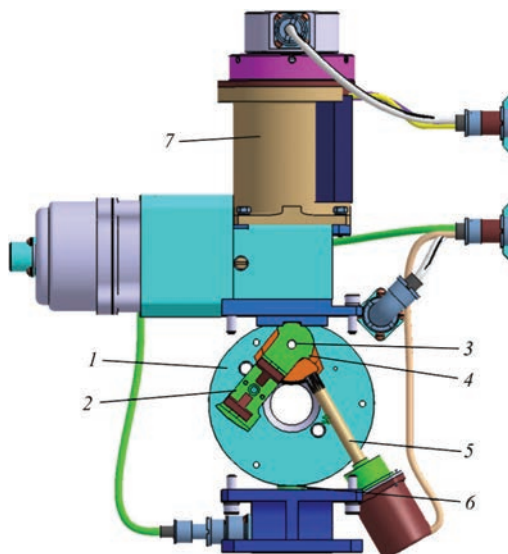


Рис. 2. Общий вид механизма привода зеркал (обозначения см. в тексте)

зубчатого сектора 4 держателя зеркал 2 выставляются поперек оптической оси светильника 6 и объектива 7. Свет от светильника направляется своим зеркалом на свариваемый участок изделия, а отражаясь другим зеркалом, направляется вдоль оптической оси объектива и CCD-камеры. Конструкция держателя зеркал предотвращает прямое попадание лучей светильника в объектив CCD-камеры.

В этом режиме допускается включение электронного пучка с силой тока 0,8...1,5 мА, который проходит через отверстие между зеркалами и позволяет видеть подсвеченную точку в месте попадания пучка в свариваемую заготовку.

При таком токе напыления зеркал практически не наблюдалось. Для предотвращения напыления зеркал программа управления режимами сварки блокирует попытки увеличить ток луча, если зеркала не убраны из лучевого канала. Для вращения держателя зеркал служит миниатюрный электродвигатель 3 с вращающим моментом порядка 10 кг/см. К нему предъявляются требования по отсутствию магнитного поля в нерабочем режиме и хорошего теплоотвода в вакууме. Кроме того, схема его управления должна предусматривать ограничение тока на уровне 120...150 % от номинального при стопорении механизма на упоре и последующего отключения питания. Видеосистема выполнена в виде съемного модуля, в котором могут меняться объективы в зависимости от поставленных требований. Объективы имеют электромеханический привод регулировки фокуса и диафрагмы, что позволяет легко подстраивать качество изображения. Сама CCD-камера помещена в герметичный корпус (рис. 3), который с помощью накидной гайки крепится на корпусе объектива. Воздух, находящийся в боксе для CCD-камеры, обеспечивает достаточный теплообмен электронной схемы с корпусом. Далее тепло рассеивается на деталях корпуса объектива и ЭЛП.

На рис. 4 и 5 показан модуль видеонаблюдения в разрезе. В положении зеркал для наблюдения открываются каналы в держателе зеркал для светового потока от светильника и к объективу. Световой поток излучателя (белые стрелки) попадает на зеркало 1 и направляется на участок зоны сварки. Изображение этой зоны (серые стрелки), отражаясь от зеркала 2, направляется в объектив. Углы установки зеркал фиксированы и рассчитаны на показ зоны сварки в диапазоне 50...500 мм от торца ЭЛП. Поток электронов от катода проходит через отверстие между зеркалами диаметром 5 мм и на изображении в этом случае видна подсвеченная точка встречи пучка с поверхностью металла.

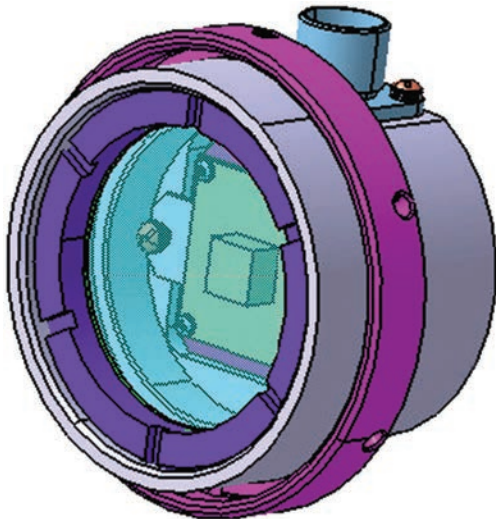


Рис. 3. Общий вид корпуса CCD-камеры

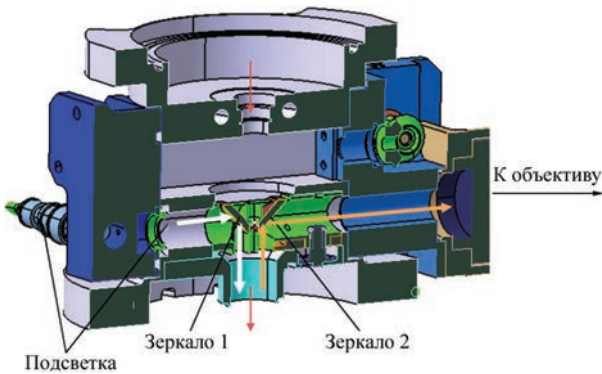


Рис. 4. Поперечное сечение оптической системы наблюдения

Перед началом сварочных работ зеркала убираются из лучевого канала в сторону (поворот держателя зеркал составляет 40°). При этом линза объектива перекрывается от попадания испарений металла тыльной полукруглой частью держателя зеркал, а линза светильника специальной поворотной подпружиненной шторкой. О положении зеркал на пульте управления сигнализируют два светодиодных индикатора: красный — лучевой канал перекрыт, ток пучка ограничен величиной 0,8...1,2 мА и зеленый — зеркала убраны, система готова к сварке рабочим током.

В предлагаемом устройстве под отклоняющей системой пушки расположены V-образно два металлических зеркала. Одно из этих зеркал направляет луч света от осветителя на свариваемое изделие, другое направляет в окуляр свет, отраженный от поверхности изделия со свариваемым стыком (см. рис. 4). В качестве зеркал использовались шлифованные медные пластинки, так как использование стеклянных зеркал затруднено из-за образования на стекле статического электронного заряда, искажающего электронный луч, а также бликов, ухудшающих видимость.

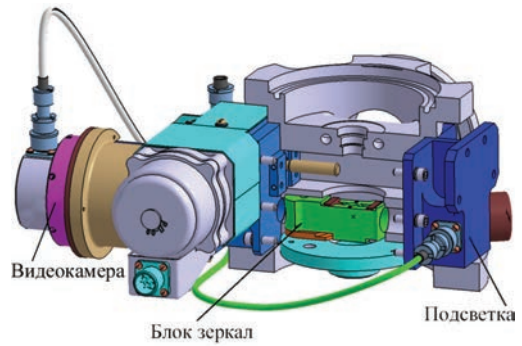


Рис. 5. Общий вид системы наблюдения с механизмом поворота зеркал

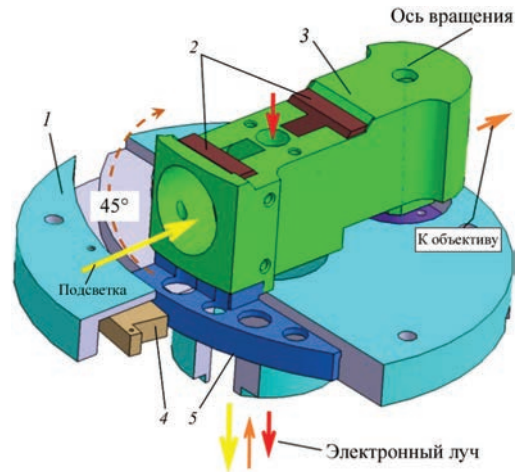


Рис. 6. Общий вид подвижного блока зеркал: 1 — корпус видеомодуля; 2 — зеркала; 3 — поворотный корпус зеркал; 4 — пьезокартридж; 5 — поверхность пьезопривода

На встроенном в корпус пушки фланце расположен закрепленный на консоли подвижный блок зеркал (рис. 6). Маятник блока, радиально перемещаясь с помощью реверсивного пьезодвигателя, позволяет оперативно переходить от режима слежения к режиму сварки. Преимущество пьезопривода — отсутствие магнитных полей при его работе. Фотообъектив и телекамера, изображение с которой передается на монитор компьютера, обеспечивают пятикратное увеличение изображения при контролируемой площади до 100 мм^2 в зависимости от рабочего расстояния.

Предлагаемая система наблюдения позволила реализовать сварку в труднодоступных местах, обработать технику ЭЛС ответственных тонкостенных деталей с кольцевыми швами. Некоторые из этих швов заглублены в тело деталей до 200 мм.

1. Оборудование для электронно-лучевой сварки / А. И. Чвертко, О. К. Назаренко, А. М. Святский [и др.]. — К.: Наукова думка, 1973. — 407 с.
2. Шиллер З. Электронно-лучевая технология / З. Шиллер, У. Гайзиг, З. Панцер; пер. с нем. — М.: Энергия, 1980. — С. 528.
3. Наблюдение процесса электронно-лучевой сварки и автоматическое слежение за стыком / О. К. Назаренко, В. И. Шаповал, Г. А. Лоскутов [и др.] // Автоматическая сварка. — 1993. — № 5. — С. 35–38.

Поступила в редакцию 11.04.2016

СИСТЕМЫ ВИЗУАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ В РЕЖИМЕ РЕАЛЬНОГО ВРЕМЕНИ С ПОМЕХОЗАЩИЩЕННЫМ КАНАЛОМ ПЕРЕДАЧИ СИГНАЛА ВТОРИЧНОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ ЭМИССИИ

В. А. МАТВЕЙЧУК

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Созданы помехозащищенные цифровые системы обработки, передачи и ввода сигнала вторичной электронной эмиссии в компьютер с визуализацией процессов сварки в режиме реального времени. Разработано оборудование для преобразования, передачи и обработки сигнала вторичной электронной эмиссии: блок обработки, преобразования и передачи сигнала вторичной электронной эмиссии (БОС); блок приема и дешифрации цифрового сигнала вторичной электронной эмиссии (БДС); блок обработки, преобразования и передачи сигнала вторичной электронной эмиссии по каналу Ethernet (БОСИ). Разработаны и испытаны системы видеонаблюдения с применением: оборудования для преобразования и передачи сигнала (ОППС); оборудования для преобразования и передачи информации в компьютер (ОПИК). Разработано программное обеспечение. Проведены исследования созданных систем видеонаблюдения, выполнен их сравнительный анализ с широко применяемой в установках для электронно-лучевой сварки системой видеонаблюдения RASTR. Библиогр. 7, рис. 6.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, помехозащищенность, электронный луч, вторичная электронная эмиссия, видеонаблюдение, изображение

Электронно-лучевая сварка широко используется в промышленности для производства изделий ответственного назначения, прежде всего в аэрокосмической и энергетической отраслях, благодаря вакуумной защите расплавленного металла от насыщения газами, малым сварочным деформациям и способности достигать высокого соотношения глубины к ширине шва. Одновременно с проведением процесса сварки с помощью электронного луча в режиме сканирования поверхности металла малым током возможно получить изображение сварного шва и стыка кромок.

Компьютерные технологии позволяют точно направить электронный луч в стык, но только при достаточно высоком соотношении, желательнее более 20 децибел, полезного и шумового сигналов вторичной электронной эмиссии. Обычно это соотношение составляет от 12 до 14 Дб.

Паразитные шумы образуются в кабеле, передающем аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии от предусилителя в устройство ввода информации в компьютер. Шумовой сигнал накладывается на полезный, при этом он имеет широкий амплитудный и частотный спектр. Выделить и устранить шумовой сигнал крайне сложно, поэтому необходимо минимизировать его воздействие на полезный сигнал.

Устранить или значительно снизить влияние помех на сигнал вторичной электронной эмиссии возможно, если преобразовать его в цифровой вид

и передать по помехозащищенному цифровому каналу.

В настоящее время на установках для электронно-лучевой сварки широко применяется система видеонаблюдения RASTR, предназначенная для отображения на экране монитора сварочных процессов в режиме реального времени. Блок-схема системы RASTR представлена на рис. 1.

Растровое поле, созданное сфокусированным электронным пучком электронно-лучевой пушки (ЭЛП), формируется в блоке управления и разверток. Сигналы управления разверткой поступают на отклоняющую систему (ОС) ЭЛП. Сканирующий пучок электронов направлен на поверхность исследуемого объекта. Поток электронов, отраженных от исследуемой поверхности, поступает на датчик вторичных электронов (ДВЭ), в котором формируется электрический сигнал вторичной электронной эмиссии. Этот сигнал передается на предусилитель (ПУ), размещенный в вакуумной камере. Из предусилителя сигнал вторичной электронной эмиссии подается на видеоусилитель (ВУ) системы RASTR. После видеоусилителя сигнал передается в блок WLCA, в котором аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии преобразуется в цифровой код. Из блока WLCA данные поступают в управляющий компьютер. В компьютере полученная информация программно обрабатывается и в режиме реального времени формируется видеоизображение процесса сварки.

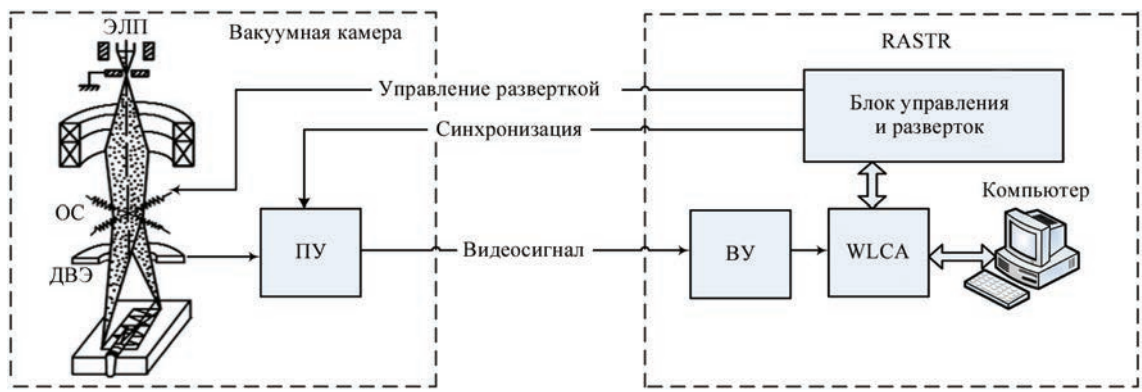


Рис. 1. Блок-схема системы видеонаблюдения RASTR (обозначения см. в тексте)

В системе RASTR аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии от предусилителя (ПУ) к видеоусилителю (ВУ) передается по длинному коаксиальному кабелю. Предусилитель расположен в вакуумной камере установки, видеоусилитель — в шкафу управления вне вакуумной камеры. Коаксиальный кабель проходит по кабельным каналам рядом с силовыми и сигнальными кабелями систем управления приводами, высоковольтным кабелем электронно-лучевой пушки и кабелями исполнительных и контрольных устройств. Электродвигатели приводов управляются переменным током, форма которого отлична от синусоидальной. Этот ток создает высокочастотные электромагнитные помехи в широком спектре частот и амплитуд.

Помехи накладываются на полезный сигнал вторичной электронной эмиссии. Воздействие помех приводит к искажению изображения процессов сварки и к ухудшению работы системы автоматического слежения за стыком.

В качестве эффективного метода противодействия влиянию помех на сигнал вторичной электронной эмиссии предложено вместо аналогового канала передачи информации применить цифровой. Аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии в непосредственной близости от предусилителя необходимо преобразовать в цифровой код и полученную информацию передать по помехозащищенному цифровому каналу.

Для реализации поставленной задачи специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины совместно с Международным центром «Институт прикладной оптики» НАН Украины разработаны системы обработки, передачи и ввода сигнала в компьютер.

Создано следующее оборудование:

- блок обработки, преобразования и передачи сигнала (БОС), в котором аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии преобразуется в цифровой код;
- блок приема и дешифрации цифрового сигнала (БДС), в котором информация о сигнале вто-

ричной электронной эмиссии преобразуется из цифрового кода в аналоговый сигнал;

- блок обработки, преобразования и передачи сигнала по каналу Ethernet (БОСИ), в котором аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии преобразуется в цифровой код и в соответствии с протоколом TCP/IP передается по Ethernet каналу в компьютер.

С использованием указанного выше оборудования специалистами ИЭС созданы системы визуализации процессов сварки в режиме реального времени:

- система видеонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи сигнала (ОППС);
- система видеонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи информации в компьютер (ОПИК).

Для системы видеонаблюдения ОПИК разработано программное обеспечение, позволяющее обрабатывать полученную информацию о сигнале вторичной электронной эмиссии и формировать на экране компьютера изображение процесса сварки в режиме реального времени. Проведены исследования систем видеонаблюдения, выполнен их сравнительный анализ с системой визуализации RASTR.

Далее приведено описание разработанных систем.

Система видеонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи сигнала (ОППС) представлена на рис. 2 в виде блок-схемы.

Растровое поле, созданное сфокусированным электронным пучком электронно-лучевой пушки (ЭЛП), формируется в блоке управления и разверток системы RASTR. Сигналы управления разверткой поступают на отклоняющую систему (ОС) ЭЛП. Сканирующий пучок электронов направлен на поверхность исследуемого объекта. Поток электронов, отраженных от исследуемой поверхности, поступает на датчик вторичных электронов (ДВЭ), в котором формируется

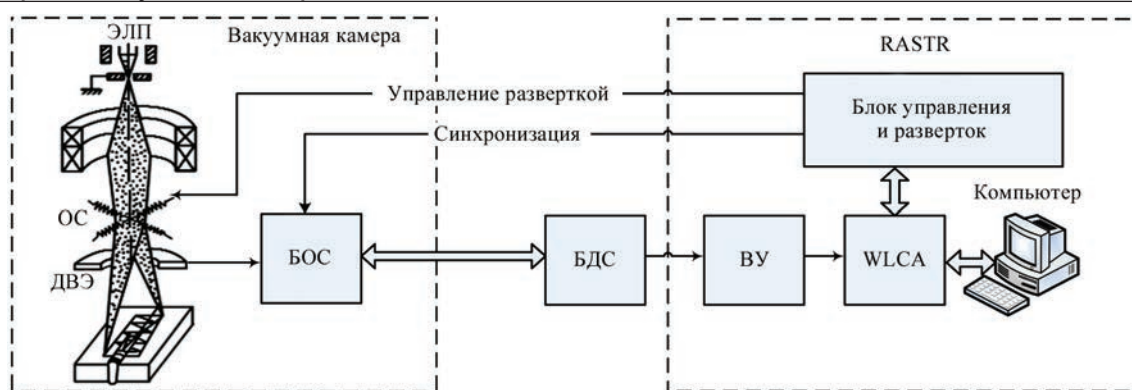


Рис. 2. Блок-схема системы ОППС (обозначения см. в тексте)

электрический сигнал. Этот сигнал передается в блок обработки сигналов (БОС) системы ОППС. В БОС сигнал вторичной электронной эмиссии усиливается, синхронизируется с управляющими сигналами и преобразуется в цифровой код. Данные передаются по проводному помехозащищенному кабелю за пределы вакуумной камеры в шкаф управления, где расположен блок дешифрации сигнала (БДС). В БДС данные преобразуются в аналоговый сигнал, который подается на видеосуилитель (ВУ) системы RASTR, где в режиме реального времени формируется изображение исследуемого объекта.

В системе ОППС сигнал вторичной электронной эмиссии передается в цифровом виде по проводному экранированному кабелю в виде витой пары.

Передача информации в цифровом виде обеспечивает высокую помехозащищенность передаваемого сигнала.

Система видеонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи информации в компьютер (ОПИК) приведена на рис. 3 в виде блок-схемы.

Растровое поле, созданное сфокусированным электронным пучком электронно-лучевой пушки (ЭЛП), формируется в блоке управления и разверток. Сигналы управления разверткой поступают на отклоняющую систему (ОС) ЭЛП. Сканирующий пучок электронов направлен на поверхность

исследуемого объекта. Поток электронов, отраженных от исследуемой поверхности, поступает на датчик вторичных электронов (ДВЭ), в котором формируется электрический сигнал. Этот сигнал поступает в блок обработки, преобразования и передачи сигнала (БОСИ). В БОСИ сигнал вторичной электронной эмиссии усиливается, синхронизируется с управляющими сигналами и преобразуется в цифровой код. Полученные данные в цифровом виде передаются за пределы вакуумной камеры установки. Информация поступает в Ethernet порт компьютера, где программно обрабатывается. На экране формируется изображение исследуемого объекта в режиме реального времени.

Данные передаются в цифровом виде по проводному Ethernet кабелю в соответствии с сетевым протоколом TCP/IP, что обеспечивает высокую помехозащищенность передаваемого сигнала.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение. Эффективность работы систем видеонаблюдения ОППС и ОПИК оценивалась методом сравнительного анализа с системой видеонаблюдения RASTR.

Сравнивалось качество отображения сварных швов и тестовых объектов, а также наличие помех, вызванных работой технологического оборудования.

Испытания проводились на испытательном стенде и на промышленной установке для электронно-лучевой сварки.

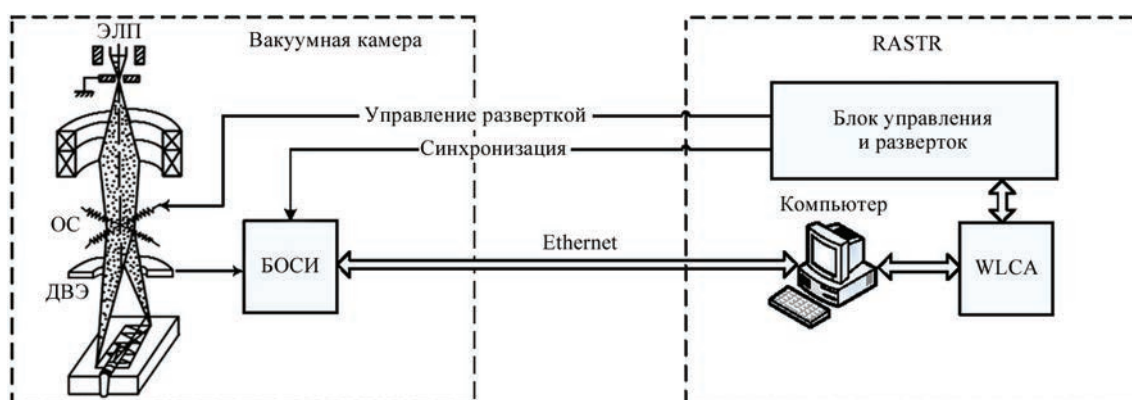


Рис. 3. Блок-схема оборудования для преобразования и передачи информации в компьютер по Ethernet (обозначения см. в тексте)

Далее приведены результаты исследований.

Исследование систем видеонаблюдения на испытательном стенде. Испытательный стенд создан на базе малогабаритной установки для электронно-лучевой сварки типа СВ-112.

Качество отображения исследуемых объектов оценивалось визуально.

Изображения, полученные с применением различных систем визуализации, приведены на рис. 4.

Изображение объектов *a* и *г* на рис. 4 создано системой RASTR. Качество изображения приемлемое для проведения технологических работ на оборудовании для ЭЛС.

Изображение *б* и *д* на рис. 4 создано системой ОППС. Изображение приемлемое для проведения сварочных и технологических работ, но уступает по качеству изображению объектов, созданной системой RASTR. Следует отметить более низкую детализацию изображения, что вызвано потерей информации при двойном преобразовании сигнала вторичной электронной эмиссии из аналогового в цифровой и обратно.

Принципиальное отличие системы ОППС от RASTR состоит в способе передачи сигнала вторичной электронной эмиссии от датчика вторичных электронов до блока отображения информации. В ОППС информация передается в цифровом виде, что обеспечивает помехозащищенность передачи данных. В этом состоит преимущество системы ОППС перед системой RASTR.

Изображение *в* и *е* на рис. 4 создано системой визуализации ОПИК. Следует отметить более высокое качество отображения исследуемых объектов, лучшую детализацию по сравнению с изображением, полученным с применением системы RASTR. В ОПИК информация о сигнале вторичной электронной эмиссии передается в цифровом виде, что обеспечивает помехозащищенность передачи данных. Влияние помех на сигнал вторич-

ной электронной эмиссии минимально. В этом состоит преимущество системы ОПИК перед RASTR.

Преимуществом системы ОПИК перед системой ОППС является отсутствие многократного преобразования сигнала, которое приводит к потере информации, и, как следствие, ухудшению качества отображения объекта.

Однако применение системы ОПИК на действующих установках ЭЛС с предустановленной системой видеонаблюдения RASTR повлечет изменения аппаратной и программной части оборудования, что не всегда приемлемо.

Применение системы ОППС с целью модернизации не требует внесения изменений в аппаратную и программную часть оборудования. Это является преимуществом системы ОППС перед ОПИК. На вновь создаваемом оборудовании, а также на установках, где требуется глубокая модернизация, преимущественное применение системы ОПИК перед системами RASTR и ОППС очевидно.

Исследование систем видеонаблюдения на промышленной установке для ЭЛС. Исследования систем видеонаблюдения проводилось на промышленной установке для электронно-лучевой сварки типа KL-181. В результате исследований изучено влияние промышленных помех на качество изображения.

На рис. 5 приведено изображение тестируемого объекта, сформированное системой RASTR на установке KL-181. На изображении видны помехи в виде горизонтальных полос, смещенных по диагонали. Помехи вызваны воздействием сигналов управления приводами на аналоговый сигнал вторичной электронной эмиссии.

В практике для борьбы с помехами предпринимается оптимальное размещение электрических кабелей внутри установки. Это позволяет снизить влияние помех, но не устраняет их. Применение способа передачи сигнала вторичной электронной

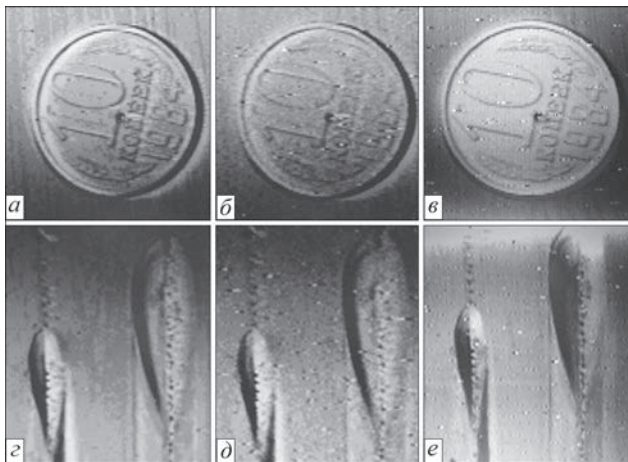


Рис. 4. Изображение объектов, полученное с применением систем визуализации: *a, г* — RASTR; *б, д* — ОППС; *в, е* — ОПИК

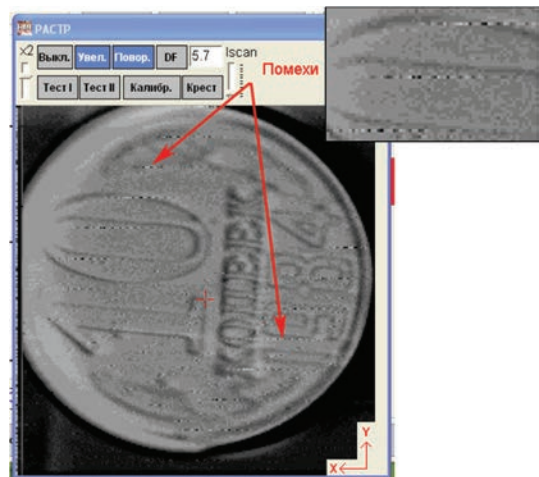


Рис. 5. Помехи на изображении исследуемого объекта

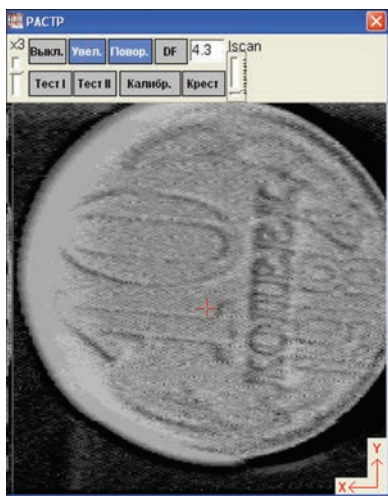


Рис. 6. Изображение, полученное с применением системы передачи сигнала вторичной электронной эмиссии в цифровом виде

эмиссии в цифровом виде позволило значительно улучшить помехозащищенность. Изображение тестируемого объекта, полученного с применением системы цифровой передачи сигнала ОППС, приведено на рис. 6.

На изображении отсутствуют помехи в виде диагональных полос, что подтверждает необходимость применения цифровых помехозащищенных каналов для передачи сигнала вторичной электронной эмиссии.

Выводы

1. Для устранения влияния помех предложено сигнал вторичной электронной эмиссии преобразовать из аналогового в цифровой и передать его по помехозащищенному цифровому каналу. Преобразователь сигнала необходимо разместить в непосредственной близости от датчика вторичных электронов.

2. Создано оборудование для преобразования, передачи и обработки сигнала вторичной электронной эмиссии: блок обработки, преобразования и передачи сигнала вторичной электронной эмиссии (БОС); блок приема и дешифрации цифрового сигнала вторичной электронной эмиссии (БДС); блок обработки, преобразования и передачи сигнала вторичной электронной эмиссии по каналу Ethernet (БОСИ):

3. Созданы системы визуализации процессов сварки в режиме реального времени с помехозащищенным цифровым каналом передачи сигнала вторичной электронной эмиссии: система ви-

деонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи сигнала (ОППС); система видеонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи сигнала в компьютер (ОПИК).

4. Разработано программное обеспечение для системы видеонаблюдения с применением оборудования для преобразования и передачи сигнала в компьютер (ОПИК).

5. Проведены исследования созданных систем видеонаблюдения ОППС и ОПИК, выполнен их сравнительный анализ с широко применяемой в настоящее время системой визуализации RASTR. Системы видеонаблюдения пригодны для дальнейшей эксплуатации. Они обеспечивают высокую помехозащищенность передачи сигнала вторичной электронной эмиссии, приемлемое качество изображения объектов и процессов сварки в режиме реального времени.

6. Система ОППС предназначена для модернизации установок ЭЛС, в которых установлены системы видеонаблюдения RASTR. Система ОПИК предназначена для применения на вновь создаваемом оборудовании для ЭЛС, а также для глубокой модернизации оборудования с системой видеонаблюдения RASTR.

1. Наблюдение процесса электроннолучевой сварки и автоматическое слежение за стыком / О. К. Назаренко, В. И. Шаповал, Г. А. Лоскутов [и др.] // Автоматическая сварка. – 1993. – № 5. – С. 35–38.
2. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия / Б. Е. Патон, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков [и др.] // Автоматическая сварка. – 2004. – № 5. – С. 3–7.
3. Fabrication, optical properties and laser performance of Nd:YAG transparent ceramics / S. V. Frolov, Yu. L. Kopylov, D. Yu. Kosyanov, V. B. Kravchenko, V. B. Taranenko, A. V. Tolmachev, V. L. Voznyy, R. P. Yavetskiy // Materials of International Scientific and Technical Conference «Laser technologies. Lasers and their applications», Droboych, 2013. – С. 31–32.
4. Yaparov V. V. Vector laser solitons with rotating polarization topological defects / V. V. Yaparov, Ye. A. Krasnoschekov, V. B. Taranenko // Proceedings of International Workshop on Nonlinear Photonics, Sudak, Ukraine, 2013. – С. 25–26.
5. Experimental observation of vortex-soliton in two-wave-mixing oscillator with saturable absorber / V. V. Yaparov, V. B. Taranenko, N. N. Rosanov, S. V. Fedorov // Optics and Spectroscopy. – 2012. – 112. – P. 601–603.
6. Yaparov V. V. Topological solitons in active optical cavities: Fundamental properties and possible applications / V. V. Yaparov, V. B. Taranenko // Bulletin of the Lebedev Physics Institute. – 2011. – 38, Issue. 1. – P. 28–29.
7. Батрак П. О. Особливості лазерної атомізації при багатопульсному / П. О. Батрак, Є. І. Забелло, Носов О. В. // Лазерні технології. Лазери та їх застосування: матеріали міжнарод. науч.-техн. конф., Дрогобич, 2011.

Поступила в редакцию 11.05.2016

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА

С. В. АХОНИН, С. Г. ГРИГОРЕНКО, В. Ю. БЕЛОУС, Т. Г. ТАРАНОВА, Р. В. СЕЛИН, Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрены особенности формирования соединения сложнолегированного высокопрочного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава при электронно-лучевой сварке в вакууме. Исследования проводили на образцах сплава системы легирования Ti–Al–Mo–V–Nb–Cr–Fe–Zr, полученного методом электронно-лучевого переплава. Изучено влияния термического цикла сварки и последующей термической обработки на структурно-фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния сварных соединений. В металле шва и зоне термического влияния соединений формируется структура с преобладанием метастабильной β -фазы, что способствует снижению показателей пластичности и ударной вязкости. Для улучшения структуры и свойств сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой, необходимо проведение последующей термической обработки. Наилучшее сочетание прочности и пластичности исследуемых сварных соединений было получено после проведения печной термообработки (отжиг при $T = 900$ °С в течение одного часа и охлаждение в печи), которая способствует получению практически однородной структуры и распаду метастабильных фаз в шве и зоне термического влияния. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, титановые сплавы, термическая обработка, сварное соединение, структура, механические свойства

Разработка современного конкурентоспособного оборудования, как правило, требует повышения эксплуатационных характеристик металлических конструкций и деталей. Эти требования относятся и к высокопрочным сплавам на основе титана, которые нашли широкое применение как конструкционный материал. В ведущих материаловедческих центрах США, ЕС, России и Китая проводятся интенсивные работы по модернизации существующих титановых сплавов. Кроме того, исследуется возможность создания новых сплавов с большим количеством легирующих элементов [1]. Современные двухфазные высоколегированные сплавы на основе титана характеризуются высокой удельной прочностью. В настоящее время всё больше внимания уделяется вопросам создания сварных конструкций и узлов из сплавов титана с временным сопротивлением $\sigma_b \geq 1100$ МПа [2]. Как конструкционные материалы широко применяются сплавы со структурой ($\alpha + \beta$), которые отличаются лучшим сочетанием технологических и механических свойств — более прочны, чем однофазные, хорошо куются и штампуются, поддаются термической обработке и имеют удовлетворительную свариваемость. Сварные конструкции из этих сплавов применяются в авиационной технике, ракетостроении, атомной технике, судостроении и химическом машиностроении [3, 4]. Свариваемость двухфазных высоколегированных сплавов титана, применение которых может дать наибольшее снижение массы конструкции, значительно хуже, чем низколегированных, и по этому

показателю они уступают даже некоторым высокопрочным сталям. Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) широко применяется при производстве конструкций из высоколегированных титановых сплавов, в том числе и из термически упрочняемых двухфазных. Большие скорости охлаждения при ЭЛС и повышенная чувствительность сложнолегированных титановых сплавов к термическому циклу сварки обуславливают в ряде случаев пониженную пластичность сварного соединения [5]. Поэтому двухфазные титановые сплавы после сварки требуют обязательной термообработки [6]. При разработке новых сплавов существенное внимание уделяется возможности получения сварных соединений с прочностью не менее 0,9...0,95 прочности основного металла.

Целью работы является изучение влияния термического цикла сварки и последующей термической обработки на структурно-фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ) сварных соединений сложнолегированного высокопрочного титанового сплава, полученных ЭЛС.

Материалы и методы исследования. В качестве материала для исследования использовали пластины толщиной 8 мм, полученные из слитков опытного титанового сплава [7]. После выплавки слитки подвергались термомеханической обработке. Подготовленные для исследований образцы имели следующий состав, мас. %: (основа) Ti–6,5Al–3,0 Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr. Механические свойства исследуемого сплава приведены в табл. 1.

Таблица 1. Механические свойства сложнолегированного высокопрочного титанового сплава толщиной 8 мм

Состояние металла	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ_s , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость KCV Дж/см ²
После проката	1259,9	1179,5	1,7	6,2	5,0
После отжига 850 °С – 1 ч	1214,9	1089,2	10,0	18,5	9,0
После отжига 900 °С – 1 ч	1186,0	1123,6	13,3	19,0	13,5

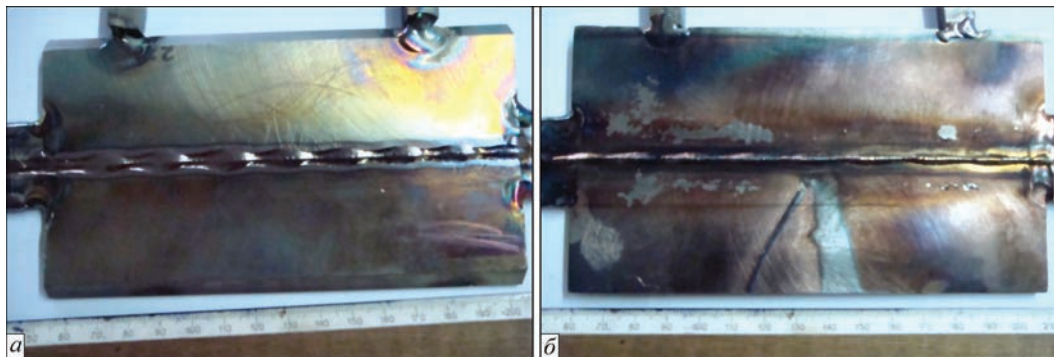


Рис. 1. Общий вид сварного соединения сложнолегированного высокопрочного титанового сплава, полученного ЭЛС: *a* — лицевая, *b* — корневая сторона

ЭЛС проводили в установке УЛ-144, укомплектованной источником питания ЭЛА 60/60. Сварку проводили на следующем режиме: ускоряющее напряжение 60 кВ; ток луча 120 мА; диаметр круговой развертки 2 мм; скорость сварки 25 м/ч.

Одним из преимуществ технологии ЭЛС применительно к титану и сплавам на его основе помимо обеспечения надежной защиты сварных соединений является возможность осуществления локального подогрева и последующей термической обработки в вакуумной камере [8]. Предварительный подогрев сварных соединений – достаточно эффективный технологический прием, который используют при сварке для предупреждения образования так называемых холодных

трещин. Но поскольку исследуемый сплав не склонен к образованию холодных трещин, предварительный подогрев свариваемых поверхностей не проводили.

На рис. 1 представлен общий вид сварного соединения, полученного ЭЛС.

Для проведения локальной термической обработки (ЛТО) после сварки соединение нагревали электронным пучком, развернутым в прямоугольный растр. Режим термообработки выбирали с учетом мощности пучка и ширины нагреваемой области (т. е. ширины растра). Мощность электронного луча в процессе ЛТО составляла около 3 кВт и подвергалась корректировке для поддержания температуры в зоне обработки на уровне 850 °С. Время обработки составляло 5 мин. На рис. 2 приведена схема сканирования электронного луча при ЛТО образцов из титановых сплавов.

Отжиг (ТО) сварных соединений проводили в печи при температуре 900 °С в течение одного часа.

Резку образцов проводили на установке «Isomet» фирмы «BUENLER» с помощью алмазных дисков. Химический состав опытных сплавов определяли спектральным и химическим анализами. Металлографические исследования и фотосъемку проводили на световом микроскопе Neophot-32, оснащенный ПК, цифровой фотокамерой OLYMPUS и системой архивирования. Твердость образцов определяли на твердометре М-400 фирмы «LECO» (США) при нагрузке 100 г и 1 кг. Исследование поверхности изломов основного металла и сварных соединений проводили на многофункциональном современном приборе с высокими техническими характеристиками «Оже-микроскоп с полевым эмиссионным катодом JAMP 9500F» (JEOL Ltd, Япония). Для определения ме-

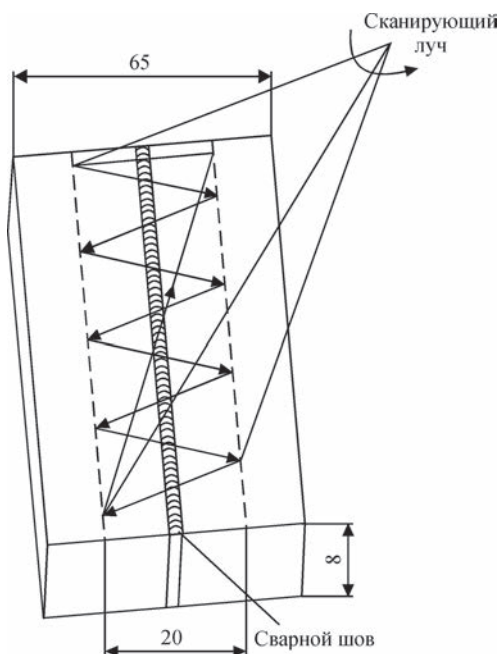


Рис. 2. Схема сканирования сварного соединения при локальной электронно-лучевой термообработке

ханических свойств сварных соединений были проведены испытания на статическое растяжение и ударный изгиб (согласно ГОСТ 1497–84).

Исследования проводили на следующих образцах:

Образец № 1 — сварное соединение сложнолегированного высокопрочного титанового сплава, полученное ЭЛС;

Образец № 2 — сварное соединение сложнолегированного высокопрочного титанового сплава, полученное ЭЛС с последующей ЛТО (850 °С, 5 мин);

Образец № 3 — сварное соединение сложнолегированного высокопрочного титанового сплава, полученное ЭЛС с последующей ТО (отжиг в печи при 900 °С, 1 ч).

Результаты исследований. Локальность и интенсивность процесса ЭЛС обеспечивают получение глубокого узкого шва и малой ЗТВ.

В результате металлографических исследований образца № 1 (рис. 3) в металле шва сварного соединения обнаружены литые кристаллиты, дезориентированные в центре, а по краям ориентированные в направлении отвода тепла, с четко выраженной дендритной структурой. Микроструктура металла шва практически однофазная и состоит из β -фазы. В отдельных зернах и по их границам наблюдается частичный распад β -фазы с выделениями мелких частиц α -фазы. Твердость металла шва сварного соединения составляет 2790...3210 МПа. Ширина шва 3...4 мм. В ЗТВ, возле шва, структура состоит из больших полиэдрических зерен β -фазы с выде-

лениями мелкоигльчатой α -фазы в теле зерна. Также на границе «шов – ЗТВ» наблюдаются отдельные зерна с субструктурой. По мере приближения к основному металлу размер зерен β -фазы уменьшается. Твердость металла ЗТВ составляет 2690...3300 МПа, ширина ЗТВ примерно 2...3 мм. Структура основного металла состоит из пакетов параллельных пластин ($\alpha+\beta$)-фазы. Размер зерна 0,088...0,125 мм, твердость основного металла составляет 3340...3430 МПа.

Фрактографические исследования поверхности разрушения образца после механических испытаний (рис. 4) показали, что рельеф поверхности слабо выраженный, механизм разрушения смешанного типа. Механизм хрупкого разрушения — квазискол 65 %, вязкого — ямочное строение 35 %.

Металлографические исследования образца № 2 (рис. 5) показали, что после ЛТО повышается структурная однородность сварного соединения. Шов и линия сплавления выражены не так явно, как после сварки. Шов представляет собой смесь вытянутых и полиэдрических β -зерен с дезориентированным выделением пластинчатой α -фазы. Твердость металла шва составляет 3220...3450 МПа. ЗТВ состоит из крупных полиэдрических β -зерен с выделениями дисперсной α -фазы. Твердость составляет 3250...3450 МПа. Структура основного металла представлена более мелкими полиэдрическими зернами с пластинчатой ($\alpha + \beta$)-фазой и с твердостью от 3420 до 3600 МПа

Фрактографические исследования образца показали, что поверхность разрушения имеет слож-

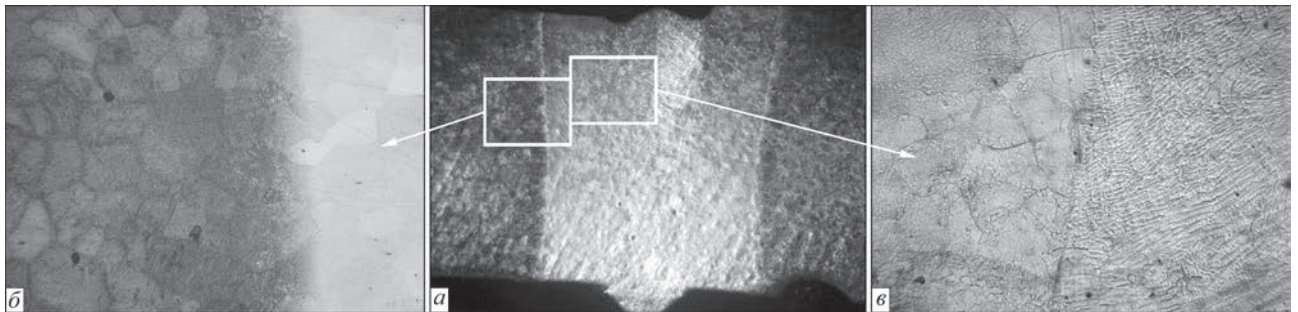


Рис. 3. Структура сварного соединения образца № 1: а — общий вид ($\times 10$); б — микроструктура ОМ ($\times 50$); в — микроструктура шва и ЗТВ ($\times 100$)

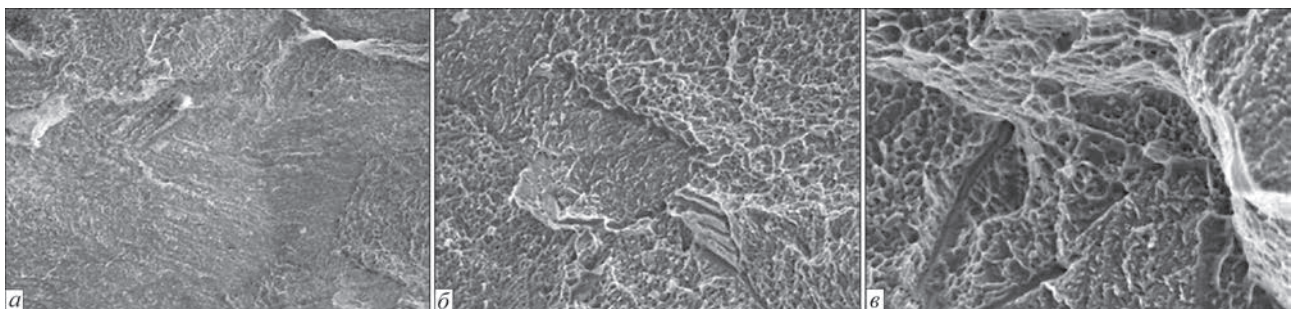


Рис. 4. Фрагменты поверхности разрушения образца № 1: а — межзеренное ($\times 300$); б — внутризеренное в сочетании с отрывом ($\times 500$); в — ямочного характера с отрывом и вторичными трещинами ($\times 1000$)

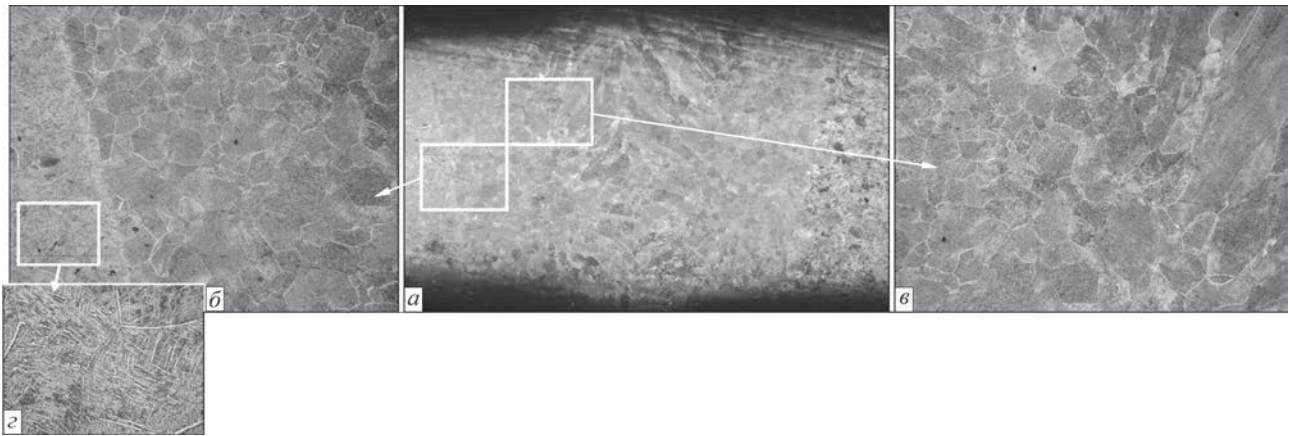


Рис. 5. Структура сварного соединения образца № 2: *a* — общий вид ($\times 10$); *б* — микроструктура ЗТВ — ОМ ($\times 50$); *в* — микроструктура шва и ЗТВ ($\times 50$); *г* — микроструктура ОМ ($\times 500$)

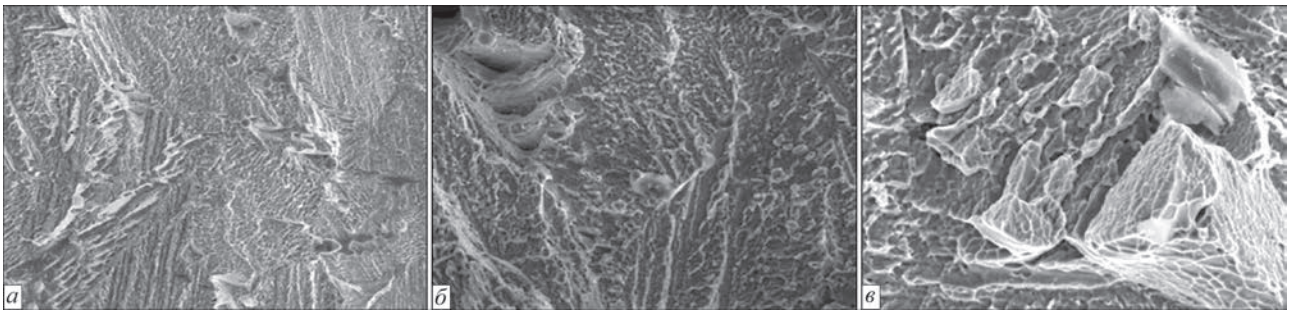


Рис. 6. Фрагменты поверхности разрушения образца № 2: *a* — межзеренное ($\times 300$); *б* — внутризеренное в сочетании с отрывом ($\times 500$); *в* — ячмого характера с отрывом ($\times 1000$)

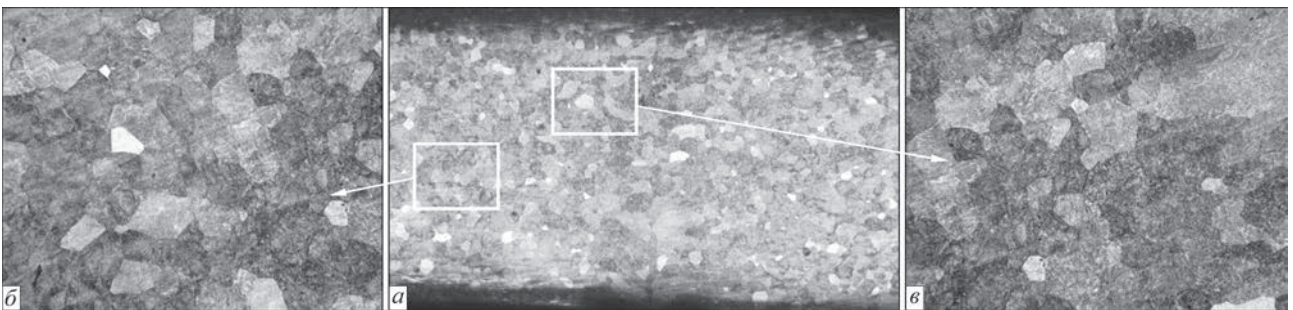


Рис. 7. Структура сварного соединения образца № 3: *a* — общий вид ($\times 10$); *б* — микроструктура ЗТВ — ОМ ($\times 50$); *в* — шва и ЗТВ ($\times 50$)

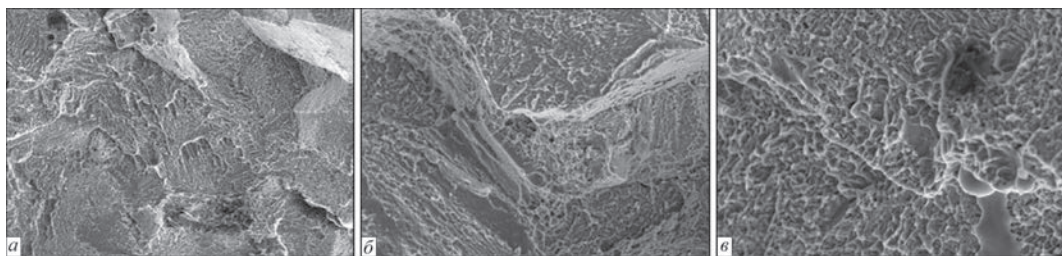


Рис. 8. Фрагменты поверхности разрушения образца № 3: *a* — межзеренное ($\times 300$); *б* — внутризеренное в сочетании с отрывом ($\times 500$); *в* — ячмого характера ($\times 1000$)

ный микрорельеф (рис. 6). Трещина проходит по границам раздела между матрицей β -фазы и дисперсной игольчатой α -фазой. Поверхность разрушения содержит фасетки скола на фоне участков межзеренного разрушения (участки отрыва). Поверхность разрушения содержит много возвышенностей в виде ступенек.

Металлографические исследования образца № 3 (рис. 7) показали, что после печной термообработки структура исследуемого образца становится практически однородной, границы между швом, ЗТВ и основным металлом не выявляются. Структура по всей исследуемой поверхности разнотеренная с пластинами $(\alpha+\beta)$ -фазы разной вели-

Таблица 2. Механические свойства сварных соединений сложнолегированного высокопрочного титанового сплава, полученных ЭЛС

Номер образца	Состояние образца	σ_b , МПа	σ_r , МПа	δ_s , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²	
						шов	ЗТВ
1	ЭЛС, после сварки	1415	1380	2,0	6,6	7,2	6,0
2	ЭЛС, ЛТО 850° – 5 мин	1258	1216	4,3	9,2	7,3	14,4
3	ЭЛС, ТО 900° – 1 ч	1131	1089	12,0	24,5	12,4	12,7

чины. Твердость (от центра шва в основной металл) составляет 3340...3440 МПа.

Фрактографические исследования показали, что разрушение образцов носит смешанный характер (рис. 8). Излом содержит 30 % хрупкой составляющей и 70 % — вязкой. Трещина распространялась строго перпендикулярно прикладываемой нагрузке. Хрупкое разрушение происходит по механизму внутризеренного скола, а вязкое — в результате слияния микропор. Наблюдаемые фасетки скола разделены участками отрыва. Отрыв происходит в тех случаях, когда пластичность материала достаточно высокая.

В табл. 2 приведены результаты механических испытаний исследуемых образцов.

Проанализировав табл. 3 можно сделать вывод, что термическая обработка, проведенная после сварки, повышает показатели пластичности и ударной вязкости сварного соединения сложнолегированного высокопрочного титанового сплава. Особенно эффективна печная обработка (отжиг при температуре 900 °С в течение одного часа), которая приводит к значительному повышению пластичности и ударной вязкости в сочетании с небольшим снижением прочностных характеристик.

Выводы

1. Исследованы структура и свойства сварных соединений сложнолегированного высокопрочного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава, полученных ЭЛС. Установлено, что сплав имеет удовлетворительную свариваемость, но в металле шва и ЗТВ структура неоднородная и наблюдаются метастабильные фазы, что способствует снижению показателей прочности и пластичности.

2. Термическая обработка сварных соединений сложнолегированного высокопрочного ($\alpha + \beta$)-ти-

танового сплава, полученных ЭЛС, повышает структурную однородность, снижает вероятность образования в них трещин и способствует улучшению показателей механических характеристик.

3. После ЛТО сварных соединений показатели вязкости повышаются незначительно, что объясняется неполным распадом метастабильных структур в результате непродолжительного теплового воздействия (нагрев при $T = 850$ °С на протяжении 5 мин).

4. Наилучшее сочетание прочности и пластичности исследуемых сварных соединений было получено после проведения печной термообработки (отжиг при $T = 900$ °С в течение одного часа и охлаждение в печи). Такая обработка способствовала получению практически однородной структуры, распаду метастабильных фаз в шве и ЗТВ, что привело к значительному повышению показателей пластичности и ударной вязкости.

- Хорев А. И. Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций / А. И. Хорев // Технология машиностроения. – 2007. – № 12. – С. 5–13.
- Каблов Е. Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 7–17.
- Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением / В. Ф. Грабин. – К.: Наукова думка, 1982. – 416 с.
- Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. / М. Х. Шоршоров. – М.: Наука, 1965. – 337 с.
- Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блашук [и др.]. – 2-е изд., доп. и перераб. – К.: Наукова думка, 1986. – 240 с.
- Хорев М. А. Термическая обработка сварных соединений сплавов титана ОТ4 и ВТ20 / М. А. Хорев, Ю. В. Гусев, Н. К. Грибова // Автоматическая сварка. – 1983. – № 7. – С. 19–23.
- Электронно-лучевая плавка в литейном производстве; под ред. С. В. Ладохина. – К.: Сталь, 2007. – 626 с.
- Электронно-лучевая сварка / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов, С. Н. Ковбасенко [и др.] // Под ред. Б. Е. Патона. – К.: Наукова думка, 1987. – 256 с.

Поступила в редакцию 26.04.2016

15 мая 2006 г. открыта скульптура «Cloud Gate» (фотография на первой странице журнала), расположенная в деловом квартале Чикаго, США. Автор — британский художник индийского происхождения Аниш Капур. Скульптура состоит из 168 пластин нержавеющей стали, сваренных вместе, отполированных до такой степени, что ее внешняя поверхность не имеет видимых швов. Размеры скульптуры — 10 (высота), 20 (длина) и 13 (ширина) метров, масса 100 тонн. Сварщики использовали гибридную лазерно-дуговую сварку.



ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССА ТРЕНИЯ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ДЛЯ СОЕДИНЕНИЯ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ И МОДИФИКАЦИИ ИХ СТРУКТУРЫ

А. Л. МАЙСТРЕНКО¹, В. А. ЛУКАШ¹, С. Д. ЗАБОЛОТНЫЙ¹, Р. В. СТРАШКО²

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины. 04074, Киев-74, ул. Автозаводская, 2.
E-mail: zab@ukr.net

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработан технологический процесс обработки поверхностных слоев деталей из магниевых и алюминиевых сплавов трением с перемешиванием с целью модификации структуры, направленной на формирование слоя мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), что в 16...63 раза меньше размеров зерен исходного металла (75,8 мкм). Определено, что максимальная температура нагрева сплава в зоне контактного взаимодействия инструмента с обрабатываемыми трением с перемешиванием слоями образцов исследуемых сплавов достигала 340...380 °С. Выполнен анализ влияния кинетических параметров инструмента на изменение микроструктуры модифицированных поверхностных слоев изделий и сварных соединений. Библиогр. 18, рис. 11, табл. 3.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, тепловыделение при трении с перемешиванием, пластические деформации, ширина зоны термомеханического влияния, размеры зерен микроструктуры

Несмотря на то, что все процессы соединения металлических деталей конструкций с использованием электрической дуги, плазмы, луча лазера или электронного луча и их комбинаций отличаются отдельными технологическими и экономическими преимуществами, но при этом их всех объединяет то, что в зоне соединения образуется жидкая фаза, с помощью которой они соединяются. Эта принципиальная и важная особенность процесса обуславливает изменение структуры металла после его рекристаллизации, в частности, увеличение размера зерна, фазовые превращения, а также формирование остаточных сварочных напряжений, которые отрицательно сказываются на прочностных свойствах соединений. Поэтому, на протяжении всей истории существования традиционных способов сварки плавлением металлов, ученые всего мира разрабатывали альтернативные способы соединения, а именно, твердофазные, которые позволяют, хотя бы частично, уменьшить влияние перечисленных явлений.

Одним из первых твердофазную сварку труб и стержней трением предложил Дж. Ш. Бевингтон (США, 1891 г.) [1], затем К. К. Хренов и Г. П. Сахацкий (ИЭС АН УССР, 1953 г.) осуществили способ «холодной» сварки трением [2]. К первым разработчикам сварки и наплавки трением можно отнести также и А. И. Чудикова (1957 г.) [3]. Из твердофазных способов сварки трением, получивших широкое распространение, стал разработанный и развитый М. Н. Кабановым и И. В. Авериним (1960 г.) способ ротационной сварки

металлов трением [4]. Однако использовать этот подход для сваривания плоских листовых конструкций встык и нахлест, а также осуществлять наплавки других металлов и сплавов, не представляется возможным.

Использование принципа твердофазной сварки трением плоских или криволинейных листовых деталей встык и нахлест было предложено в 1991 г. в патенте У. М. Томаса и др. [5], которые предложили способ сварки деталей изделий трением с перемешиванием с использованием активного нерасходуемого инструмента (рис. 1). Этот способ, который авторы назвали «сварка трением с перемешиванием» (СТП), обеспечивает очень простой способ взаимодействия инструмента и заготовки.

Конструкции и материалы инструментов для СТП. Способ соединения деталей из разнородных металлов трением с перемешиванием, предложенный У. М. Томасом и его коллегами [5], можно отнести к наиболее значительным технологическим достижениям за последние три десятилетия. Появилась возможность соединять детали из материалов, которые ранее традиционной дуговой сваркой не сваривались совсем или сваривались сложно: различные алюминиевые, магниевые и титановые сплавы. С использованием новой технологии расширились возможности восстановления и ремонта сложной техники путем наплавки на поверхности деталей нового слоя металла.

Несмотря на успех метода СТП, есть много проблем, которые должны быть решены для рас-

ширения промышленного использования этой технологии. Среди них главной является проблема обеспечения процесса надежным, прочным и износостойким рабочим инструментом. В процессе сварки инструмент одновременно подвергается воздействию крутящего момента, знакопеременных циклических изгибающих сил, а также влиянию высоких температур. Отсутствие достоверной информации в мировых научных источниках ответов на эти вопросы затрудняет успешное решение задач масштабного применения в отечественной промышленности новой прогрессивной технологии — сварки материалов методом трения с перемешиванием. Принципиальная схема работы инструмента, который применяется при сварке разных металлов методом трения с перемешиванием, приведена на рис. 1.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона давно проводятся экспериментальные работы в направлении «холодной сварки» [6] и уже в течение ряда лет в Институте сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины ведутся работы, направленные на разработку и применение инструментов для СТП различных металлов и сплавов [7–10]. Анализ имеющихся источников по поводу изготовления инструментов такого типа дает представление о материалах, которые необходимо при этом использовать [11–14]. Прежде всего эти материалы должны сохранять высокую твердость и прочность при высоких температурах. При этом характеристики этих свойств должны значительно превышать механические характеристики материалов, которые свариваются или наплавляются. Кроме того, инструмент, особенно его рабочая часть, должна иметь высокую износостойкость и термостойкость. Эти свойства обусловлены, прежде всего, значительными температурами и усилиями на инструмент, которые возникают в процессе сварки или наплавки. Рабочие наконечники инструментов для СТП выполняются в виде цилиндров с закругленными торцами, конусов или цилиндров, на поверхности которых нарезается канавка сложной формы со сменным

шагом, которая должна содействовать лучшему перемещению металла в пределах сварного шва. Как правило, канавка имеет противоположное направление вращательному движению инструмента. Вероятно, для лучшего формирования шва и уменьшения усилий на инструмент последний устанавливается не вертикально относительно плоскости поверхности, а наклоненным под небольшим углом $2...5^\circ$ в сторону, противоположную направлению подачи.

Сложная форма наконечников вызвана необходимостью обеспечивать как можно лучше перемешивание металла с целью повышения производительности процесса сварки. Результаты многочисленных исследований показали взаимосвязь между теплом, которое генерируется в зависимости от кинематических параметров процесса, и статической прочностью шва [10]. Также было обнаружено изменение микроструктуры как в зоне термического влияния, так и в зоне перемешивания, по сравнению с материалом основы.

После анализа данных, полученных об инструментах для наплавки и сварки трением с перемешиванием, было принято решение на первом этапе работы образцы инструмента изготавливать из высококачественных инструментальных сталей. Эти образцы были изготовлены из быстрорежущей стали Р18, закаленной при температуре 1270°C . После закалки инструмент подвергли отпуску продолжительностью 1 ч при температуре $550...570^\circ\text{C}$ с целью преобразования остаточного аустенита в мартенсит и протекания дисперсионной закалки (вторичная твердость). В результате проведенной термообработки твердость стали изделия достигала *HRC* 65. Инструменты с большой твердостью можно получать путем применения порошковых сталей, разработанных для замены сталей Р18 и Р9 — РОМ2Ф 3-МП, М6Ф 1-МП и М6Ф 3-МП.

При применении сталей для изготовления инструмента рабочему наконечнику можно предоставить сложную форму, которая не всегда возможна при использовании сверхтвердых материалов. Кроме того, стоимость инструмента будет значительно меньше, что делает его применение в ряде случаев экономически эффективным.

Известны марки сталей, физико-механические свойства которых могут служить для изготовления инструмента, используемого при СТП. При этом самую большую прочность имеют инструментальные стали, легированные вольфрамом, т. е. Р18 и Р9М4 К8, так называемые быстрорежущие стали [7, 8]. Но их жаропрочность находится в пределах $600...650^\circ\text{C}$, что делает обоснованным использование этих сталей лишь для сварки деталей, изготовленных из легкоплавких

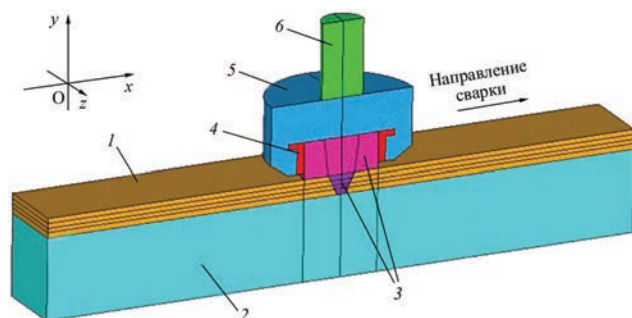


Рис. 1. Схематическое изображение процесса СТП: 1, 2 — свариваемые детали; 3 — инструмент с буртиком; 4 — твердосплавная обойма; 5 — стальная державка; 6 — стальной вал привода



Рис. 2. Общий вид инструментов для сварки, наплавки и модификации металлов трением с перемешиванием [7, 8]: *а* — из стали P18, для СТП и модификации структуры алюминиевых и магниевых сплавов; *б* — из твердого сплава ВК8 для наплавки меди; *в* — из кубического нитрида бора для наплавки никеля и кобальта

сплавов. Немного меньшие показатели прочности имеют стали аустенитного класса 20Х23Н18 и 12Х25Н16Г7АР, но зато жаростойкость их значительно больше и достигает 1000 °С. Анализ известных свойств сплавов на основе хрома, никеля и кобальта свидетельствует в том, что для сварки этих сплавов по технологии СТП необходимы инструменты из жаростойких и износостойких материалов, конструкции которых были разработаны в рамках программы «Ресурс» (рис. 2) [7, 8]. Так, для СТП относительно легкоплавких алюминиевых и магниевых сплавов, были разработаны и изготовлены инструменты, общий вид которых приведен на рис. 2, *а*. В то же время попытки использовать стальной инструмент для наплавки никеля или кобальта на медную основу, ввиду относительно высокой температуры в зоне СТП, не дали положительного результата. Поэтому для СТП и наплавки меди и ее сплавов, инструменты производились из твердого сплава ВК8 (рис. 2, *б*), а для СТП сталей, никеля, кобальта и иных тугоплавких металлов и сплавов используются инструменты из поликристаллического сверхтвёрдого материала на основе кубического нитрида бора (рис. 2, *в*) (табл. 1) [7].

Но даже применение технологии порошковой металлургии не всегда дает радикальное повышение стойкости стального инструмента для СТП, резко увеличивая его стоимость и сроки изготовления. Поэтому для сварки материалов более прочных и с большей температурой плавления, таких как медь и никель, было принято решение использовать инструменты из твердого сплава или поликристаллических сверхтвёрдых материалов (ПСТМ), табл. 1 [7, 8]. Соответственно, такие вы-

сокие физико-механические свойства обуславливают сложную и трудоемкую механическую обработку инструментов из кубического нитрида бора (КНБ).

Исследования показали, что в процессе СТП образуется в зоне прохода инструмента очень тонкая и однородная зернистая структура [9, 10]. Также можно отметить, что твердость обрабатываемого материала в значительной мере зависит от вращательных и поступательных скоростей инструмента и широко варьируется в области обработки, которые определяют распределение скоростей деформации материала в обрабатываемой зоне, коррелирующие с распределением скоростей деформации и средним размером зерен микроструктуры, связанных параметром Зенера–Холломона.

Г. Грант, С. Вейл [15] исследовали процесс твердофазной сварки трением с перемешиванием. Они показали, что при погружении инструмента в поверхностный слой металла, в результате совершаемой работы трения и пластического деформирования, металл нагревается до температуры, достаточной для снижения предела текучести и твердости до вязкопластического состояния. При этом авторы предложили разделить поперечное сечение соединения, выполненное СТП, на условные зоны: мелкозернистую «сердцевину» перемешанного металла (ПМ) шва, которая состоит из рекристаллизованной зоны с измененной микроструктурой, зоны термомеханического влияния (ЗТМВ), зоны термического влияния (ЗТМ) и основного металла [15].

Именно особенностям структуры зон ПМ шва и ЗТМВ, образованным при трении с перемешива-

Т а б л и ц а 1. Физико-механические свойства некоторых материалов, используемых для изготовления инструментов [7, 8]

Материал	HRC	HV, ГПа	$\sigma_{изг}$, ГПа	$\sigma_{сж}$, ГПа	Термостойкость, К	KTP, $\alpha \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
Быстрорежущая сталь	62...67	-	2...6	2,5...4,0	900...1000	9...12
Твердый сплав	88...89	13...14	0,75...2,6	3,5...5,9	1100...1300	3,0...7,5
ПСТМ — КНБ	-	30...40	0,4...1,5	2,0...6,5	1200	4,9...7,9

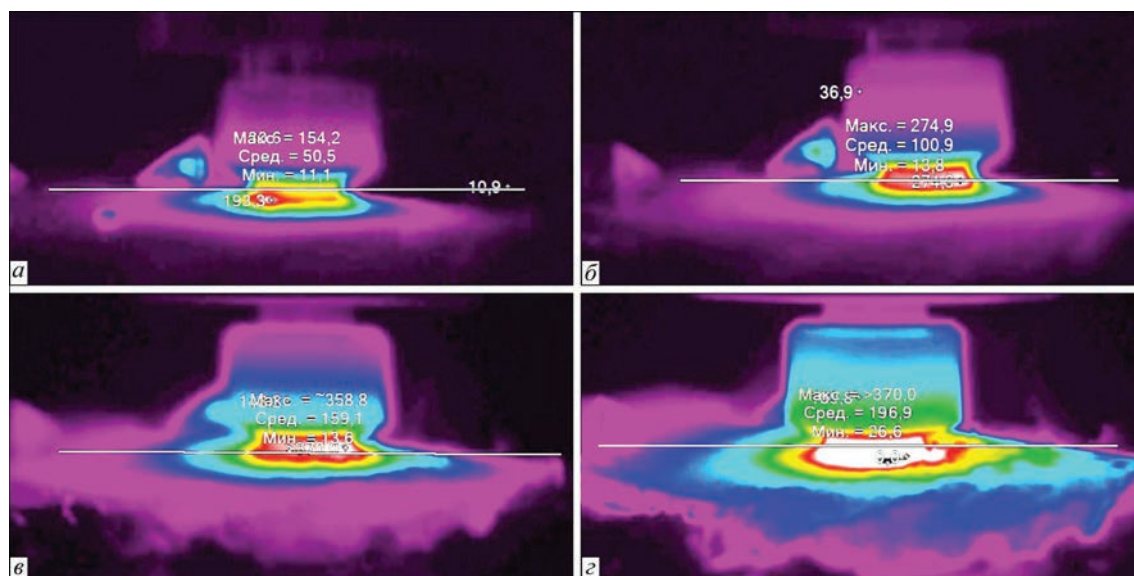


Рис. 3. Изменение распределения температуры на поверхности образца магниевого сплава МЛ10, измеряемой инфракрасным тепловизором Fluke-ir25 в различные моменты времени движения инструмента по образцу: а — 5; б — 10; в — 15; г — 20 с

нием, уделяется основное внимание в настоящей работе.

Исследование тепловыделения в зоне обработки СТП магниевых сплавов. Исследование процесса тепловыделения при взаимодействии инструмента с обрабатываемым поверхностным слоем металла осуществлялось с фиксированием составных параметров нагрузки инструмента и измерением распределения температуры нагрева инструмента. Однако структура металла и параметры этой зоны будут зависеть от формы и размеров инструмента, физико-механических характеристик обрабатываемого материала и кинематических параметров движения инструмента. Поэтому одной из первоочередных задач при создании инструмента для СТП является задача определения распределения температуры в разных точках зоны его взаимодействия и, тем самым, изучения теплофизических условий работы и, на этой основе, формулирования более обоснованных граничных условий для решения задачи о термонапряженном состоянии инструмента для СТП, в зависимости от кинематических параметров его движения [10].

Как известно, в процессе трения с перемешиванием за счет трения между вращающейся поверхностью инструмента и металлом изделия, а также работы деформирования этого металла, образуется

источник тепла большой интенсивности. Поэтому для определения основных факторов влияния процесса перемешивания или сварки на изменение структуры металла в зоне перемешивания, исследовался процесс тепловыделения в этой зоне при СТП или модификации структуры поверхностных слоев металлов и сплавов в зависимости от кинематических и силовых параметров взаимодействия инструмента с металлом изделия [16].

В качестве объекта исследования влияния процесса ТП на изменение состояния структуры металла был выбран магниевый сплав МЛ10, который широко используется в авиационной и космической технике. Рассмотрим некоторые справочные свойства этого сплава, относящегося к жаропрочным литейным магниевым сплавам [17,18]. Сплав МЛ10 относится к системе Mg–Nd–Zr. Структура этого сплава представляет собой твердый раствор неодима, циркония и цинка в магнии и их эвтектики по границам зерен, в состав которой входит соединение Mg9Nd. Средние размеры зерна исходного сплава МЛ10 достигают 75...100 мкм (см. рис. 5). Механические свойства сплава при комнатной температуре довольно высокие, но главной особенностью свойств этого сплава является то, что они сохраняются и при повышенных (до 250 °С) температурах.

Обработка поверхностных слоев образцов магниевого сплава МЛ10 выполнялась стальным инструментом на глубину 6 мм при шести режимах вращения инструмента: скорости сварки v от 20 до 40 мм/мин и скорости вращения инструмента ω от 600 до 800 мин⁻¹ [9]. Измерение температуры и определение распределения поля температуры в зоне модификации сплава МЛ10 фиксировали с помощью инфракрасного тепловизора Fluke-ir25 в различные моменты времени движения инстру-

Т а б л и ц а 2. Изменение максимальной температуры в зоне обработки образцов сплава МЛ10 при разных кинематических параметрах движения инструмента в поверхностном слое образцов

Скорость сварки v , мм/мин	Максимальная температура, °С	
	Скорость вращения инструмента ω , мин ⁻¹	
	630	800
20,0	360	350
31,5	350	360
40,0	340	380

Сварка трением с перемешиванием

мента по образцу (с дискретностью 5 с) (рис. 3). Средние значения температуры в зоне обработки СТП на поверхности образцов сплава МЛ10 при разных кинематических параметрах движения инструмента в поверхностном слое образцов приведены в табл. 2. Отметим, что максимальная температура нагрева сплава МЛ10 в зоне контактного взаимодействия инструмента с обрабатываемым слоем образца достигала 380 °С.

Изменение распределения температуры в сечении поперек ширины зоны взаимодействия инструмента во времени приведено на рис. 4. При этом следует отметить, что температура в зоне действия инструмента для реализации процесса СТП (ТП) должна достигать уровня $T = (0,4...0,6)T_{пл}$. В результате выполненных измерений определены не только средние значения температуры на поверхности контактной зоны, но и время, которое тратится от начала погружения инструмента в металл до достижения теплового равновесия потоков тепла, которые образуются непосредственно в зоне обработки и потока тепла, который излучается с поверхности образца и инструмента. Следовательно, проходит 15...20 с, после чего тепловое равновесие в зоне обработки стабилизируется (рис. 4) [9, 16].

Полученный результат имеет также и технологическую сторону, которая состоит в необходимости получения одинаковых условий работы инструмента с металлом изделия, поэтому надо иметь в виду, что до входа инструмента в зону обработки металла изделия металл в зоне контакта с инструментом достигает необходимой температуры только на 15 секунде, т. е. начинать процесс обработки изделия следует только с искусственного кронштейна.

Модификация структуры поверхностных слоев магниевых сплавов. Под модификацией структуры сплава мы понимаем процессы изменения его структуры аналогичные тем, которые имеют место при структуризации металла в процессе горячей прокатки иликовки, т. е. известные процессы структурирования и измельчения зерен структуры под действием интенсивных пластических деформаций. Исследование по обработке поверхностных слоев изделий из магниевых сплавов трением с перемешиванием направлены на определение влияния кинематических и силовых параметров этого процесса на изменение структуры и свойств магниевых сплавов.

Модификацию структуры поверхностных слоев магниевого сплава МЛ10 выполняли стальным инструментом на глубину 6 мм. Как уже отмечалось выше, в процессе СТП инструмент формирует зону ПМ, зону ЗТМВ, которая впоследствии и определяет прочность соединения перемешан-

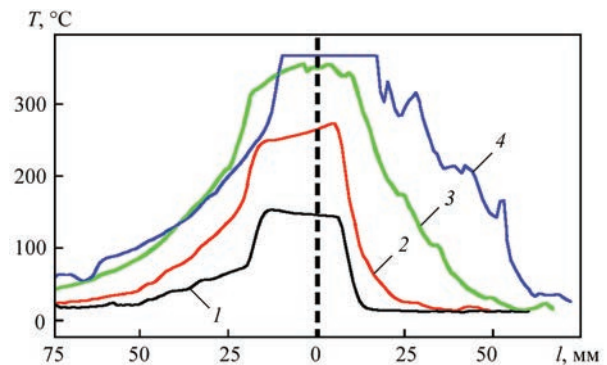


Рис. 4. Изменение распределения температуры в контактной зоне инструмента с поверхностным слоем образца магниевого сплава МЛ10 с начала его горизонтального движения во времени: 1 — 5; 2 — 10; 3 — 15; 4 — 20 с

ного металла с основным металлом изделия и ЗТВ (рис. 5). Используя стандартные методы стереологии, были проанализированы структуры основного металла сплава МЛ10 и разных зон ПМ и ЗТМВ (см. рис. 5–11), на основании чего были определены зна-

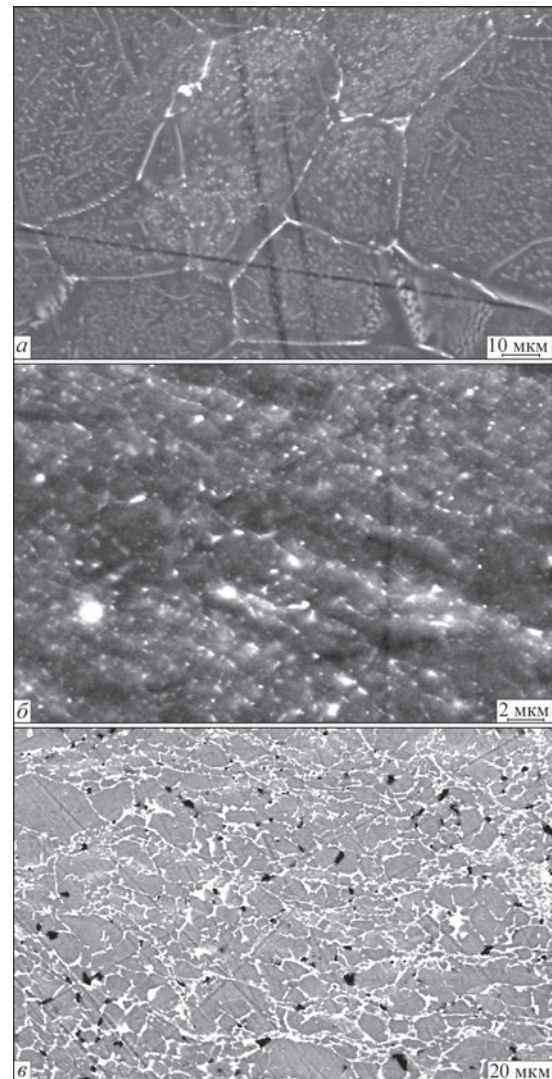


Рис. 5. Размер зерен сплава МЛ10 в зонах обработки СТП: а — основной металл (75,8 мкм); б — зона ПМ ($d_{ср} = 1,2...4,5$ мкм); в — промежуточная зона ЗТМВ между зоной обработки ПМ и основным металлом ($d_{ср} = 7,8$ мкм)

чения среднего размера зерна сплава в этих зонах по сравнению с величиной зерна сплава в исходном состоянии ($d_{cp} = 75,8$ мкм).

Таким образом, в результате проведенного исследования определено распределение средних значений размеров зерен в зонах технологического процесса обработки сплава МЛ10: средний размер зерен в основном металле МЛ10 — 75,8; в ЗТМВ — 7,8; в зоне ПМ — 1,2...4,5 мкм

Влияние кинематических параметров движения инструмента на формирование промежуточной зоны ЗТМВ при СПТ сплава МЛ10. Рассмотрим влияние кинематических параметров движения инструмента в диапазоне скоростей сварки 20...40 мм/мин и при скоростях вращения инструмента 630 и 800 мин⁻¹ на формирование их структуры и толщину L промежуточных зон ЗТМВ при СПТ магниевого сплава МЛ10 (рис. 6–11). Как уже отмечалось выше, структура зоны ПМ и ЗТМВ формировалась при фиксированных кинематических параметрах и глубине погружения инструмента в поверхностный слой образца на 6 мм.

Таким образом, на основании анализа изображений структуры металла в зонах СПТ литейного магниевого сплава МЛ10 при разных кинематических режимах модификации поверхностного слоя образцов можем сделать вывод, что режим СПТ сплава МЛ10 близкий к оптимальному при скоростях сварки 40 мм/мин и при скорости вращения инструмента 630 мин⁻¹, потому что в этом случае толщина зоны ЗТМВ достигает максимального размера $L = 1200$ мкм (табл. 3). Именно при соблюдении этого условия на границе между ЗТМВ и основным металлом не образуются расслоения и трещины, что обеспечивает максимальную прочность соединения.

На основании выполненного анализа состояния структуры ТП в магневом сплаве МЛ10 можно сделать следующие выводы.

В металле ТП и ЗТВ в отличие от основного металла наблюдаются принципиальные измене-

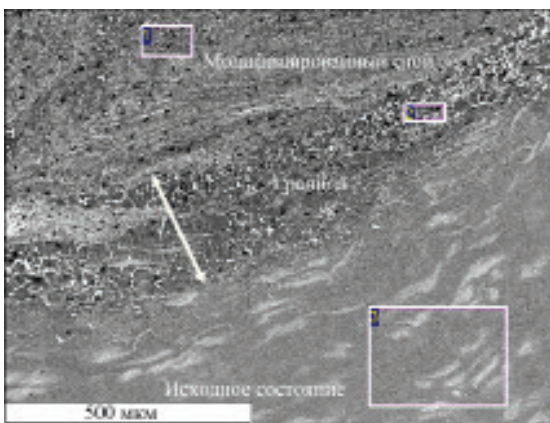


Рис. 6. Микроструктура модифицированного поверхностного слоя образца сплава МЛ10 при режиме обработки № 1 ($v = 20$, мм/мин; $\omega = 630$ мин⁻¹; $L = 250$ мкм)

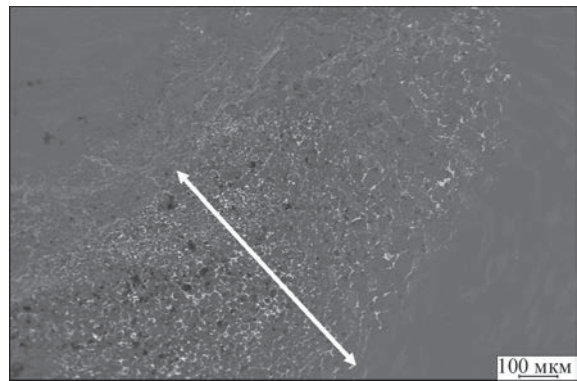


Рис. 7. Микроструктура модифицированного слоя образца МЛ10 при режиме обработки № 2 ($v = 31$, 5 мм/мин; $\omega = 630$ мин⁻¹; $L = 800$ мкм)

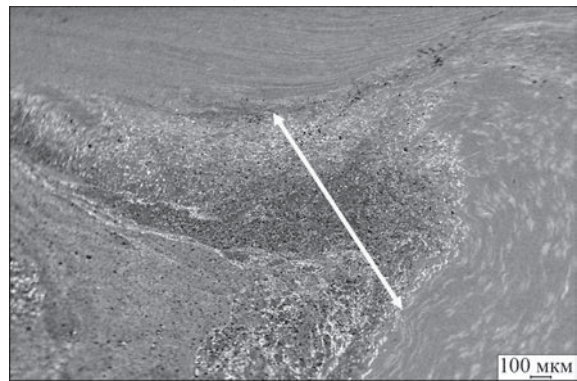


Рис. 8. Структура модифицированного слоя образца МЛ10 при режиме обработки № 3 ($v = 40$ мм/мин; $\omega = 630$ мин⁻¹; $L = 1200$ мкм)

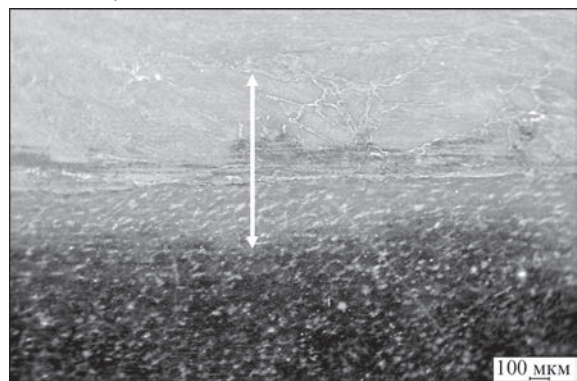


Рис. 9. Структура модифицированного слоя образца МЛ10 при режиме обработки № 4 ($v = 20$ мм/мин; $\omega = 800$ мин⁻¹; $L = 1100$ мкм)

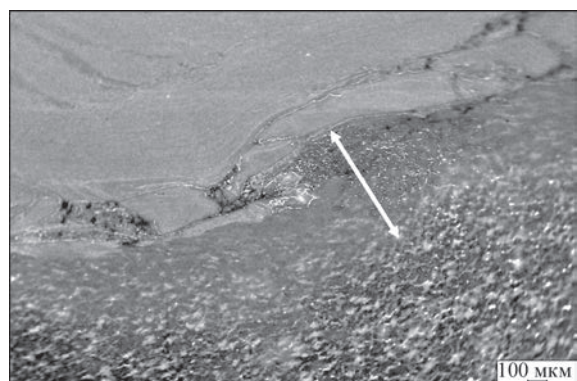


Рис. 10. Структура модифицированного слоя образца МЛ10 при режиме обработки № 5 ($v = 31,5$ мм/мин; $\omega = 800$ мин⁻¹; $L = 800$ мкм)



Рис. 11. Структура модифицированного слоя образца МЛ10 при режиме обработки № 6 ($v = 40$ мм/мин; $\omega = 800$ мин⁻¹; $L = 300$ мкм)

ния структуры основного металла, что является следствием измельчения зерен исходного металла (до размеров зерна 1,2...4,5 мкм), что в 16...63 раз меньше размера зерна в основном металле (75,8 мкм), в процессе СТП. Это явление типично для всех соединений, выполненных СТП, независимо от его технологических параметров.

Структура металла шва в поперечном сечении практически однородная, за исключением зоны ее сопряжения с основным металлом и приповерхностной области внешней стороны шва, который образовывался при контакте с вращающимся инструментом. Благодаря измельчению зерен основного металла в результате пластической деформации в процессе СТП происходит формирование принципиально другой структуры — мелкодисперсной, близкой к равновесной, что позволяет получить более высокие свойства прочности и пластичности металла шва. Структура металла ЗТМВ околошовной зоны в соединении СТП может быть сопоставимой с исходной, но в отличие от текстуры основного металла она отличается размерами зерна практически в 10 раз ($d_{cp} = 7,8$ мкм), а также ориентацией и формой зерен. Зона сопряжения металла шва с основным металлом — это область, которая представляет собой ЗТМВ шириной от 250 до 1200 мкм с прилегающими к ней объемами металла со стороны шва и основного металла. Металл ЗТМВ, как и металл шва, является зоной максимально нагретого металла, подвергающегося интенсивному механическому воздействию вращающегося сварочного инструмента. Ширина ЗТМВ в сварном соединении сплава МЛ10 находится в прямой зависимости от теплового воздействия при сварке. Структура металла ЗТМВ является переходной зоной от мелкозернистой (в металле ПМ шва) до рекристаллизованной, которая частично сохраняет текстуру основного металла. Со стороны основного металла вдоль границ больших зерен наблюдаются мелкие равноосные разориентированные зерна. Подобное изменение структуры является следствием влияния на металл околошовной зоны

Таблица 3. Влияние параметров ТП на толщину переходной зоны (сопряжение ЗТМВ с основным металлом сплава МЛ10)

Скорость сварки v , мм/мин	Номер режима/скорость вращения инструмента ω , мин ⁻¹ /толщина промежуточной зоны ЗТМВ – L , мкм	
	20,0	№ 1/630/250
31,5	№ 2/630/800	№ 5/800/800
40,0	№ 3/630/1200	№ 6/800/300

значительных пластических деформаций, которые имеют место в процессе формирования сварного соединения, а также процессов рекристаллизации в условиях нагрева в процессе СТП.

Средний размер зерен в зоне ЗТМВ составляет 7,85 мкм, что меньше в 10 раз размера зерен в основном металле. Максимальная толщина области ЗТМВ с рекристаллизованной структурой металла достигает 1200 мкм, при этом максимальные значения температуры нагрева металла на поверхности шва для исследованных режимов СТП (скорость сварки 40 мм/мин и скорость вращения инструмента 630 мин⁻¹) не превышают 340...350 °С. Как показали результаты металлографического анализа, металл околошовной зоны ЗТМВ может быть наиболее слабым звеном между основным металлом и металлом шва. С целью уменьшения разупрочняющего термического влияния СТП, сварку целесообразно выполнять на режимах с ограниченным тепловыделением.

С помощью метода дифракции отраженных электронов на растровом электронном микроскопе с энергодисперсионным анализатором определено, что в зоне ТП магниевых и алюминиевых сплавов имеет место разрушение и разориентация кристаллитов исходного металла, проявляющиеся в формировании мелкозернистой структуры (размер зерна 1,2...4,5 мкм), что в 16...63 раз меньше исходных размеров зерен (75,8 мкм).

1. Pat. 000444721 US. Spinning Tubes. Peoria, Ill. 13 / J. H. Bevington. – Jan 1891.
2. А. с. 97024 СССР. Способ холодной стыковой сварки металлических деталей / К. К. Хренов, Г. П. Сахацкий. – Заяв. 20.07.1953, Бюл. № 2.
3. А. с. 106270 СССР, МКИ В23к 20/12. Способ сварки встык / А. И. Чудиков. – 1957, Бюл. № 5.
4. А. с. 126732. Способ сварки трением встык разнородных металлов / Н. Н. Кабанов, И. В. Аверин. – Заявл. 03.06.1959; опубл. 01.01.1960, Бюл. № 5.
5. Pat. on friction stir butt welding. 1991. – International: PCT/GB92/02203; British: 9125978.8; USA: 5460317. – Welding Institute / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham [et al.].
6. Покляцкий А. Г. Прочность соединений тонколистовых алюминиевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием / А. Г. Покляцкий, А. Я. Ищенко, М. Р. Яворская // Автоматическая сварка. – 2007. – № 9. – С. 50–53.
7. Зеленин В. И. Восстановление плит медных кристаллизаторов непрерывной разливки стали методом наплавки трением с перемешиванием / В. И. Зеленин, М. А. Полещук, Е. В. Зеленин и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и техноло-

- гия его изготовления и применения. – 2010. – Вып. 13. – С. 476–479.
8. Розробка конструкції та технології виготовлення інструменту для зварювання методом тертя з перемішуванням сплавів на основі Cr, Ni, Co. Виготовлення дослідних зразків інструменту та проведення лабораторних досліджень характеру їх зношування і руйнування в процесі роботи: Звіт робіт по договору Р7.5.2-2013. – ІНМ НАН України, 2013.
 9. Розробка інструментів із надтвердих матеріалів для зварювання тертям з перемішуванням, призначених для виробництва та відновлення ресурсу конструкцій авіаційної та космічної техніки з алюмінієвих та магнієвих сплавів: Звіт робіт по договору № Р8.6.1. – ІНМ НАН України, 2014.
 10. Моделирование тепловыделения при сварке и модификации структуры металлов и сплавов трением с перемешиванием / В. М. Нестеренков, В. А. Дутка, А. Л. Майстренко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015. – № 5. – С. 5–14.
 11. Review: friction stir welding tools / R. Rai, A. De, H. K. D. N. Bhadeshia [et al.]. // Science and Technology of Welding and Joining. – 2011. – Vol. 16. – P. 325–342.
 12. Миронов С. Ю. Формирование зеренной структуры при сварке трением с перемешиванием / С. Ю. Миронов // Физическая мезомеханика. – 2014. – Вып. 17. – С. 103–113.
 13. Lee J. A. Friction Stir Welding for Aluminum Metal Matrix Composites (MMC's) (MSFC Center Director's Discretionary Fund Final Report, Project № 98-09) NASA / TM-1999-209876 / J. A. Lee, R. W. Carter, J. Ding.
 14. Штрикман М. М. Состояние и развитие процесса сварки трением линейных соединений (Озор) / М. М. Штрикман // Сварочное производство. – 2007. – № 10. – С. 25–32.
 15. Joining Technologies for Coal Power Applications Pacific Northwest National Laboratory DOE-FE Annual Review Meeting / G. Grant, S. Weil // Advanced Research Materials Program Portland, Oregon April 26–28, 2011.
 16. Возможности модифицирования структуры легких сплавов трением с перемешиванием / В. М. Нестеренков, А. Л. Майстренко, В. А. Лукаш [и др.] // Сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф. «Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении», 22–24 мая 2013 г., г. Одесса. – С. 117–120.
 17. Колобнев И. Ф. Справочник литейщика. Цветное литье из легких сплавов / И. Ф. Колобнев, В. В. Крымов, А. В. Мельников; изд-е 2-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1974. – 416 с.
 18. Портной К. И. Магниеые сплавы. Справочник / К. И. Портной, А. А. Лебедев. – М.: Металлургиздат, 1952. – 736 с.

Поступила в редакцию 28.03.2016

Сварочное оборудование марки «ПАТОН» в Европе и в мире

Опытный завод сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона уже более 55 лет успешно внедряет новые сварочные технологии и оборудование, разрабатываемые Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и «Опытным конструкторско-технологическим бюро» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

Сегодня Заводом выпускается более 40 тысяч ед. оборудования в год. Серийно выпускается следующее сварочное оборудование:

- инверторная сварочная техника (9 моделей) для ручной дуговой и аргодуговой сварки на токах от 160 до 250 А;
- сварочные трансформаторы (7 моделей) для электродуговой сварки и переплава на токах от 250 до 10000 А;
- сварочные полуавтоматы (5 моделей) для полуавтоматической сварки на токах от 150 до 650 А;
- сварочные выпрямители (4 модели) для электродуговой сварки на токах от 300 до 5000 А;
- сварочные тракторы (3 модели) для автоматической сварки под флюсом на токах до 1200 А;
- выпрямители для многопостовой ручной дуговой сварки (2 модели) на токи от 650 до 5000 А;
- универсальные сварочные выпрямители для автоматической сварки под слоем флюса и полуавтоматической сварки в среде защитных газов (2 модели), а также балластные реостаты для регулировки сварочного тока на каждом посту от многопостовых выпрямителей.

Собственная линия по производству сварочных электродов: Elite, АНО-4, АНО-21, АНО-36, МР-3, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45, Т-590, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЦЧ-4.

Продукция Завода сертифицирована согласно украинским и европейским стандартам (ЕС), налажена работа сервисного центра по гарантийному обслуживанию и технической поддержке.

Триста дилеров и десяток крупных торговых сетей представляют продукцию марки «ПАТОН» по всей Украине.

География экспорта: Россия, Беларусь, Грузия, Молдова, Казахстан, Азербайджан, Польша, Чехия, Объединенные Арабские Эмираты, Мьянма, Экваториальная Гвинея и др.

В октябре 2015 г. Завод выполнил контракт на поставку сварочного оборудования для переоснащения одного из самых известных сталелитейных заводов группы компаний «CKD Kutna Hora a.s.» (Чешская Республика), который является крупнейшим производителем качественной литой продукции.

В апреле 2016 г. Завод поставил крупную партию сварочных инверторов ВДИ-160Е в Польшу для дистрибьюторской компании, которая планирует вывести сварочное оборудование марки «ПАТОН» на рынки Европы, включая Чехию, Литву, Латвию, Молдову и др. страны. За последние несколько лет оборудование и электроды марки «ПАТОН» хорошо зарекомендовали себя на рынке Грузии, где продается более 500 аппаратов в месяц, налажена работа сервисного центра, ведутся переговоры о поставках продукции марки «ПАТОН» в Армению и Азербайджан.

По материалам пресс-релиза

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ МАТЕРИАЛОВ Cu–Cu, Ni–Cu, Сталь–Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ВНАХЛЕСТ СПОСОБОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г. М. ГРИГОРЕНКО, М. А. ПОЛЕЩУК, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, Е. В. ЗЕЛЕНИН, С. Н. СТЕПАНЮК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы нахлесточные соединения полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП) листовых заготовок однородных (Cu–Cu), разнородных металлов с неограниченной (Ni–Cu) и ограниченной растворимостью (Cu–Ст.3), (сталь X18H10–Cu) компонентов в твердом состоянии. Процесс СТП проводится за счет пластической деформации металла, нагретого до температуры рекристаллизации без расплавления. Ведущую роль в этом процессе играет механическое перемешивание металлов в пластичном состоянии. Роль диффузионных процессов незначительна. При оптимальных режимах сварки удается получить качественные соединения. При СТП медных пластин (Cu–Cu), за счет пластификации и прохождения динамической перекристаллизации в зоне перемешивания происходит измельчение зерна (5...30 мкм) и создается плотная микроструктура шва, сопоставимая с основным материалом. Микротвердость швов достигает 80...107 % микротвердости основного металла. В результате СТП меди и никеля было получено качественное сварное соединение со взаимным проникновением одного металла в другой на глубину до 3 мм. Взаимодиффузия меди и никеля по границам зерен идет на глубину до 20 мкм с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. При исследовании соединений Cu–Ст.3 и стали X18H10–Cu зафиксировано значительное измельчение зерна как в зоне рекристаллизации, так и в зонах термического влияния. Проникновение Ст.3 и стали X18H10 в медь происходит на глубину 1000 и 2000 мкм соответственно в виде полос и языков. В зоне перемешивания отмечено большое количество включений на основе железа, внедренных в медь в виде отдельных полос и частиц. Таким образом, накладывая швы на определенном расстоянии друг от друга, можно получить качественное сплошное приваривание верхней, более тонкой, к массивной нижней пластине (по типу наплавки) с перекрытием зон перекристаллизации, при минимальном нагреве и короблении деталей. Проведенные исследования позволяют рекомендовать данный метод для восстановления первоначальных размеров и создания защитного слоя (Ni, сталь X18H10) на медных плитах кристаллизатора МНЛЗ. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, нахлесточное соединение, механическое перемешивание металлов, диффузия, растворимость в твердой фазе, микроструктура, рентгеноспектральный микроанализ, химический состав, микротвердость

Способ сварки трением с перемешиванием (СТП) является разновидностью сварки давлением – сварное соединение образуется в результате совместного пластического деформирования соединяемых деталей в твердой фазе [1–3]. От других видов сварки давлением он отличается способом нагрева, точнее, способом введения тепла в свариваемые детали. При СТП кинетическая энергия непосредственно преобразуется в тепловую, причем генерирование тепла происходит строго локализовано в тонких приповерхностных слоях металла. Большинство исследователей указывают на следующие преимущества СТП по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [4, 5]. Это сохранение, в значительной степени, свойств основного металла в зоне сварки по сравнению со способами сварки плавлением; возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию горячих трещин и пористости в металле швов и др. В настоящее время большой интерес представляет возможность приме-

нения СТП для получения соединений разнородных металлов [6–9].

Процесс СТП заключается в следующем: вращающийся инструмент в форме стержня, состоящий из двух основных частей — заплечика и выступающего из него наконечника — пина, вводится в материал таким образом, чтобы наконечник внедрился на глубину ниже линии раздела двух соединяемых пластин. Заплечик прижимает пластины со значительным усилием и служит основным источником тепла. Инструмент перемещается с определенной скоростью и осуществляет сварку двух пластин (рис. 1). В процессе СТП выделяется достаточное количество энергии, необходимое для пластификации, перемешивания металлов и образования качественного соединения. Деформация и перемешивание металла в твердой фазе создает более плотную, мелкозернистую микроструктуру зоны соединения по сравнению с основным материалом [10, 11].

Одной из главных проблем, сдерживающих более широкое применение этого способа СТП, является стойкость (ресурс) рабочего инструмента,

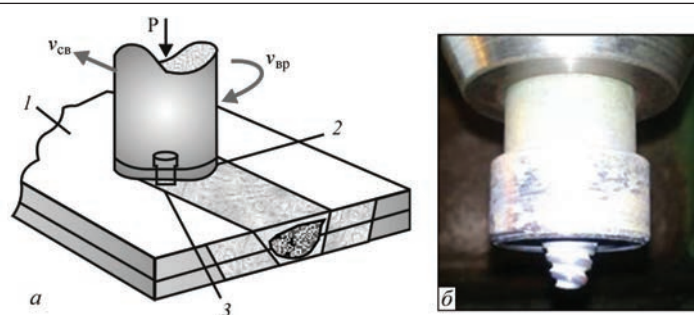


Рис. 1. Схема процесса СТП (а) (1 — изделие; 2 — заплечник; 3 — инструмент со специальным профилем); рабочий инструмент (б)

принципиальная схема которого и варианты изготовления приведены в работе [4].

Сам инструмент, и особенно его рабочий стержень (пин) подвергаются высоким термомеханическим нагрузкам. На разогретый рабочий стержень одновременно действуют крутящий момент и знакопеременные циклические изгибающие силы. Материал инструмента для наплавки должен быть жаростойким и жаропрочным, что позволяет работать в интервале температур 800...1200 °С, при которых происходит пластификация меди, никеля, железа и их сплавов. Важным требованием также является достаточно высокая прочность на изгиб инструмента при этих условиях. Институтом сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля для проведения этой работы разработаны и предложены новые материалы на основе карбидов ванадия и нитридов бора. Разработана технология спекания инструментов из смеси кубического нитрида бора и алюминия с добавками тугоплавких соединений титана и циркония.

Особую роль в процессе СТП играет форма инструмента. Так, лучшие результаты были получены при использовании конусного стержня инструмента (рис. 1, б). В этом случае изгибающие нагрузки передаются по касательной на основное тело инструмента, что очень важно в случае использования инструмента повышенной хрупкости. Форма и размеры инструментов были разработаны на основе большого количества экспериментов, проводимых совместно ИЭС, ИСМ и НПФ «ВИСП» при наплавке медных, никелевых и других материалов.

Для изучения процессов, происходящих при СТП однородных и разнородных металлов, были исследованы соединения внахлест Cu–Cu,

Ni–Cu, Cu–Ст.3 и сталь X18H10–Cu. Металлы медь и никель образуют непрерывный ряд твердых растворов, а медь с углеродистой и нержавеющей сталью имеют ограниченную растворимость элементов в твердом состоянии. Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов приведены в таблице. Для исследования полученных соединений применялась комплексная методика, включающая оптическую металлографию, рентгеноспектральный микроанализ, сканирующую электронную микроскопию, дюрOMETрию.

Соединение Cu–Cu. СТП были получены соединения медных пластин внахлест, установленные взаимосвязи между структурными изменениями, микротвердостью образцов и режимами, на которых выполнялась сварка (таблица). Пластины меди соединяли однопроходным швом (рис. 2, а) и многопроходным — путем наложения однопроходных параллельных швов на определенном расстоянии друг от друга (рис. 2, б). Как видно из рис. 2, соединения получены качественные, без дефектов пор и трещин.

Во всех случаях, в результате прохождения инструмента, в верхней пластине проходит динамическая перекристаллизация и регистрируется мелкозернистая структура с размером равноосных зерен от 20 до 100 мкм (рис. 2, в). Глубина этой зоны составляет 3...5 мм. Под перекристаллизованным металлом верхнего слоя образуется зона ядра овальной формы со слабо очерченными, прерывистыми годичными кольцами, глубина которой не превышает 5 мм. Размер зерна в ней соизмерим с перекристаллизованным зерном верхней пластины.

В процессе СТП внахлест пластин меди, при расстоянии между швами 16...19 мм (диаметр заплечника 31 мм), обеспечивает приварку пластин между собой. Зоны перемешивания металла швов перекрывают друг друга. При данных режимах сварки ($v_{св} = 56...160$ мм/мин, $v_{вp} = 1400$ об/мин) выделялось достаточное количество тепла, необходимое для пластификации и перемешивания материала свариваемых пластин и образования качественного соединения по типу наплавки. При СТП достигается высокое качество сварки. В процессе дефор-

Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов

Материал верхней /нижней пластины	Марка материала верхней /нижней пластины	Толщина верхней /нижней пластин, мм	Глубина погружения пин-инструмента, мм	Скорость сварки, мм/мин	Скорость вращения пин-инструмента, об/мин	Микротвердость верхней/нижней пластины, МПа
Cu/Cu	M0/M0	2,5...5,0/16...22	3,5...5,5	56...160	1200...1400	1145/1195
Ni/Cu	H1/M0	4/10	5,0	40	1250	2312/1160
Cu/Углерод. ст.	M0/Ст.3	7/8	8,0	60	1250	1160/2160
Нерж. ст/Cu	X18H10T/M1	3/18	4,5	56...160	1400	1430/470

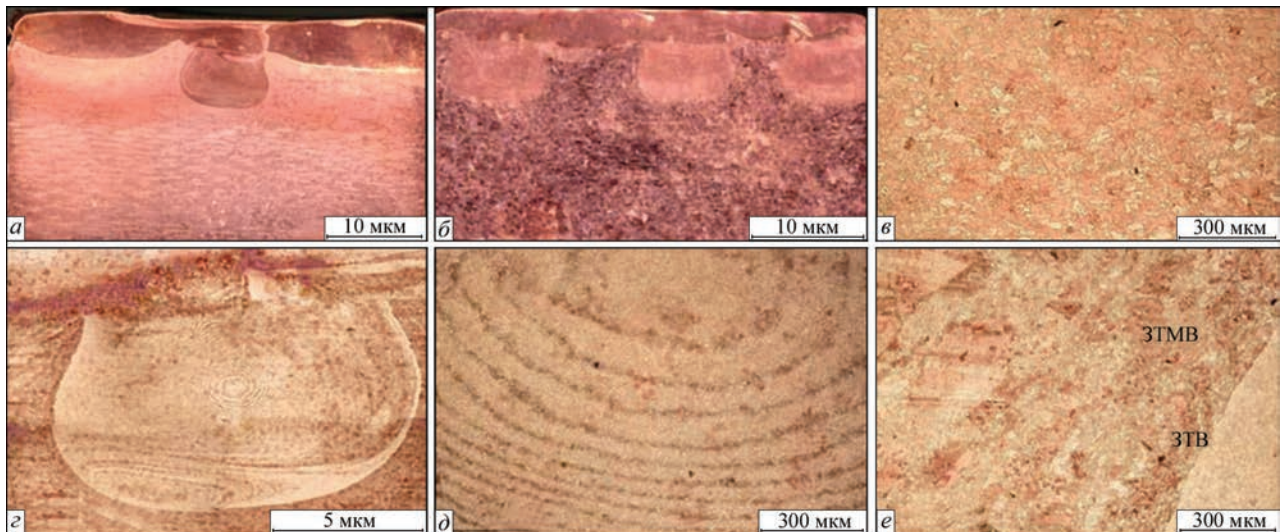


Рис. 2. Структура однопроходного (а) и многопроходного (б) соединений, полученных при СТП внахлест медных пластин; в — металл верхней пластины; г, д — ядро; е — ЗТВ и ЗТМВ мации и перемешивания металла в твердой фазе создается более плотная микроструктура зоны соединения, сопоставимая с основным материалом. Микротвердость швов достигает 80...90 % микротвердости основного металла, а иногда даже выше за счет измельчения зерна. Так, при скорости перемещения 110 мм/мин и скорости вращения инструмента 1400 об/мин, микротвердость участков шва: металла верхней пластины и ядра, по отношению к основному металлу, составляют 98 и 107 % соответственно (рис. 3).

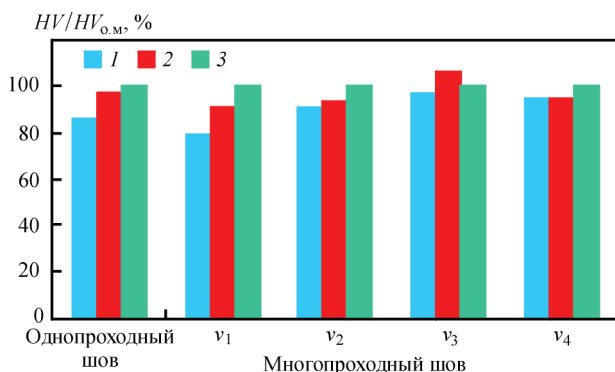


Рис. 3. Отношение микротвердости различных участков шва HV к микротвердости основного металла $HV_{0.05}$, полученного при различных скоростях сварки: $v_1 = 56$; $v_2 = 80$; $v_3 = 110$; $v_4 = 160$ мм/мин: 1 — участок верхней пластины над ядром; 2 — ядро; 3 — ОМ

На практике способ СТП используют для приварки внахлест параллельными швами (по типу наплавки) медного листа к медной плите кристаллизатора МНЛЗ с целью восстановления его первоначальных размеров.

Соединение Ni–Cu. Соединения разнородных металлов Ni–Cu получено методом СТП на режимах, приведенных в таблице. Сварку осуществляли через никелевую пластину толщиной 4 мм. Исследованы металлографические шлифы в поперечном и продольном сечении данного соединения (рис. 4). Сварное соединение не имеет дефектов: непроваров, трещин и пор. В поперечном сечении зоны соединения образовалось ядро округлой формы размером 4×6 мм, расположенное в меди и представляющее собой концентрические деформационные кольца с вкраплениями никелевых частиц, содержание никеля примерно 10 об. %. В верхней части ядра образовалась область массопереноса никеля в медь, вследствие погружения пин-инструмента (рис. 4, а).

При исследовании продольного сечения соединения в зоне контакта никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Перемешивание металлов наблюдается в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения

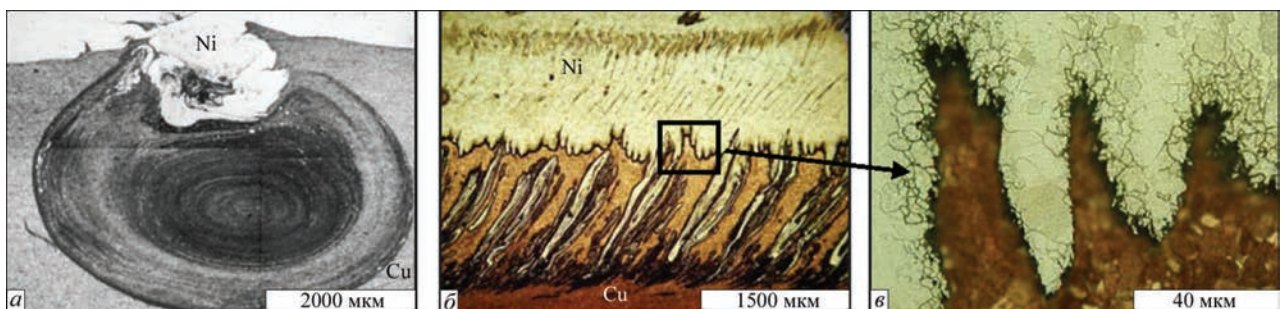


Рис. 4. Микроструктура соединения Ni–Cu, полученного СТП: а — поперечное сечение; б — продольное; в — область взаимодиффузии Ni и Cu

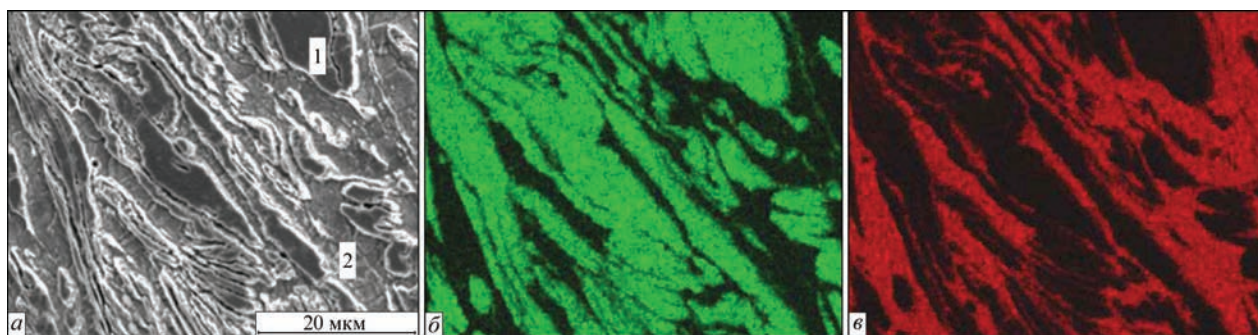


Рис. 5. Изображение зоны перемешивания Ni и Cu во вторичных электронах (а); в характеристическом излучении Ni (б), Cu (в); химический состав исследуемых участков: № 1: Ni — 99,23/99,29; Cu — 0,77/0,71; № 2: Ni — 4,03/4,35; Cu — 95,97/95,65 мас./ат. %

пин-инструмента (рис. 4, б). Вследствие перекристаллизации в этих полосах происходит измельчение структуры. В меди размер зерна колеблется от 5 до 20, а в никеле — от 5 до 40 мкм. Микротвердость полос никеля составляет 1270 ± 40 , меди — 1140 ± 50 МПа. Над участком перемешивания металлов в никеле фиксируется участок термомеханического влияния толщиной до 3 мм с направленными полосами деформации и размером зерна 20...70 мкм. Краевой участок никеля — зона термического влияния (ЗТВ), находящаяся выше зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) — имеет более крупное зерно. В меди под зоной ядра обнаружены участки термического и термомеханического влияния шириной 0,6 и 0,1 мм соответственно. Края полос и участки никеля, непосредственно контактирующие с медью, растравливаются сильнее и имеют пониженную микротвердость (1100 ± 60) МПа. Это можно объяснить взаимодиффузией меди и никеля по гра-

ницам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов на глубину 10...20 мкм (рис. 4, в). При исследовании методом РСМА зоны перемешивания в характеристическом излучении обнаружена незначительная взаимодиффузия элементов вглубь чередующихся полос никеля и меди. На рис. 5 приведены результаты картирования зоны механического перемешивания металлов в соединении Ni-Cu. В результате исследования соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет механическое перемешивание металлов в пластичном состоянии и в меньшей степени их взаимодиффузия.

Соединение Cu-Ст.3. Соединение меди с углеродистой сталью было получено методом СТП (таблица) путем воздействия пин-инструмента через медную пластину толщиной 7 мм. Исследование продольного и поперечного сечения соединения меди со сталью показало, что оно плотное и не имеет дефектов (рис. 6). Поскольку твердость

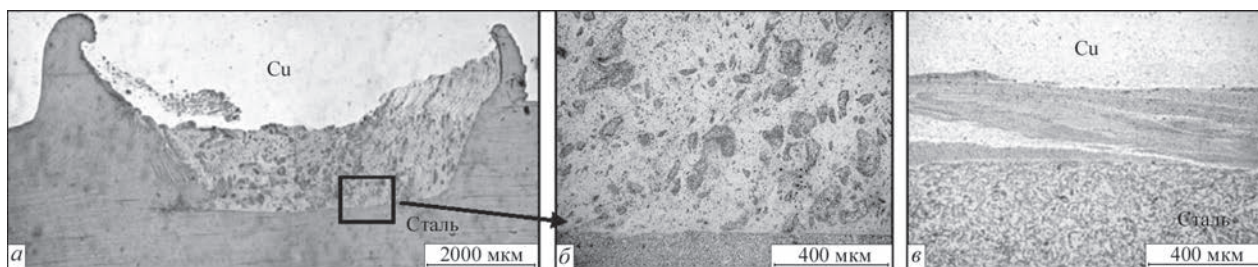


Рис. 6. Микроструктура соединения Cu-Ст.3, полученного СТП: а — поперечное сечение; б — область перемешивания; в — продольное сечение

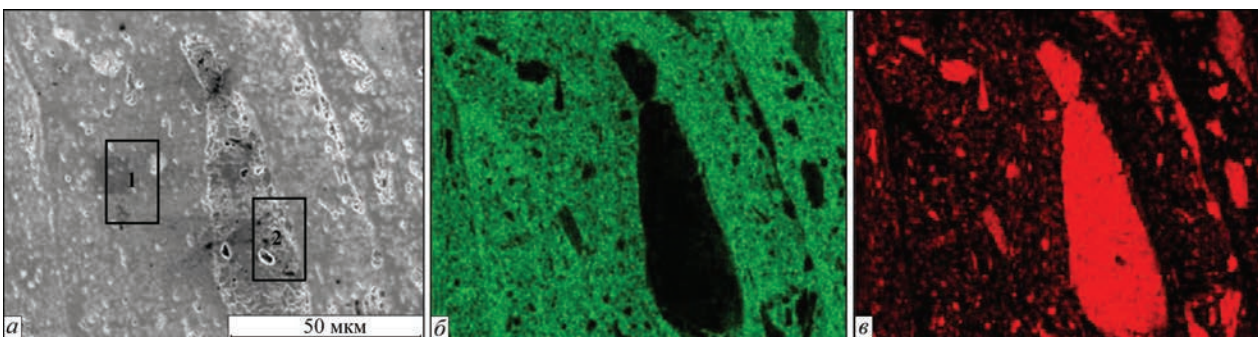


Рис. 7. Изображение зоны перемешивания Cu и Ст.3 во вторичных электронах (а); в характеристическом излучении Cu (б), Fe (в); химический состав исследуемых участков: № 1: Fe — 21,47/23,72; Cu — 78,27/75,99; Mn — 0,26/0,29; № 2: Fe — 97,60/97,44; Cu — 0,99/0,87; Mn — 1,14/1,16 мас./ат. %

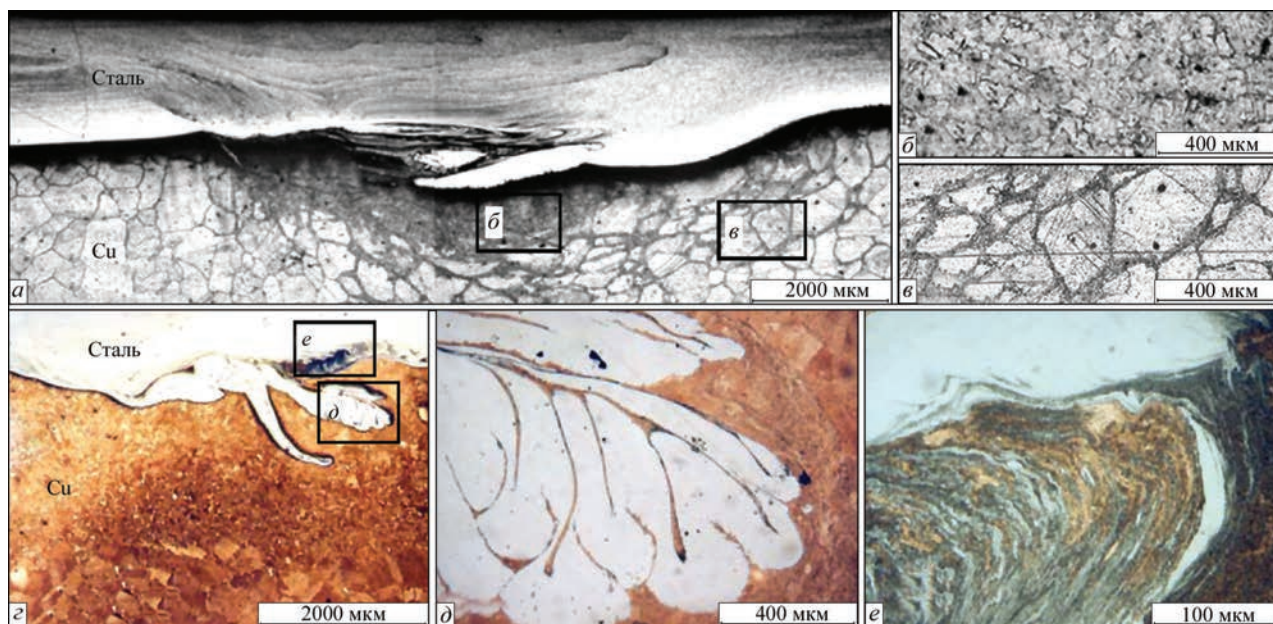


Рис. 8. Микроструктура соединения сталь X18H10–Cu, полученного СТП: *a* — поперечное сечение; *б* — ЗТВ; *в* — ЗТМВ; *г* — продольное сечение; *д*, *е* — области перемешивания

стали гораздо больше твердости меди, то в поперечном сечении зоны соединения не произошло образование классического овального ядра (рис. 6, *a*). Зона соединения в верхней части состоит из перекристаллизованной меди, а нижняя — из смеси стальных частичек различной величины в медной матрице. Клинообразные внедрения стали в медь на глубину 700...1000 мкм ограничивают ядро соединения. Эти клинообразные внедрения имеют ферритно-перлитную структуру и практически не содержат меди. В зоне соединения меди со сталью образовалась зона перемешивания. Отмечено большое количество включений железа, внедренных в медь в виде отдельных полос и частиц (рис. 6, *б*).

В продольном сечении соединение носит зубчатый характер. В меди наблюдаются клинообразные внедрения, наклоненные в сторону направления сварки (рис. 6, *в*). Эта область состоит из внедренных в деформированную медь мельчайших стальных частиц размером 1...10 мкм, микротвердость этих участков 2740...3020 МПа. Над клинообразными внедрениями находится верхний участок шва — перекристаллизованная медь с размером зерна 7...30 мкм. Ширина ЗТВ в стали достигает 4,5 мм. Четко просматриваются участки полной и неполной перекристаллизации. В зоне контакта размер зерна стали на порядок меньше, чем в основном металле, его микротвердость составляет 2290 ± 120 , в то время как ферритно-перлитной стали — 2160 ± 100 МПа.

Результаты картирования зоны перемешивания в соединении Cu–Ст.3, которая представляет собой механическую смесь меди (основа) и стальных частичек разной величины, приведены на рис. 7. В наиболее крупных стальных части-

цах наблюдаются дисперсные включения меди. При исследовании в характеристическом излучении меди и железа не регистрируется взаимодиффузия элементов, однако ее нельзя исключать в пограничных областях. Установлено также, что в процессе СТП данных металлов происходит существенное измельчение зерна как в зоне перемешивания, так и в металле ЗТВ. Из проведенных исследований следует, что ведущую роль при получении сварного соединения меди со сталью способом СТП играет перемешивание металлов в пластическом состоянии, роль диффузионных процессов незначительна.

Соединение сталь X18H10–Cu. Соединение нержавеющей стали X18H10 с медью было получено методом СТП на режимах, приведенных в таблице. Данный эксперимент проводился с целью создания защитного слоя нержавеющей стали (по типу наплавки) на медную плиту кристаллизатора МНЛЗ. Стали этого класса имеют резко выраженную склонность к воздушной закалке и образованию трещин при сварке. Теплопроводность и коэффициент расширения этой стали намного ниже, чем углеродистой. Исследовали продольные и поперечные сечения соединений, полученных СТП внахлест нержавеющей стали с медью (рис. 8). При высоте пина 4,5 мм нержавеющая сталь внедряется в медь на глубину до 2 мм в виде полос и языков. Одновременно происходит захват и перемещение небольших участков меди в нержавеющую сталь. Шов сварного соединения состоит из двух составляющих: одна расположена в стали, а другая — в меди (рис. 8, *a*). В стальной составляющей шва, под воздействием пин-инструмента, произошла деформация металла с уменьшением

его толщины на 20...30 %, возникновение деформационных полос и перекристаллизацией структуры с образованием мелкого равноосного зерна размером 5...25 мкм. Микротвердость этой зоны составляет 1450...1700 МПа. Часть шва, расположенная в меди, фактически является зоной перемешивания. В этой области произошла перекристаллизация обоих металлов с образованием мелкого зерна — 10 мкм (рис. 8, б). Вокруг зоны перемешивания в меди расположена ЗТВ с мелким зерном шириной 200...300 мкм. За ней расположена зона ЗТМВ с крупным, слегка деформированным зерном, по границам которого произошла неполная перекристаллизация с образованием мелкого (20...30 мкм) зерна (рис. 8, в).

При рассмотрении продольного сечения шва установлено, что перемешивание металлов происходит с внедрением стали в медь в виде чередующихся языков и наклонных полос с промежутком 4,4...5,2 мм (рис. 8, г). Их высота и протяженность увеличивается при увеличении скорости сварки. Максимальная глубина внедрения стали в медь составляет 2 мм, а толщина языков изменяется от 30 до 100 мкм при увеличении скорости сварки от 10 до 110 мм/мин.

Макроструктура исследованных образцов, полученных при разных скоростях сварки (10, 14, 20, 50, 80, 110 мм/мин) имеет общие особенности. Исследования поперечного и продольного сечения соединений показало, что массоперенос стали в медь происходит в виде языков, отдельных полос и частиц (рис. 8, д, е). Выявлено, что образование таких участков перемешивания происходит с определенной последовательностью, а расстояние между ними увеличивается с увеличением скорости сварки. Наиболее частыми дефектами соединений являются поры и трещины, которые образуются в нержавеющей стали. Трещины наблюдаются со стороны набегания инструмента в зоне контакта меди со сталью при малых скоростях сварки (до 20 мм/мин). Наиболее качественные соединения получают при скорости сварки 20...50 мм/мин.

Выводы

1. Процесс СТП, проводимый без расплавления основного металла за счет пластической деформации металла, нагретого до температуры рекристаллизации при оптимальных режимах сварки, позволяет получить высококачественное соедине-

ние внахлест как однородных (Cu–Cu) так и разнородных (Ni–Cu, сталь–Cu) металлов.

2. Ведущую роль в процессе СТП играет механическое перемешивание металлов в пластическом состоянии. Роль диффузионных процессов незначительна. Вследствие прохождения процессов перекристаллизации в зонах пластического перемешивания металлов происходит измельчение зерна и создается плотная микроструктура шва, сопоставимая с основным материалом.

3. Проведенные исследования позволяют рекомендовать данный метод для сварки внахлест разнородных металлов, имеющих различную растворимость в твердом состоянии. Накладывая швы на определенном расстоянии друг от друга, можно получить качественное сплошное приваривание верхней, более тонкой, к массивной нижней пластине (по типу наплавки) с перекрытием зон перекристаллизации, при минимальном нагреве и короблении деталей.

1. Pat. 9125978.8 J.B., МПК PCTrGB92. Friction stir butt welding / W.M. Thomas. – Publ. 01.12.91.
2. Лебедев В. К. Сварка трением: Справочник / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, Р. Михальски и др. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отдние, 1987. – 236 с.
3. Эрикссон Л. Г. Ротационная сварка трением – научные исследования и новые области применения / Л. Г. Эрикссон, Р. Ларссон // Технология машиностроения. – 2003. – № 6. – С. 81–84.
4. Mishraa R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishraa, Z. Y. Ma // Materials Sciens and Engineering. – 2005. – 50. – С. 1–78.
5. Arbegast W. J. Friction stir welding. After a decade of development / W. J. Arbegast // Welding Journal. – 2006. – 85, № 3. – С. 28–35.
6. Особенности структуры сварных соединений разнородных металлов, с различной растворимостью элементов в твердой фазе, полученных сваркой трением с перемешиванием / Г. М. Григоренко, Л. И. Адева, А. Ю. Туник [и др.] // Автоматическая сварка. – № 4. – С. 13–23.
7. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D. R. Ni, D. Wang [et al.] // Materials Sciens and Engineering. – 2011. – 528. – С. 4683–4689.
8. Saeida T. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding / T. Saeida, A. Abdollah-Zadehb, B. Sazgarib // Journal of alloys and Compounds. – 2010. – 490. – С. 652–655.
9. Microstructure of friction stir welding of aluminium alloyto magnesium alloy / A. Kosta, R. S. Coelho, J. dos Santosb [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2000. – 66. – С. 953–956.
10. Карманов В. В. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса / В. В. Карманов, А. Л. Каменева, В. В. Карманов. – Киев: Наук. думка, 2013. – 415 с.
11. Граф Е. В. Сварка трением с перемешиванием цветных металлов и их сплавов: Тр. XII региональной научно – практической конф. студентов и учащейся молодежи «Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении» / Е. В. Граф, М. В. Шевчук. – ЮТИ ТПУ, Юрга: Изд. ТПУ, 2008. – С. 17–19.

Поступила в редакцию 14.04.2016

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБАМИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Л. И. МАРКАШОВА, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, О. С. КУШНАРЕВА

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

На примере сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов рассмотрено существенное различие в формировании структурно-фазового состояния при использовании различных сварочных условий — сварки трением с перемешиванием по сравнению с аргонодуговой сваркой. Также показана актуальность комплексной экспериментально-аналитической оценки взаимосвязи структуры и свойств сварных соединений. Рассмотрены оценки конкретного вклада структурно-фазового состояния (химического состава, размеров фаз, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры) в изменение основных эксплуатационных свойств сварных соединений, выполненных аргонодуговой сваркой и сваркой трением с перемешиванием, а также влияние структурного состояния сварных соединений на характер распределения, уровень нарастающих внутренних напряжений и механизмы их релаксации в конкретных условиях сварки. Библиогр. 10, рис. 5.

Ключевые слова: алюминий-литиевый сплав, сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, металл шва, фазовые выделения, структура, дислокации, упрочнение, прочностные характеристики, трещиностойкость

Для сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов, широко используемых в авиационной и аэрокосмической технике и работающих, как правило, в сложных эксплуатационных условиях, необходимо обеспечение надежных механических свойств свариваемых конструкций, что в основном определяется структурно-фазовым состоянием зоны сварки, формирующимся в процессе используемых технологических операций — легирования, условий сварки и т.п. [1]. В этом плане особенно актуален вопрос влияния структуры на свойства — особенно для сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов, для которых характерно резкое изменение не только структур, но и фазовых выделений (ФВ) в ходе различных технологических операций, в том числе и под влиянием процессов сварки.

Для оценки роли технологических режимов, используемых при сварке трением с перемешиванием (СТП) в изменение свойств свариваемых материалов, а это — показатели прочности, пластичности и трещиностойкости [2–6], представляется целесообразным сопоставление зависимостей режимы сварки ↔ свойства соединений с аналогичными взаимосвязями, изученными (и достаточно детально) для обычно используемых способов сварки алюминий-литиевых сплавов, к каким относится аргонодуговая сварка неплавящимся электродом.

Материал и методики. Для сопоставления влияния различных режимов сварки на свой-

ства сварных соединений выполнены исследования на сварных соединениях сложнолегированных Al–Li сплавов 1460 (Al–3 % Cu–2 % Li–0,08 % Sc), аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) на установке MW-450 («Fronius», Австрия) в условиях: скорость 20 м/ч и ток 140 А при использовании присадок Sv1201 и Sv1201+0,5 % Sc. Параллельно исследовали структурно-фазовые состояния сварных соединений, выполненных и сваркой трением с перемешиванием (СТП) без присадки, полученных на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. В последнем случае для получения стыковых соединений использован специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм, скорость вращения инструмента при этом составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 14 м/ч.

Полная экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла сварных соединений была получена с помощью методов световой, аналитической растровой (SEM-515, фирмы PHILIPS, Голландия), а также микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200CX, фирмы JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ.

На основе комплекса исследований на всех структурных уровнях выполнены аналитические оценки конкретного (дифференцированно-

го) вклада различных структурных факторов и их параметров (химического состава, объемной доли и размеров фазовых выделений, зеренной, субзеренной, дислокационной структуры) в изменение эксплуатационных характеристик сварных соединений.

При этом, аналитические оценки общего (интегрального) значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ выполняли, используя известную зависимость [7–10]:

$$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р.}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{\text{д.у.}}$$

включающую $\Delta\sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро); $\Delta\sigma_{\text{т.о.}}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла-Петча – зернограничное и субзеренное упрочнение); $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ — упрочнение за счет частиц фазовых образований по Оровану (дисперсионное упрочнение).

Особенности формирования локальных внутренних напряжений $\tau_{\text{л/вн}}$ — концентраторов внутренних напряжений (их уровень, протяженность, взаимосвязь со структурными особенностями металла сварных соединений), определялись по зависимости [6]:

$$\tau_{\text{л/вн}} = Gb\rho/[\pi(1 - \nu)],$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги, равная $2 \cdot 10^{-5}$ см; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

Результаты исследования. В результате исследования сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ без легирования скандием и легированных скандием, установлено следующее (рис. 1, а, б). Металл шва сварных соединений Al-Li сплава 1460 при использовании присадки Св1201 (без легирования скандием) после АДСНЭ прежде всего характеризуется крупнозернистой структурой, которая достаточно четко проявляется при исследовании методом

оптической микроскопии (рис. 1, а). Кроме того, методом просвечивающей электронной микроскопии отмечается формирование крупных глобулярных внутризеренных фазовых выделений $d_{\text{фв}}$ до $\sim 3,5$ мкм, протяженных массивных межзеренных эвтектик толщиной $h_{\text{эвт}}$ до ~ 5 мкм, а также наличие вдоль границ зерен зон, свободных от выделений (ЗСВ). С последним, как известно, связывают снижение механических характеристик сварных соединений. Отмечается и неравномерность в распределении дислокаций в металле шва такого типа соединений, особенно вдоль протяженных приграничных ЗСВ, где плотность дислокаций ρ уменьшается практически на порядок (до значений примерно $3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$) по сравнению с внутризеренной дислокационной плотностью, где $\rho \sim 2 \dots 6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 2, а–в).

В условиях же легирования металла шва скандием (до 0,5 %), который, как известно, является модификатором структуры после сварки, наблюдаются некоторые изменения структуры металла зоны сварки по сравнению с соответствующими структурами в сварных соединениях без легирования скандием. К таким изменениям, в основном, относятся: измельчение зеренной структуры (см. рис. 1, б), зернограничных эвтектик, диспергирование фазовых выделений в объемах зерен в сочетании с некоторым повышением плотности дислокаций до $\rho \sim 4 \dots 9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Исследованиями особенностей структурных изменений при СТП установлено следующее. В отличие от характерного для сварки плавлением существенного укрупнения зерен по механизму собирательной рекристаллизации, в металле шва, полученного СТП, наблюдаются значительные измельчения структуры (см. рис. 1, в), связанные с активно протекающими процессами динамической рекристаллизации, т.е. рекристаллизации по механизму зародышеобразования.

Кроме того, структура металла шва сварных соединений, выполненных СТП, отличается повышением общей плотности дислокаций до $\rho \sim 3 \dots 6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, что на порядок выше объемной дислокационной плотности металла шва при свар-

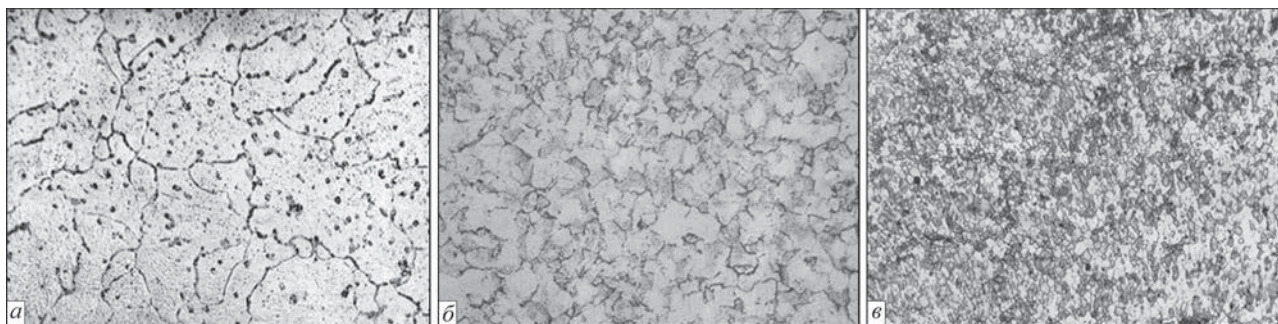


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) металла швов алюминий-литиевого сплава 1460, полученных аргодуговой сваркой неплавящимся электродом при использовании различного типа присадочной проволоки: Св1201 (а) и Св1201+0,5 % Sc (б) и трением с перемешиванием (в)

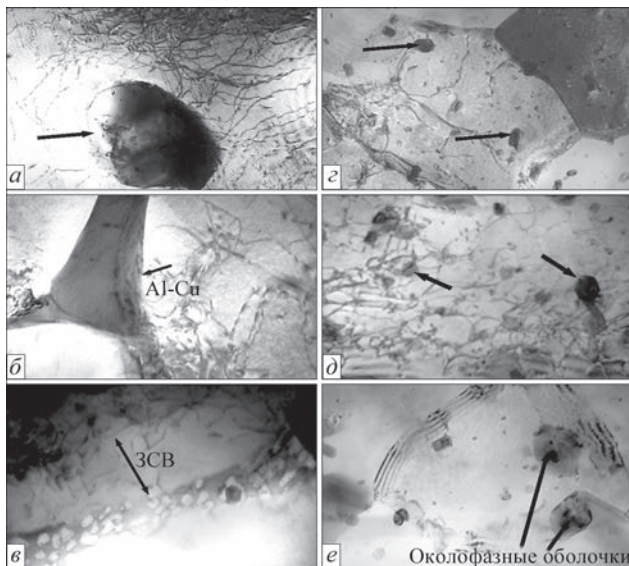


Рис. 2. Распределение фаз в объемах зерен металла шва сплава 1460, полученного аргодуговой сваркой неплавящимся электродом: а — фазовые выделения во внутренних объемах зерен ($\times 20000$); б — протяженные зернограничные эвтектики ($\times 30000$); в — приграничные зоны, свободные от выделений ($\times 30000$), и трением с перемешиванием: г, д — фазовые выделения в объемах зерен ($\times 30000$); е — фазовые выделения в зернограничных зонах металла шва ($\times 30000$)

ке плавлением (рис. 2, г, д). При этом повышение внутризеренной дислокационной плотности сопровождается активным перераспределением дислокаций, о чем свидетельствует формирование субструктурных элементов — блоков, фрагментов и т. п.

По-видимому, измельчение структуры и активация перераспределения дислокаций в условиях сварки трением обусловлены интенсивным деформированием нагретого до пластического состояния металла шва и, соответственно, превалированием динамической рекристаллизации над собирательной.

Следующей особенностью структурного состояния металла шва, полученного в условиях СТП (по сравнению с металлом шва, полученного сваркой плавлением), является существенное измельчение (в

2,5...5 раз) ФВ и существенное увеличение их количества при равномерном распределении, причем, по всем зонам структуры металла шва — как по внутризеренным, так и по зернограничным объемам (рис. 2, г, д).

Также происходит дробление таких проблемных для алюминиевых сплавов образований, какими являются зернограничные эвтектики. Все эти структурные изменения в зоне сварки обеспечиваются превалированием в условиях СТП термомодеформационных процессов при формировании структурно-фазового состояния металла шва.

Имея полный комплекс исследований на различных структурных уровнях, который дает информацию о всех формирующихся в зоне сварки структурных факторах и их параметрах: размере зерен, субзерен, химическом составе, размерах, распределении и объемной доле упрочняющих фаз, а также дислокационной структуре, появляется возможность провести аналитические оценки конкретного вклада различных структур в исследуемых зонах в изменение наиболее значимых эксплуатационных свойств сварных соединений в зависимости от используемых режимов сварки.

Вклад структур в прочностные характеристики сварных соединений алюминий-литиевых сплавов. В результате выполненных оценок прочностных характеристик исследуемых соединений со Sc и без него после АДСНЭ наиболее высокие показатели наблюдаются у соединений, легированных Sc (рис. 3). При этом наибольший вклад в общее (интегральное) значение предела текучести металла шва со Sc вносят зеренное ($\Delta\sigma_3 \sim 29\%$) и твердорастворное ($\Delta\sigma_{тр.} \sim 25\%$) упрочнение (рис. 4). А в случае без легирования скандием наибольший вклад в общее значение предела текучести обеспечивает, в основном, твердорастворное упрочнение ($\Delta\sigma_{тр.} \sim 28\%$) (рис. 4).

В условиях СТП оценки общего (интегрального) значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ показали общее повышение значений прочностных показателей на 40 % по сравнению с таковыми для условий сварки при АДСНЭ в состоянии без скандия (см. рис. 3), что обеспечивается, в основном, измельчением зеренной (до 27%), субзеренной (до 21%) структур и диспергированием ФВ (до 23%) (рис. 4).

Оценки трещиностойкости сварных соединений. Комплексные структурные исследования в сочетании с аналитическими оценками позволили также прояснить характер влияния структурных факторов на процессы трещинообразования в зоне сварки исследуемых соединений, обусловленных особенностями развития зон локализации деформации, локальных внутренних напряжений ($\Delta\tau_{л/вн}$). Такого рода исследования прежде всего позволяют

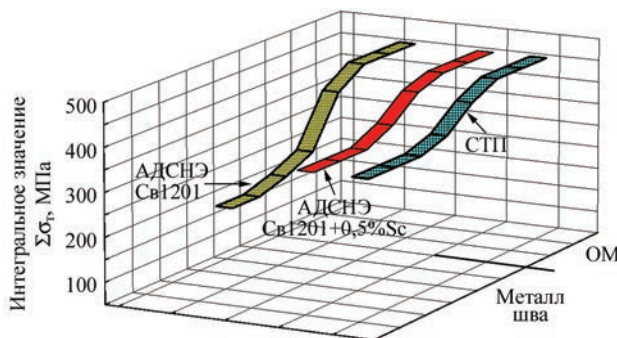


Рис. 3. Изменение интегрального значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ сварных соединений алюминиевого сплава 1460 при переходе от основного металла к металлу шва, полученных АДСНЭ при использовании присадок Св1201 и Св1201+0,5% Sc и СТП

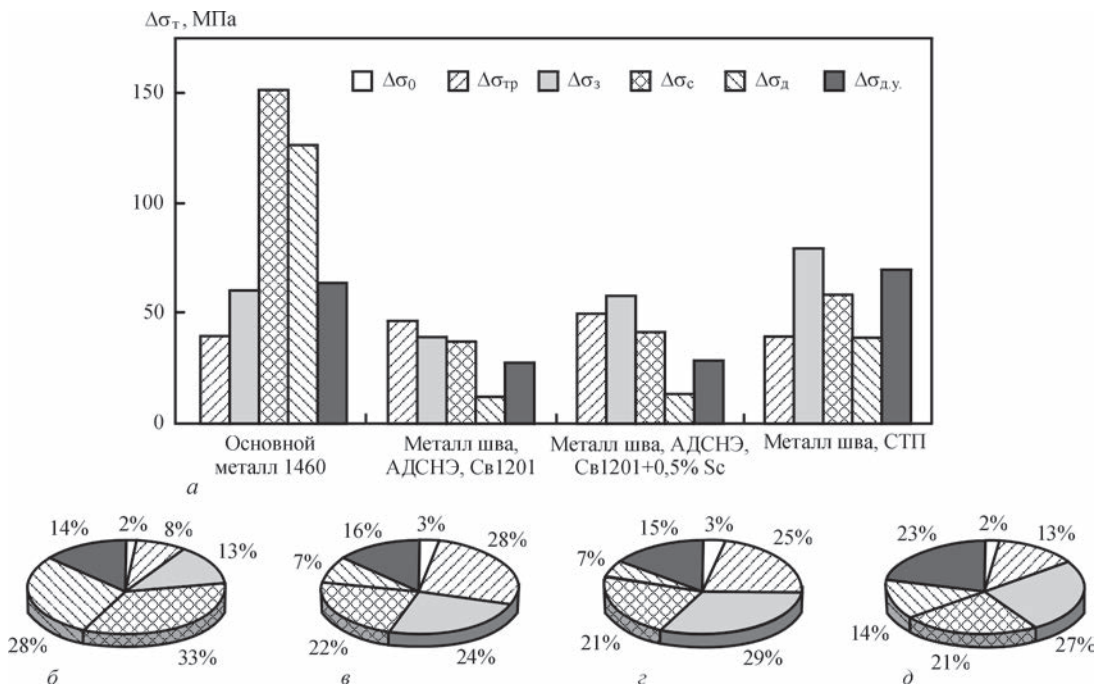


Рис. 4. Гистограмма (а) дифференцированного вклада структурных составляющих в расчетную величину предела текучести $\Delta\sigma_T$; б–д — секторные диаграммы, отражающие процентное соотношение структурного вклада (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) в общее (интегральное) изменение предела текучести $\Sigma\sigma_T$ в различных зонах исследования: в основном металле (б), в металлах шва после аргонодуговой сварки с Св1201 (в), Св1201+0,5 % Sc (г) и СТП (д)

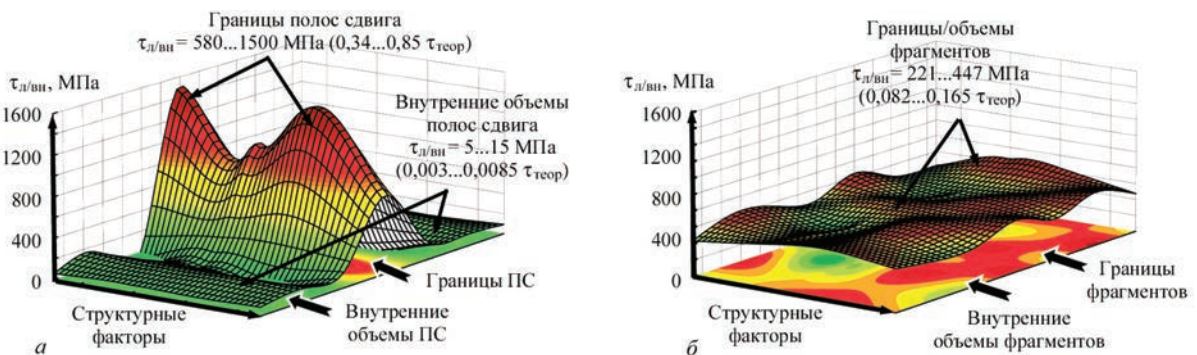


Рис. 5. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в металле шва сплава 1460 после различных способов сварки: а — АДСНЭ (металл шва без скандия); б — СТП

определить структуры, в той либо иной мере влияющие на формирование локальных внутренних напряжений.

Конкретные результаты исследований и, прежде всего, характера распределения дислокационной структуры в исследуемых образцах, позволили сделать оценки локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$), определить их уровень и протяженность. Кроме того, исследования в этом плане позволяют установить структурные факторы, провоцирующие возрастание концентраторов $\tau_{л/вн}$ (т. е. процессов зарождения и распространения трещин), и определить, какие структурные факторы блокируют такие негативные для свойств металла процессы, какими являются трещинообразования.

В результате аналитических оценок установлено, что в условиях АДСНЭ в металле без Sc

формируются протяженные концентраторы локальных внутренних напряжений с уровнем $\tau_{л/вн}$ до 1500 МПа (от 0,34 до 0,85 $\tau_{теор}$), которые и являются зонами зарождения и распространения трещин. И к таким зонам относятся границы мощных полос сдвига (ПС) (рис. 5, а). В противоположность этому во внутренних объемах ПС значения $\tau_{л/вн}$ резко снижаются (практически на 2 порядка) до величины примерно 5...15 МПа (0,0016...0,0055 $\tau_{теор}$), что в итоге создает резкий протяженный градиент ($\Delta\tau_{л/вн}$) локальных внутренних напряжений, а следовательно, зону зарождения и распространения трещин вдоль границ полос сдвига (рис. 5, а).

В условиях СТП в микроструктуре металла шва наблюдается общее существенное снижение (в 3,5 раза) уровня локальных внутренних напряжений (до 221...447 МПа) при равномерном (без

Сварка трением с перемешиванием

градиентов) распределении такого типа локальных напряжений по всему объему металла шва (рис. 5, б), что и обеспечивает повышение трещиностойкости сварных соединений.

Таким образом, для улучшения прочностных характеристик и трещиностойкости сварных соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов необходимо стремиться к формированию оптимальной структуры, что обеспечивается, как показали исследования взаимосвязи структуры и свойств, СТП.

Выводы

1. Комплексными методами исследования сварных соединений сложнолегированного алюминиевого сплава 1460 установлены изменения ключевых структурно-фазовых параметров, оказывающих влияние на механические характеристики сварных соединений при изменении условий технологических режимов сварки – от аргонодуговой сварки неплавящимся электродом (сварка плавлением) к сварке трением с перемешиванием (сварка в твердой фазе).

2. В условиях АДСНЭ для металла шва характерно укрупнение зеренной структуры, снижение общей объемной плотности дислокаций, формирование глобулярных внутризеренных и протяженных зернограницных фазовых выделений эвтектического типа.

3. Установлено, что в условиях сварки плавлением легирование металла шва скандием приводит к существенному изменению структурно-фазового состояния сварных соединений, а именно: диспергированию фаз зеренной и субзеренной структуры; увеличению плотности дислокаций при равномерном их распределении; активации процессов фазообразования во внутренних объемах зерен, а также дроблению и уменьшению объемной доли зернограницных эвтектик.

4. В условиях СТП наблюдается резкое измельчение зеренной и субзеренной структуры, что обусловлено активацией процессов фрагментации и зародышеобразования, общим повышением плотности дислокаций, а также существенным диспергированием фазовых выделений при их равномерном распределении во внутризеренных и зернограницных объемах.

5. Для металла шва сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП, исследованиями с последующими аналитическими оцен-

ками установлено, что значительный вклад (до 40 %) в общее упрочнение сварных соединений обеспечивается измельчением зеренной ($\Delta\sigma_z$ до 27 %), субзеренной ($\Delta\sigma_c$ до 21 %) структуры и диспергированием фазовых выделений ($\Delta\sigma_{д.у.}$ до 23 %), что значительно снижает градиент прочностных характеристик между основным металлом и металлом шва и способствует более равномерному распределению нарастающих локальных внутренних напряжений и, соответственно, повышению трещиностойкости сварного соединения.

6. Исследование режимов АДСНЭ показало, что общее снижение значений предела текучести $\sum\sigma_T$ металла шва связано с укрупнением зеренной структуры и уменьшением общей плотности дислокаций, что способствует возрастанию градиента по прочностным характеристикам между основным металлом и металлом шва и снижению трещиностойкости сварных соединений.

1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. / И. Н. Фридляндер // Труды V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». – Киев: Наукова думка, 2000. – С. 15–19.
2. Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. – 307 с.
3. Маркашова Л. И. Роль структуры в оптимизации свойств прочности, пластичности, трещиностойкости сварных соединений / Л. И. Маркашова, Т. А. Алексеенко, О. С. Кушнарера [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. трудов. – Вып. 58. – Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2011. – С. 446–452.
4. Markashova L. Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li System / L. Markashova, O. Kushnareva // Materials Science. – 2014. – Vol. 49, Issue 5. – P. 681–687.
5. Эшби И. Ф. О напряжении Орована / И. Ф. Эшби // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С. 88–107.
6. Маркашова Л. И. Структурные условия обеспечения прочности и пластичности соединений алюминий-литиевых сплавов / Л. И. Маркашова, А. Я. Ищенко, О. С. Кушнарера [др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 5. – С. 23–31.
7. Маркашова Л. И. Роль структурно-фазового состояния в изменении эксплуатационных свойств сварных соединений сложнолегированных сплавов / Л. И. Маркашова, А. Г. Покляцкий, О. С. Кушнарера // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. трудов. Вып. 80. – Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2015. – С. 191–195.
8. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов / Г. Конрад // Сверхмелкое зерно в металлах; под ред. Л. К. Гордиенко. – М.: Металлургия, 1973. – С. 206–219.
9. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline / N. J. Petch // Journal Iron and Steel Inst. – 1953. – 173, № 1. – P. 25–28.
10. Orowan E. Dislocation in Metals / E. Orowan. – New York: AIME, 1954. – 103 p.

Поступила в редакцию 05.04.2016

ОСОБЕННОСТИ И ПРЕИМУЩЕСТВА ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВЫХ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, В. В. КНЫШ, И. Н. КЛОЧКОВ, С. И. МОТРУНИЧ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В статье проанализированы структурные особенности, характеристики прочности и долговечности тонколистовых соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и сваркой трением с перемешиванием. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием обеспечивает формирование неразъемных соединений с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу и позволяет избежать в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением. При этом в результате интенсивной пластической деформации металла под буртом инструмента и в ядре шва формируется мелкокристаллическая (3...4 мкм) однородная дезориентированная структура, а на прилегающих участках происходит удлинение и искривление зерен в направлении перемещения пластифицированного металла. Вследствии этого повышаются твердость и предел прочности металла шва соединений. Снижение температуры нагрева свариваемых кромок обеспечивает уменьшение максимального уровня растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях по сравнению с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Установлено, что характеристики сопротивления усталости стыковых сварных соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, превышают характеристики соединений, выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Библиогр. 10, рис. 9.

Ключевые слова: алюминиево-литиевые сплавы, сварка трением с перемешиванием, дефекты, микроструктура, предел прочности, сопротивление усталости

Применение высокопрочных стойких к коррозии алюминиево-литиевых сплавов, характеризующихся пониженной плотностью и высоким модулем упругости, позволяет уменьшить расход топлива и улучшить тактико-технические показатели изделий авиационной и космической техники. Созданный в 1968 г. коллективом сотрудников под руководством И. Н. Фридляндера сплав 1420 (плотность 2,4 г/см³) системы легирования Al-Mg-Li, содержащий 4,5...6,0 % Mg и 1,8...2,3 % Li, имеет удельную массу на 12 % ниже, а модуль упругости на 8 % выше, чем широко используемый в самолетостроении сплав Д16. Его применение в клепаной конструкции фюзеляжа самолета вертикального взлета Як-36 позволило получить выигрыш в массе 16 %. В 1980 г. сплав был рекомендован для создания первого в мире сварного самолета МиГ-29 [1, 2].

К наиболее высокопрочным ($\sigma_b > 500$ МПа при плотности 2,6 г/см³) принадлежит сплав 1460 системы Al-Cu-Li (номинальный состав 3 % Cu; 2 % Li) с добавками циркония и скандия. Высокие показатели прочности и пластичности этого сплава при сверхнизких температурах указывают на перспективность его использования для изготовления сварных криогенных баков [3].

Для получения неразъемных соединений из алюминиевых сплавов в большинстве случаев применяют различные способы сварки плавлением, при которых сварной шов образуется в результате расплавления определенного объема соединяемых материалов и присадочной проволоки в общей сварочной ванне с последующей их кристаллизацией в защитном инертном газе. Однако при сварке плавлением полуфабрикатов из литийсодержащих алюминиевых сплавов в металле шва и примыкающих к нему участках происходят структурные превращения и образуются характерные дефекты в виде пор, при использовании в качестве присадочной проволоки полос из основного материала, и протяженных нитевидных макровключений оксидной пленки, при использовании присадочных проволок. Это обуславливает необходимость применения технологических мероприятий, направленных на повышение качества подготовки свариваемых поверхностей и способствующих интенсификации перемешивания металла сварочной ванны и активизации процессов разрушения оксидной пленки. При этом прочность сварных соединений не превышает 70...75 %, а прочность металла шва 65 % значения этого показателя для основного материала [4, 5].

Сварка трением с перемешиванием

Избежать расплавления металла в зоне формирования шва и максимально сохранить в сварных узлах свойства применяемых при их изготовлении полуфабрикатов удается при использовании способа сварки трением с перемешиванием (СТП). При такой сварке образование шва происходит в твердой фазе в результате нагревания за счет трения небольшого объема металла до пластического состояния, перемешивания его по всей толщине свариваемых кромок и деформирования в замкнутом пространстве. Благодаря этому процесс СТП имеет ряд существенных преимуществ по сравнению со сваркой плавлением. Среди них можно отметить формирование мелкокристаллической структуры швов, снижение уровня разупрочнения соединяемых материалов, сохранение легирующих элементов, отсутствие характерных дефектов и повышение механических свойств соединений [6–9].

Цель данной работы — установить преимущества процесса СТП по сравнению с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) при получении стыковых соединений алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1460.

Для исследований использовали листы алюминий-литиевых сплавов 1420 толщиной 1,8 мм и 1460 толщиной 2 мм. Стыковые соединения получали АДСНЭ с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия) со скоростью 20 м/ч на токе 140...150 А с использованием в качестве присадочной проволоки полос из соответствующего основного материала (для сохранения химического состава металла шва аналогичного основному материалу) и соответствующих присадочных проволок СвАМг63 и Св1201 диаметром 1,6 мм. Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке, используя специальный инструмент [10], скорость вращения которого составляла 1420 об/мин, а скорость линейного перемещения 13...14 м/ч.

Из полученных сварных соединений изготавливали шлифы для исследования структуры и образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения предела прочности при одноосном растяжении в соответствии с ГОСТ 6996–66. Ширина рабочей части образцов для определения характеристик сопротивления усталости составляла 25 мм. Механические испытания образцов проводили на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевом регулярном нагружении с коэффициентом асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$ и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов. При одних и тех же условиях испытывали серию из 5...7 однотипных образцов. Экспериментальные данные усталостных испытаний

обрабатывали методами линейного регрессионного анализа, общепринятыми для такого типа испытаний. По результатам проведенных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных пределов ограниченной выносливости строилась соответствующая кривая усталости — линия регрессии экспериментальных данных в координатах $2\sigma_a - \lg N$.

Твердость металла измеряли на лицевой поверхности зачищенных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «Rockwell» при нагрузке $P = 600$ Н. Оценку структурных особенностей сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8. Остаточные продольные напряжения в сварных соединениях определяли экспериментально методом разрезки.

В результате проведенных исследований установлено, что механизм образования неразъемного соединения при СТП существенно отличается от процессов, происходящих при сварке плавлением. В процессе СТП шов формируется в результате нагрева за счет трения до пластического состояния, перемешивания и интенсивного деформирования небольшого объема металла соединяемых деталей специальным инструментом в замкнутом пространстве без применения защитного газа и присадочного материала. На начальной стадии процесса сварки постепенно погружающийся в стык наконечник вращающегося инструмента вытесняет некоторый объем пластифицированного металла. Этот металл может перемещаться только вокруг наконечника или подниматься вверх, так как снизу его движение ограничивает подкладка, а сбоку — непластифицированный основной материал. Дальнейшее заглубление инструмента приводит к полному контакту торцевой рабочей поверхности его бурта со свариваемым материалом и создает полностью ограниченное пространство, в котором и происходит перемещение пластифицированного металла по сложной траектории, определяемой конфигурацией рабочих поверхностей наконечника и бурта инструмента. Когда же

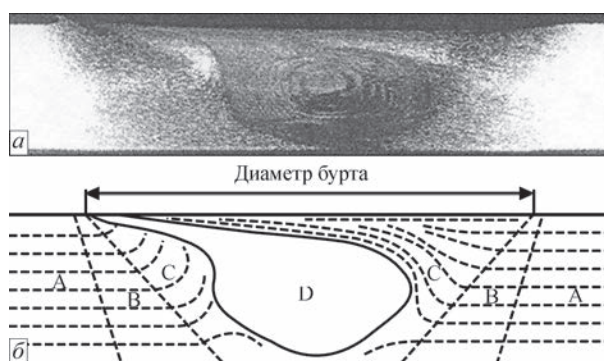


Рис. 1. Поперечный макрошлиф сварного соединения, полученного СТП (а) и схематическое изображение его характерных зон (б) (описание зон см. в тексте)

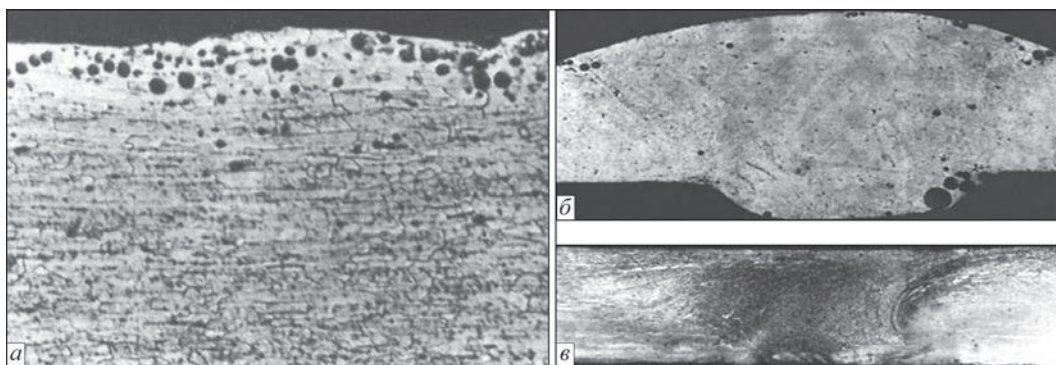


Рис. 2. Микроструктура ($\times 250$) приповерхностного слоя листа (а) и поперечные сечения швов сплава 1420 толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (б) и СТП (в)

инструмент начинает осуществлять кроме вращательного движения еще и поступательное, то перед его наконечником со стороны набегания (где совпадают направления векторов вращения и линейного перемещения инструмента) возникает зона избыточного давления, из которой это давление вытесняет к стороне отхода (противоположной стороне, где указанные выше векторы имеют разные направления) тонкую прослойку пластифицированного металла. Затем разогретый металл под давлением проталкивается между свариваемым металлом и боковой поверхностью наконечника со стороны отхода в освобождающееся позади него пространство, образующееся в результате линейного перемещения инструмента. Это приводит к образованию специфической структуры сварных соединений с явно выраженным ядром (Д), образовавшимся в результате динамической рекристаллизации (рис. 1). К нему примыкает зона термомеханического воздействия (С), в которой металл кроме нагревания подвергался пластическому деформированию, а затем располагается зона термического влияния (В), где структурные изменения основного металла (А) вызваны только повышением температуры.

Размеры шва при СТП меньше, а его форма выгодно отличается от полученного АДСНЭ — отсутствуют усиление шва, формирующееся при сварке плавлением за счет присадочной проволоки, и проплав, обусловленный использованием подкладки с формирующей канавкой (рис. 2). Это позволяет избежать значительной концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу, негативно влияющей на эксплуатационные и ресурсные характеристики соединений. Кроме того, формирование неразъемных соединений в твердой фазе позволяет избежать характерных для этих сплавов дефектов — пор и макровключений оксидной пленки, образующихся при сварке плавлением. Отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, предотвращает дополнительное насыщение им зоны сварки за счет миграции

этого газа из прилегающих газонасыщенных поверхностных слоев металла.

Интенсивное деформирование и перемешивание пластифицированного металла по всей толщине свариваемых кромок способствует дроблению находящихся на них оксидных пленок. Отсутствие при этом расплавленного металла в зоне образования соединения позволяет избежать его окисления в процессе сварки. Поэтому в швах, полученных СТП, отсутствуют дефекты в виде как обособленных, так и протяженных макровключений оксидной пленки, характерных для швов, выполненных АДСНЭ на алюминиево-литиевых сплавах (рис. 3).

Анализ микроструктуры сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов показал, что при АДСНЭ сплава 1460 в зоне термического влияния вблизи границы сплавления шва с основным материалом наблюдаются участки перегрева и рекристаллизации (рис. 4). Протяженность зоны оплавления структурных составляющих составляет около 2,25 мм от границы сплавления шва с

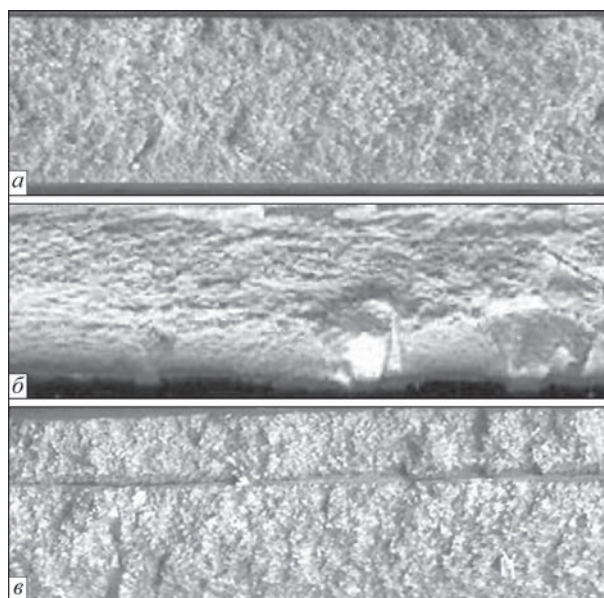


Рис. 3. Продольные изломы швов сплава 1460 толщиной 2 мм, полученных СТП (а) и АДСНЭ, с обособленными (б) и протяженными (в) макровключениями оксидной пленки

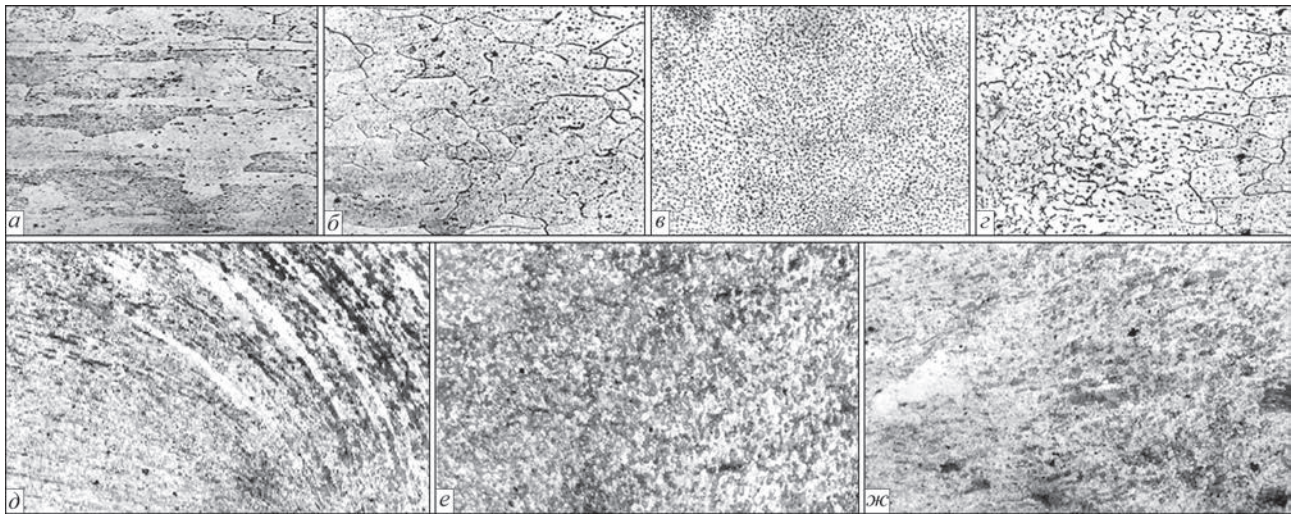


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) основного металла (а) и сварных соединений сплава 1460 толщиной 2 мм, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки Св1201 (б, в — зоны сплавления шва с основным металлом, в — шов) и СТП (д — зона термомеханического влияния со стороны набегания инструмента, е — ядро шва, ж — зона термомеханического влияния со стороны отхода инструмента)

основным материалом. В зоне термического влияния наибольший размер имеют зерна, непосредственно прилегающие к этой границе. Металл шва характеризуется в основном мелкокристаллической структурой, однако на некоторых его участках наблюдаются отдельные фрагменты центрального кристаллита. Вблизи границы сплавления с основным материалом в шве просматривается прослойка с мелким субдендритным строением (рис. 4, б–в).

При сварке этого сплава методом СТП в зоне термомеханического влияния металл плавно изменяет ориентацию зерен в направлении перемещения рабочих поверхностей инструмента. В результате в этой зоне формируются вытянутые зерна, ориентированные вдоль траектории перемещения инструмента, и мелкие равноосные зерна. В центральной части (ядре) шва вследствие значительной пластической деформации образуются очень мелкие (3...5 мкм) равноосные зерна (рис. 4, д–ж).

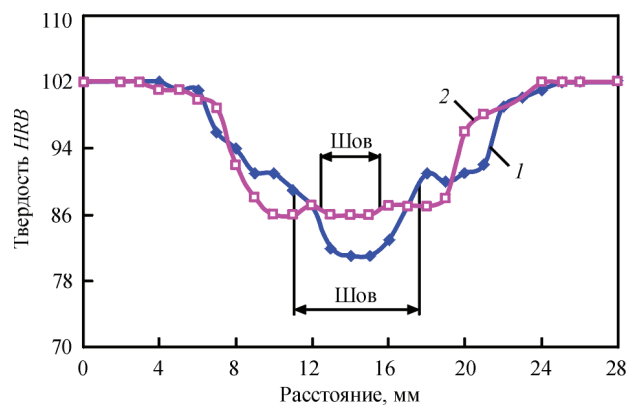


Рис. 5. Распределение твердости на поверхности сварных соединений сплава 1420 толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

Благодаря снижению температуры нагрева кромок и формированию мелкокристаллической структуры швов в процессе СТП степень разупрочнения металла меньше, чем при АДСНЭ. Так, для сплава 1420 минимальная твердость в шве и зонах сопряжения его с основным металлом находится на уровне *HRB* 86...87. Тогда как при АДСНЭ сплава 1420 с присадочной проволокой СвАМг63 минимальная твердость металла в центральной части шва составляет всего *HRB* 81, а в зонах сплавления *HRB* 89 (рис. 5). Поэтому при растяжении образцов соединений с усилением шва, полученных сваркой плавлением, разрушение локализуется в зоне сплавления шва с основным материалом, а предел прочности составляет 373 МПа. Такие же образцы со снятым усилением шва разрушаются по центру шва и имеют предел прочности около 319 МПа. Предел прочности соединений, полученных СТП, в которых отсутствует усиление шва и разрушающихся на участке сопряжения шва с основным металлом, составляет 343 МПа. Такой же уровень прочности наблюдается для соединений с усилением шва, полученных АДСНЭ, с использованием в качестве присадочной проволоки полосы из основного материала сплава 1420.

Измерения твердости металла в зоне формирования неразъемного соединения показали, что при сварке сплава 1460 методом СТП твердость также значительно выше, чем при АДСНЭ. В шве и зонах сопряжения шва с основным материалом твердость находится на уровне *HRB* 85...86. Тогда как при АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201 минимальная твердость металла в центральной части шва составляет *HRB* 71, а в зонах сплавления шва с основным материалом *HRB* 82...83 (рис. 6).

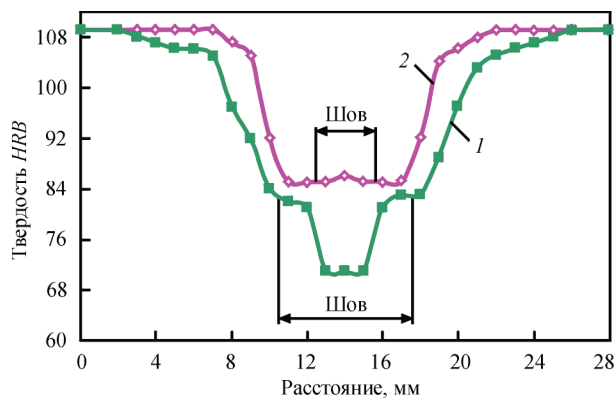


Рис. 6. Распределение твердости на поверхности сварных соединений сплава 1460 толщиной 2 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

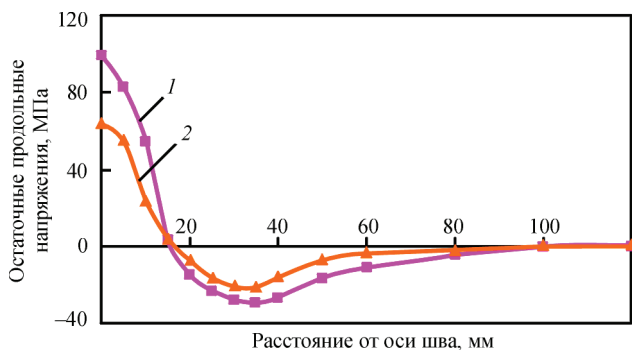


Рис. 7. Распределение остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава 1420 толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

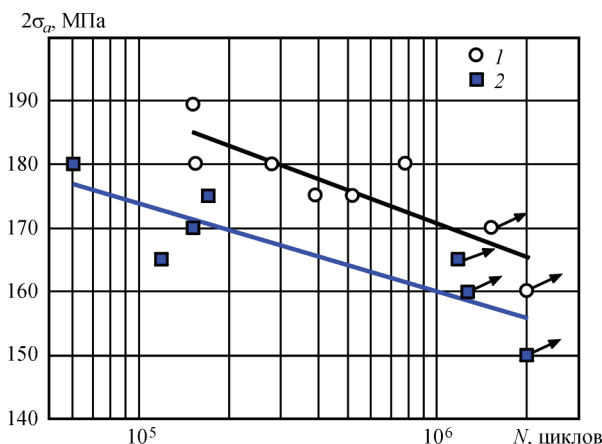


Рис. 8. Кривые усталости основного металла (1) и сварных соединений, выполненных СТП (2) алюминиевого сплава 1420 толщиной 1,8 мм при асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$

Поэтому при одноосном статическом растяжении образцы таких сварных соединений без усиления шва, полученные АДСНЭ, разрушаются по металлу шва и имеют минимальный предел прочности 257 МПа. Разрушение образцов с усилением шва происходит по зоне сплавления шва с основным материалом. Образцы сварных соединений, полученных методом СТП, разрушаются по зоне термомеханического влияния. При этом их предел прочности находится на уровне

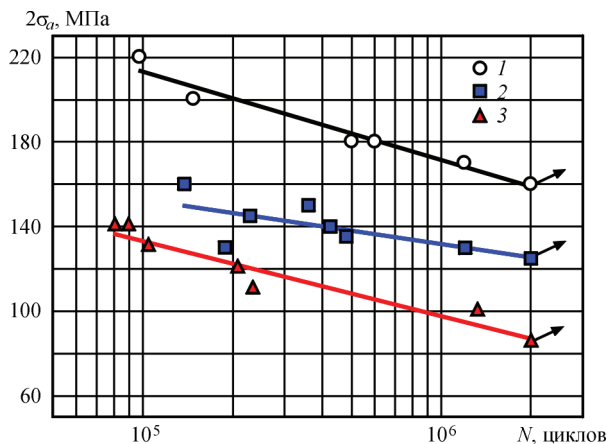


Рис. 9. Кривые усталости основного металла и сварных соединений алюминиевого сплава 1460 толщиной 2 мм при асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$: 1 — основной металл; 2 — сварное соединение, выполненное СТП; 3 — АДСНЭ

310 МПа, как и для образцов с усилением шва, выполненных АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201. При использовании в качестве присадочной проволоки полосы из основного материала сплава 1460 предел прочности образцов с усилением шва составляет в среднем 297 МПа.

Снижение температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения при СТП благоприятно влияет на уровень остаточных напряжений. Так, при АДСНЭ сплава 1420 максимальная величина остаточных продольных напряжений находится на уровне 99 МПа (рис. 7). На расстоянии около 16 мм от оси шва они уменьшаются до нуля, а дальше возникают сжимающие напряжения с максимальной величиной 29 МПа на расстоянии 35 мм от оси шва. В сварных соединениях, выполненных СТП, максимальная величина растягивающих напряжений составляет всего 64 МПа. Соответственно и максимальная величина остаточных сжимающих напряжений на расстоянии 35 мм от оси шва снижается до 22 МПа.

Экспериментально установленные кривые усталости стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов 1420 и 1460, выполненных СТП, демонстрируют высокие показатели сопротивления усталости соединений. Предел ограниченной выносливости соединений, выполненных СТП, алюминиевого сплава 1420, ниже на 10...15 % соответствующих показателей основного металла во всей области долговечности $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений (рис. 8). Для сплава 1460 соответствующие показатели предела ограниченной выносливости на 20...25 % ниже основного металла (рис. 9). Для сварных соединений сплавов 1420 и 1460, выполненных СТП, значения граничных размахов напряжений на базе $2 \cdot 10^6$ циклов составляют 155 и 120 МПа соответственно. Предельные значения размахов напряжений для соединений

Сварка трением с перемешиванием

сплава 1460, выполненных АДСНЭ на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений, составляют 85 МПа, что на 30 % ниже соответствующего значения для соединений, выполненных СТП.

Выводы

1. Применение СТП обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу и позволяет избежать в швах дефектов в виде пор и макровключений оксидной пленки, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением.

2. Формирование неразъемного соединения при СТП в твердой фазе позволяет избежать образования характерной для сварки плавлением литой крупнодендритной структуры швов. При этом вокруг наконечника инструмента, где металл наиболее подвержен термомеханическому воздействию, происходит измельчение зерен основного металла и образование новой однородной дезориентированной структуры с размером зерен $3 \dots 4$ мкм и дисперсными (≤ 1 мкм) фазовыми выделениями. Вблизи ядра шва в зоне термомеханического влияния возникает комбинированная структура, состоящая из мелких равноосных и деформированных тонких вытянутых зерен, ориентированных вдоль направления перемещения инструмента.

3. При СТП термически упрочняемых алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 в результате термомеханического воздействия кроме измельчения зерен в зоне сварки, способствующего повышению твердости металла, одновременно происходит частичное выделение из пересыщенного твердого раствора избыточных фаз и их коагуляция, что приводит к некоторому снижению твердости соединений. Однако степень разупрочнения металла при сварке в твердой фазе сплавов 1420 и 1460 намного меньше, чем при сварке плавлением. Поэтому предел прочности сварных соединений этих сплавов, полученных СТП, выше соединений без усиления шва, полученных АДСНЭ.

4. Вследствии формирования швов в твердой фазе при более низких по сравнению со сваркой

плавлением температурах, максимальный уровень растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава 1420, полученных СТП, на 35 % ниже, чем при АДСНЭ.

5. На основе экспериментальных данных усталостных испытаний обоснована целесообразность применения процесса СТП вместо АДСНЭ при изготовлении конструкций с алюминиево-литиевыми сплавами 1420 и 1460, эксплуатируемых в условиях переменного нагружения. Установлено, что характеристики сопротивления усталости стыковых соединений, выполненных по технологии СТП, превышают соответствующие показатели соединений, выполненных АДСНЭ. Значения предельных размахов напряжений на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений для соединений, выполненных СТП, только на 10...20 % ниже показателей основного материала.

1. Белецкий В. М. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. И. Н. Фридляндера – К.: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
2. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2002: Юбилейный науч.-техн. сборник; под общ. ред. Н. Каблова – М.: МИСИС «ВИАМ», 2002. – С. 424 с.
3. Братухин А. Г. Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности / А. Г. Братухин. – М.: Авиатехинформ, 2003. – 440 с.
4. Рабкин Д. М. Металловедение сварки алюминия и его сплавов / Д. М. Рабкин, А. В. Лозовская, И. Е. Склабинская. – К.: Наукова думка, 1992. – 160 с.
5. Машин В. С. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом / В. С. Машин, А. Г. Покляцкий, В. Е. Федорчук // Автоматическая сварка. – 2005. – № 9. – С. 43–49.
6. Int. Pat. Application PCT/GB 92/02203; GB Pat. Application 9125978.8. Friction Stir Butt Welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham [et al.]. – Publ. 1991.
7. Defalco J. Friction stir welding vs. fusion welding / J. Defalco // Welding Journal. – 2006. – № 3. – P. 42–44.
8. Ericsson M. Influence of melting speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG / M. Ericsson, R. Sandstrom // International Journal of Fatigue. – 2003. – № 25. – P. 1379–1387.
9. Enomoto M. Friction stir welding: research and industrial applications / M. Enomoto // Welding International. – 2003. – № 5. – P. 341–345.
10. Пат. 54096 Україна, МПК В23К 20/12. Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів / А. Я. Іщенко, А. Г. Покляцький; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. – № u201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.

Поступила в редакцию 28.03.2016

ГИБРИДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ, СОВМЕЩАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВУЮ СВАРКУ И СВАРКУ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ В ПРОЦЕССАХ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Л. МАЙСТРЕНКО¹, В. М. НЕСТЕРЕНКОВ², Р. В. СТРАШКО², С. Д. ЗАБОЛОТНЫЙ¹, В. Н. ТКАЧ¹

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины.

04074, Киев-74, ул. Автозаводская, 2. E-mail:alcon@ism.kiev.ua

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработан технологический процесс обработки трением с перемешиванием поверхностных слоев деталей из магниевых и алюминиевых сплавов с целью их модификации, направленной на формирование слоя мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), что в 16...63 раза меньше размеров зерен основного металла сплава (75,8 мкм). Показано образование микротрещин на границе сопряжения металла шва электронно-лучевой сварки и основного металла магниевого сплава МЛ10, а также их отсутствие при сварке через промежуточную зону с модифицированной мелкозернистой структурой, что дало возможность увеличить прочность ЭЛС соединений сплава МЛ10. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 13.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, сварка трением с перемешиванием, модифицированная мелкозернистая структура, размер зерна микроструктуры

Магниевые сплавы особо востребованы в авиационной и космической технике ввиду того, что они отличаются относительно высокой прочностью при малом удельном весе [1–4]. Конструкционные магниевые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные. Основные легирующие элементы в литейных сплавах — алюминий, цинк, марганец, кремний, церий, цирконий, торий. Однако при всех положительных качествах и свойствах эти сплавы относятся к категории трудносвариваемых. Сложности эти обусловлены, прежде всего, образованием в сварных швах дефектов типа пор и раковин ввиду того, что в зоне воздействия электрической дуги возникают локальные температуры, превышающие не только температуру плавления цинка (419,5 °С), но и температуру его испарения (907 °С), что вызывает образование упомянутых выше дефектов. Поэтому все исследования, направленные на получение сплошного, однородного и прочного сварного соединения деталей из деформируемых и литейных магниевых сплавов безусловно актуальны. Одним из наиболее перспективных видов сварки в данном случае представляется электронно-лучевая сварка (ЭЛС) в вакууме.

Исследования свариваемости в вакууме магниевых сплавов МЛ электронным пучком проводились на установке УЛ-209М с компьютерным управлением всеми параметрами и системами, созданной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

[5] (рис. 1). Установка УЛ-209М укомплектована энергетическим комплексом на базе ЭЛА-60/60 и электронно-лучевой пушкой, перемещаемой внутри вакуумной камеры по линейным координатам X, Y, Z , а также поворачиваемой вокруг оси $Y-Y$ по координате QG на угол $0...90^\circ$. Воздух из вакуумной камеры с внутренними размерами $3850 \times 2500 \times 2500$ мм и объемом $24,1 \text{ м}^3$ откачивается в автоматическом режиме управления до рабочего вакуума $2,66 \times 10^{-2}$ Па за время менее 30 мин. При ускоряющем напряжении $U_{\text{уск}} = 60$ кВ электронно-лучевая пушка с металлическим вольфрамовым катодом совместно с энергетическим комплексом ЭЛА-60/60 обеспечивает



Рис. 1. Установка УЛ-209М

диапазон тока электронного пучка $I_{\text{п}} = 0...500$ мА, а также выполнение различных технологических разверток пучка в процессе электронно-лучевой сварки. Точность позиционирования электронно-лучевой пушки по координатам не ниже 0,1 мм. Изображение места сварки визуализируется во вторично-эмиссионных электронах, а также совмещение электронного пучка со стыком обеспечивается системой РАСТР с точностью не хуже 0,1 мм, [6].

Формирование канала в расплавленном металле обусловлено следующими факторами: испарением материала, вытеснением жидкого металла давлением электронов пучка, вытеснением жидкого металла давлением отдачи при испарении, силой поверхностного натяжения и гидростатическим давлением жидкого металла. Давление расплавленного металла существенно влияет на формирование сварного шва и образование дефектов. Особенно сильное влияние этого давления сказывается при сварке металлов толщиной $\delta_{\text{м}} \geq 20$ мм. В связи с этим для решения задачи сварки металлов средней и большой толщины было изменено положение электронного пучка и сварочной ванны на горизонтальное, что обеспечило более благоприятные условия переноса жидкого металла в кратере. Горизонтальное расположение ванны также облегчает дегазацию жидкого металла и его рафинирование.

Сварку литейного магниевого сплава МЛ10 толщиной $\delta_{\text{м}} = 6$ мм выполняли также вертикальными швами без выводных планок горизонтальным электронным пучком по схемам снизу-вверх и сверху-вниз. Образцы размером $150 \times 100 \times 6$ мм проходили предварительную обработку трением с перемешиванием (СТП). Анализ проведенных экспериментов показал, что вертикальные швы, выполненные горизонтальным электронным пучком, формируются удовлетворительно по обеим схемам. Как показано на рис. 2, при скорости сварки $v_{\text{св}} = 20$ мм/с, перефокусе $+ \Delta I_{\text{ф}} = 30$ мА, диаметре круговой технологической развертки электронного пучка $d_{\text{круг}} = 1$ мм и рабочем расстоянии $l_{\text{раб}} = 200$ мм ширина шва в корневой части по обеим схемам растет с увеличением тока

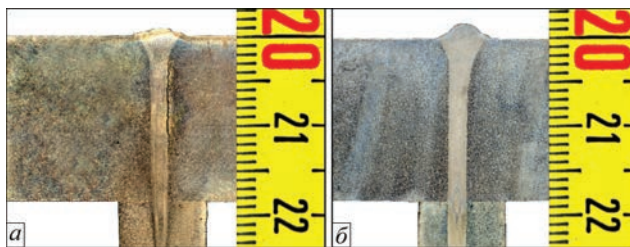


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения магниевого сплава МЛ10 толщиной $\delta_{\text{м}} = 18,5$ мм. Режим ЭЛС в нижнем положении с выводной планкой: а — без предварительной обработки способом СТП; б — с обработкой способом СТП

сварки. Дефектов в виде подрезов, занижений и трещин в расплаве, по линии сплавления и в зоне термического влияния (ЗТВ) не выявлено.

Так как дендриты металла шва начинают расти от зерен основного металла на границе сплавления, размер кристаллитов зависит и от величины этих зерен. Химическая неоднородность отрицательно влияет на конечные физико-химические свойства сварных соединений, а в процессе кристаллизации сварочной ванны способствует образованию дефектов в швах — кристаллизационных трещин. К числу основных мер, направленных на устранение микрохимической неоднородности, относится повышение скорости кристаллизации и, соответственно, уменьшение размеров дендритов и междендритных участков. Поэтому предварительное измельчение зерен основного металла способствует некоторому уменьшению размеров кристаллитов шва. Известно, что ЗТВ в цветных металлах и сплавах, в том числе и магниевых, состоит из структурных участков, аналогичных участкам в стали: участок частичного расплавления — узкая переходная полоска от металла шва к основному металлу, включающая подплавленные и затвердевшие зерна основного металла. На этом участке твердо-жидкого состояния кристаллиты шва срачиваются с крупными зёрнами основного металла. Здесь возможна ликвация примесей, поэтому данный участок оказывает существенное влияние на качество сварного соединения. Образование жидких прослоек на границах зерен приводит к снижению механических свойств сварных соединений и, нередко, к возникновению трещин.

Как показало фрактографическое исследование поверхностей изломов образцов, выполненное на микроскопах «Neophot-32» и «Versomet», разрушение металла, которое отражает состояние перегрева в зоне сплавления шва с основным металлом, происходит параллельно оси прикладываемой нагрузки. При дуговых способах сварки в структуре металла зоны сплавления имеет место утолщение границ зерен, а также наблюдается наличие тройных стыков и значительное количество эвтектики. В отличие от отмеченного выше при ЭЛС образуется в основном полиэдрическая структура, эвтектик формируется меньше, что положительно влияет на уровень твердости металла.

Структура шва мелкодисперсная, литая, состоит из α -твердого раствора сложного состава и равномерно распределенных выделений фазы (по-видимому) Mg_4Al_3 (рис. 3). Кроме того, следует отметить наличие округлых выделений светлого цвета (рис. 4). Твердость шва достигает $HV01$ — 658...782 МПа.

При удалении от линии сплавления в структуре увеличивается количество мелкого зерна, струк-

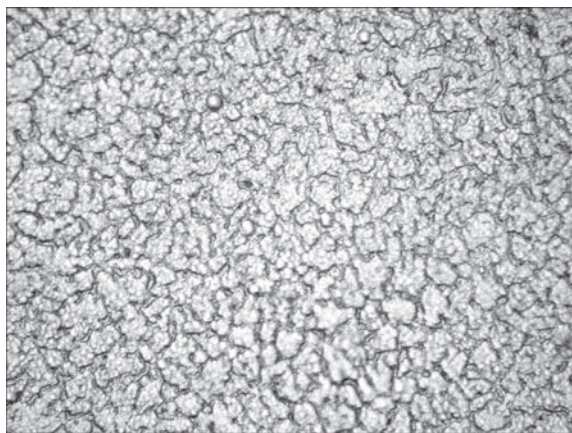


Рис. 3. Микроструктура сварного шва магниевого сплава МЛ10, выполненного ЭЛС, ($\times 1000$)

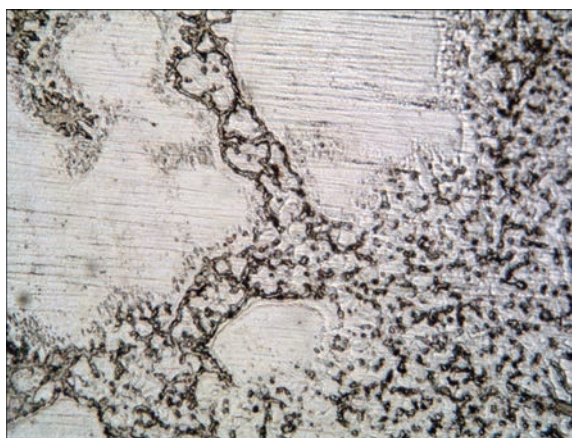


Рис. 4. Микроструктура сплава МЛ10 по линии шва, выполненного ЭЛС, ($\times 500$)

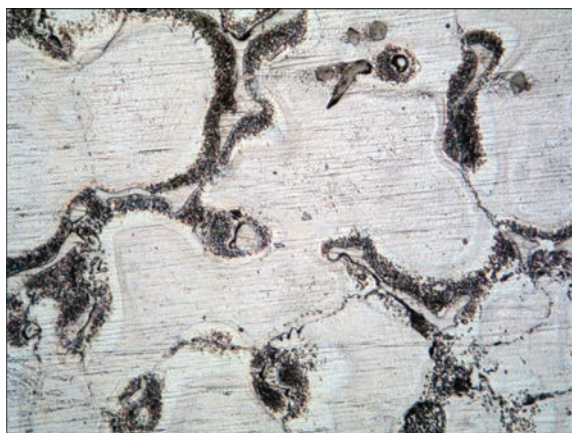


Рис. 5. Микроструктура основного металла сплава МЛ10, ($\times 500$)

турные составляющие остаются те же. Структура основного металла состоит из чередующихся полос зерен разного размера (рис. 5). В структуре следует отметить меньшее количество включений и нерастворившейся фазы (вероятно Mg_4Al_3) по сравнению со структурой ЗТВ. Твердость на краю образца составляет $HV01$ — 762...772 МПа.

Гибридная технология (СТП+ЭЛС). По сравнению с известными способами сварки плавлением электронно-лучевая сварка характеризуется

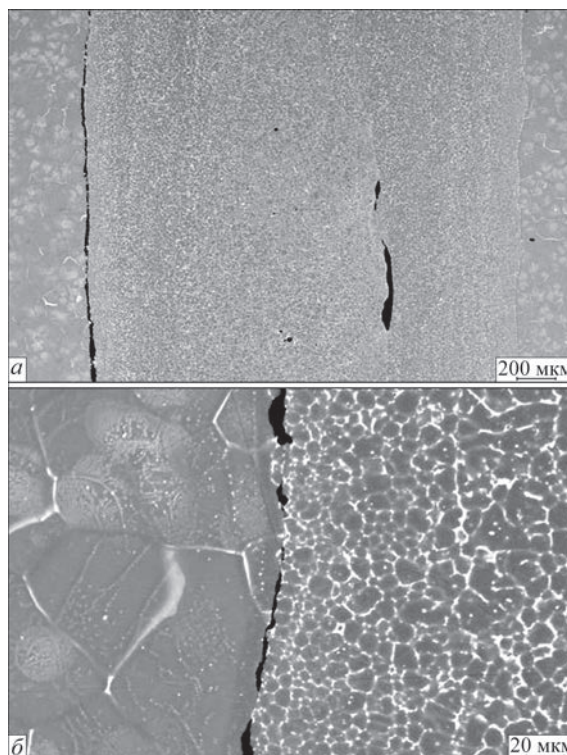


Рис. 6. Отслоение металла шва ЭЛС от основного металла в образце магниевого сплава МЛ10

высокой удельной концентрацией энергии, идеальными условиями вакуумной защиты расплавленного металла, высокой скоростью сварки, низкими значениями погонной энергии, небольшой шириной ЗТВ, узкой зоной проплавления и малым объемом сварочной жидкофазной ванны, незначительными тепловыми деформациями свариваемых деталей, высокой гибкостью и большим диапазоном технологических возможностей, чем выгодно отличается от дуговых способов сварки плавлением. Тем не менее, при сварке магниевых сплавов плавлением происходят структурные превращения в металле шва и околошовной зоны. Такие участки приобретают разные механические свойства, вследствие чего прочность сварного соединения в сравнении с основным металлом уменьшается в некоторых случаях до 50...60 %, а по линии сплавления и в околошовной зоне наблюдается образование трещины (рис. 6).

Поэтому разработка гибридной технологии, которая бы объединяла высокую технологичность электронно-лучевой сварки и возможности создания высокопрочных соединений сваркой трением с перемешиванием, для использования в производстве и восстановления ресурса конструкций авиационной и космической техники из алюминиевых и магниевых сплавов своевременна и актуальна. Полученные технологические возможности были также использованы для модификации структуры литейного магниевого сплава МЛ10 за счет влияния процесса трения с перемешиванием

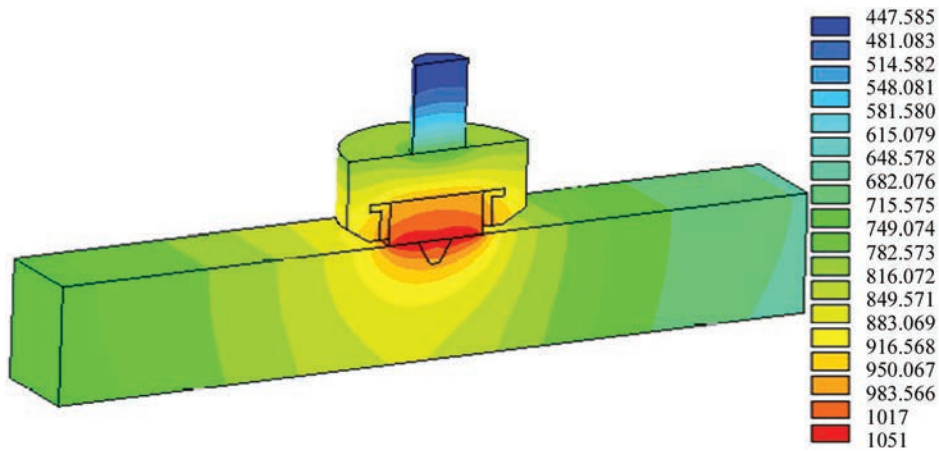


Рис. 7. Схема способа трением с перемешиванием

на изменение структуры поверхностного слоя деталей, которые затем свариваются электронно-лучевой сваркой. Идея модифицирования структуры состояла в целенаправленном измельчении размеров зерен в обрабатываемом слое основного металла на глубину 6...8 мм.

Влияние предварительной обработки поверхностных слоев свариваемых деталей трением с перемешиванием. Способ сварки трением с перемешиванием (СТП) был предложен в 1991 г. в Британском институте сварки [7]. Эта технология относится к способам твердофазного соединения и отличается от традиционных способов сварки трением. Основной принцип осуществления СТП состоит в следующем: инструмент состоит из штифта малого диаметра и бурта

(рис. 7, 8), которые при вращении вдавливаются в свариваемый металл, генерируя выделение тепла при работе трения между поверхностями инструмента и свариваемого металла и работы пластических деформаций. В результате этого металл локально нагревается до температуры достаточной для снижения его твердости и пластификации до вязко-пластического состояния, после чего инструмент перемещается вдоль линии разделения деталей, пластически перемешивая металл прилегающих поверхностных слоев стыкуемых деталей, чем и формирует неразъемное соединение. Таким образом, формируется сварное соединение при температурах намного меньших, чем при жидкофазной сварке плавлением, что существенно отражается не только на структуре сформированного сварного шва, его прочности, но также в минимизации остаточных напряжений в ЗТВ и температурных деформаций, что весьма привлекает авиационную и автомобильную промышленности. В настоящее время в этих отраслях реализуется множество примеров СТП металлов толщиной 1...10 мм.

Известно, что способ СТП по сравнению со сваркой плавлением располагает рядом преимуществ, состоящих, в частности, в возможности формирования соединения в твердой фазе, высокой производительностью и качеством сварки (отсутствие пористости, включений, раковин), широкой номенклатурой свариваемых однородных и разнородных металлов с различными физико-химическими свойствами, отсутствием вспомогательных сварочных материалов — электродов, флюсов, защитных газов и возможности выполнения операций в любых пространственных положениях.

Как было показано в работе [8] при сварке трением с перемешиванием исходная крупнозернистая структура основного металла преобразуется в зоне перемешивания в мелкозернистую. Кроме этого, в металле свариваемых поверхностных слоев разрушаются кристаллиты, сформированные в



Рис. 8. Общий вид инструмента, выполненного из стали P18 (а) и процесс обработки поверхностного слоя блока сплава МЛ10 способом СТП (б)

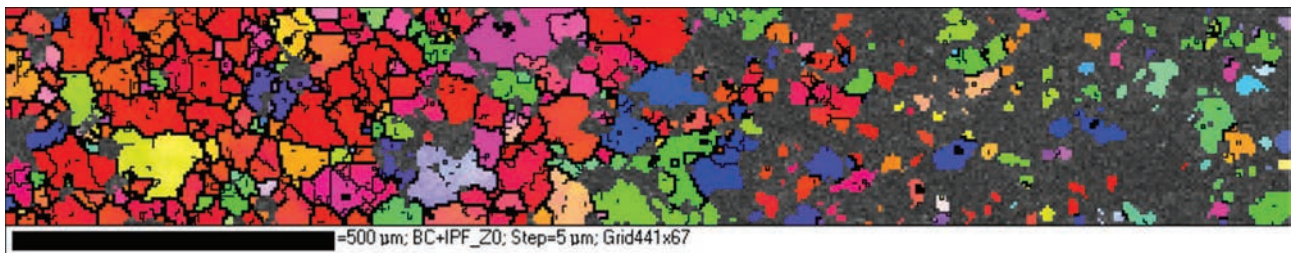


Рис. 9. Микроструктура сплава МЛ10 на границе сопряжения исходного металла и модифицированного слоя (после обработки трением с перемешиванием на глубину 6 мм), полученная методом дифракции отраженных электронов

процессе первичной кристаллизации (после литья сплава), и устраняется направленная от прокатки ориентация зерен, а также существенно уменьшается их размер (рис. 9).

Гибридная технология (СТП+ЭЛС) была опробована при сварке магниевого сплава МЛ10 толщиной $\delta_m = 20$ мм по схеме вертикальным электронным пучком в нижнем положении с выводной планкой из этого же сплава. Предварительно поверхностные слои свариваемых образцов обрабатывали методом СТП на вертикальном консольно-фрезерном станке модели 6Л12П на глубину до 6 мм при скорости вращения инструмента 800 об/мин и линейной скорости перемещения инструмента 31,5 мм/мин (см. рис. 8, б). После обработки трением с перемешиванием поверхности свариваемых кромок фрезеровались. ЭЛС образцов встык производили в специальном приспособлении из немагнитных материалов. Как показано на рис. 2, геометрия проплавления сформированных сварных соединений имеет по глубине практически параллельные стенки сплавления с основным материалом. Проведенные исследования по отработке гибридной технологии (СТП+ЭЛС) сварки магневых сплавов МЛ толщиной в диапазоне $\delta_m = 5...30$ мм показали стабильность формирования сварных соединений.

Таким образом, установлено, что при гибридной технологии (СТП+ЭЛС) вертикальным электронным пучком в нижнем положении и горизонтальным электронным пучком по схемам снизу-вверх и сверху-вниз наблюдалось удовлетворительное формирование сварных соединений

и исключение дефектов в магневых сплавах МЛ при сквозном проплавлении на толщинах образцов до $\delta_m \leq 10$ мм даже без применения выводных планок. При переходе на сварку образцов магневых сплавов МЛ толщиной более $\delta_m > 10$ мм появляется необходимость применения выводных планок из-за образования в корневой части шва подрезов и занижений, которые имеют место на всех рассмотренных схемах при сквозном проплавлении.

Металлографические исследования сварных соединений магниевого сплава МЛ10 подразделялись следующим образом. На одном образце (№ 1) расположено сварное соединение, полученное по гибридной технологии, совмещающей сварку трением с перемешиванием и электронно-лучевую сварку (СТП+ЭЛС). Такая последовательность воздействия на металл предполагает предварительное изменение исходной структуры предназначенных для сварки поверхностных слоев металла сплава с их последующей электронно-лучевой сваркой. На другом же образце (№ 2) выполнено сварное соединение, полученное обычным способом ЭЛС без применения способа СТП. Структуру выявляли путем химического травления в 10 %-м водном растворе лимонной кислоты.

Микроструктура швов исследованных образцов представляет собой смесь δ -фазы (раствор на основе Mg) и интерметаллидов (см. рис. 4, 5). Структура шва литая, мелкодисперсная, твердость металла шва обр. № 1 $HV05 = 779...906$ МПа, обр. № 2 $HV05 = 826...934$ МПа. В микроструктуре металла шва исследованных образцов обнаружены

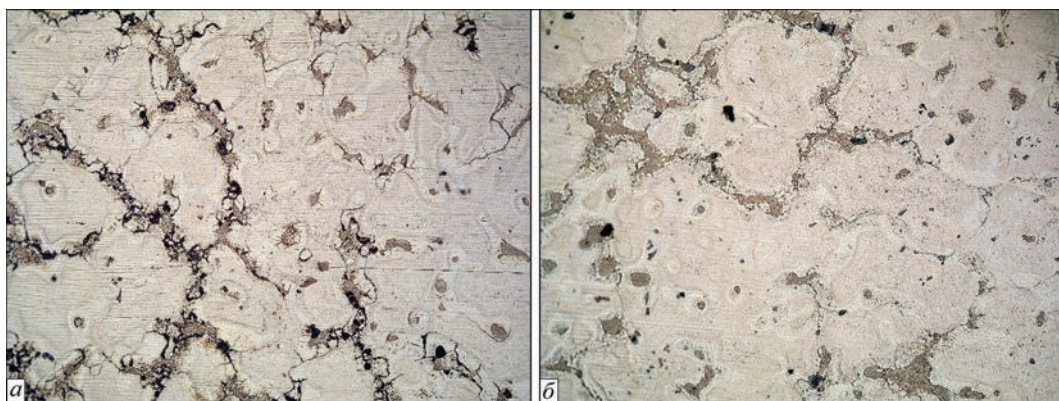


Рис. 10. Микроструктура ($\times 200$) участков ЗТВ образцов № 1 (а) и № 2 (б)

(см. рис. 4) частицы различной формы. Выделения такого же типа присутствуют и в ЗТВ (рис. 10) и в основном металле исследованных образцов (см. рис. 4, 5). Структуры металла швов обр. № 1 и обр. № 2 отличаются несколько более крупными размерами структурных составляющих в шве образца № 2 по сравнению с обр. № 1. Структура металла ЗТВ в образце № 1 и образце № 2 представляет собой крупные зерна твердого раствора легирующих элементов в Mg, по границам зерен располагается сжимающая их более твердая эвтектическая смесь твердого раствора (δ -раствора) и интерметаллического соединения. Следует отметить, что эвтектическая смесь по границам зерен продолжает структуру шва (см. рис. 4). Количество эвтектики по мере удаления от линии сплавления уменьшается и на расстоянии 500 мкм (обр. № 1) и 700 мкм (обр. № 2) эвтектическая смесь располагается по границам зерен δ -твердого раствора только небольшими фрагментами. Протяженность ЗТВ в образце № 1 достигала 1200 мкм, а в образце № 2 — 1500 мкм.

Микроструктура основного металла (см. рис. 5) состоит из зерен δ -твердого раствора (твердость HV01 — 612...665 МПа), по границам выделяется эвтектика (HV01 — 946 МПа), в центрах эвтектических выделений выпадает светлая фаза с твердостью HV01 — 1400, 1330 МПа, твердость зерен δ -твердого раствора вблизи эвтектики достигает HV01 — 707 МПа.

Механические свойства соединений, выполненных ЭЛС. Контроль качества сварных соединений магниевого сплава МЛ10 выполнен посредством проведения механических испытаний. В результате испытаний на разрыв кроме величины σ_B определялись и другие параметры прочности сварного соединения: $\sigma_{0,2}$, δ и ψ (см. таблицу). Образцы сварных соединений магниевого сплава МЛ10 испытывались в исходном состоянии поставки, после электроннолучевой сварки, а также после гибридной технологии (СТП+ЭЛС). Испытания сварных соединений на разрыв производились на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части $d_0 = 3$ мм.

Как следует из рис. 11, разрушение образцов из магниевого сплава МЛ10 после ЭЛС происходит

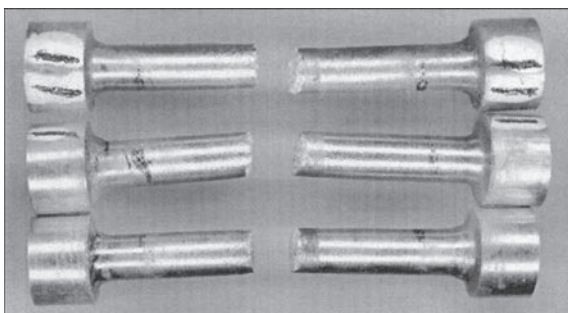


Рис. 11. Образцы магниевого сплава МЛ10, сваренные ЭЛС, после механических испытаний на разрыв

преимущественно по линии сплавления и ЗТВ. Разрушение образцов из магниевого сплава МЛ10, прошедших обработку по гибридной технологии (СТП+ЭЛС), происходит вдали от шва и вне зоны термического влияния (рис. 12). Пластичность сварных соединений (δ , ψ) увеличивается незначительно по сравнению с пластичностью основного металла, а вязкость α_n увеличивается на 30 % и более. Прочность сварных соединений, полученных по гибридной технологии (СТП + ЭЛС), увеличивается по сравнению с прочностью сварных соединений, полученных при обычной ЭЛС без применения трения с перемешиванием, и достигает величины $\sigma_{B CB} / \sigma_{B OM} = 94$ %.

Следует заметить, что на границе сопряжения зоны рекристаллизации металла шва после ЭЛС через жидкую фазу и основного металла магниевого сплава МЛ10 наблюдается образование микротрещин (см. рис. 6). Рассмотрим более детально это явление и проведем приблизительную оценку причины его образования. Известно, что модуль объемного сжатия магниевого сплава МЛ10 равняется 41,2 ГПа, коэффициент температурного расширения при комнатной (20 °С) температуре $\alpha = 0,0000225$ K⁻¹, а при температуре 650 °С жидкой фазы $\alpha = 0,000102$ K⁻¹ [3, 4], то есть их соотношение достигает 4,53 раза. Таким образом, мы можем оценить величину температурных напряжений (ТН), которые возникают в металле шва, полученного ЭЛС, за счет термоупругого несоответствия с характеристиками основного металла при остывании после сварки от температуры жидкой фазы сплава МЛ10 (650 °С) до комнатной температуры: $\sigma_{ТН} \approx K\Delta\alpha\Delta T \approx 41200 \cdot 0,00008 \cdot 600 = 1997$ МПа. В связи с тем, что сформированные термические напряжения достигают уровня $\sigma_{ТН} \approx 2$ ГПа, а предел прочности этого сплава при растяжении (комнатная температура) равен только $\sigma_B = 226$ МПа, становится очевидным, что образование микротрещин по границе сопряжения этих зон обусловлено действием

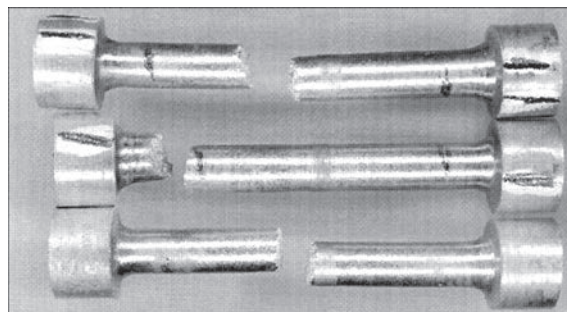


Рис. 12. Общий вид образцов магниевого сплава МЛ10 с модифицированной (СТП) структурой слоев сплава, прилегающих к сварному стыку, а затем сваренных ЭЛС ($U_{иск} = 60$ кВ; $I_n = 50$ мА; $v_{ЭЛС} = 20$ мм/с; $\Delta I_\phi = 5$ мА; $I_{раб} = 200$ мм) после механических испытаний на одноосное растяжение

Механические свойства сварных соединений магниевого сплава МЛ10

Тип образца	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Основной металл	230,6	140,0	5,9	11,1
После ЭЛС	197,9	134,3	6,5	12,0
После ЭЛС деталей с модифицированными СТП поверхностными слоями	216,8	153,9	6,6	12,5

закритических растягивающих напряжений. Очевидно, и снижение прочности сварного соединения сплава МЛ10, полученного ЭЛС, обусловлено возникновением микротрещин по границе сопряжения тела шва с основным металлом (см. рис. 6). Таким образом, можно сделать вывод, что предложенная гибридная технология (СТП + ЭЛС) по сравнению с обычной ЭЛС позволяет существенно изменить ситуацию, увеличив прочностные характеристики сварного соединения магниевого сплава, причем при сохранении его пластичности (см. табл.). В связи с этим, предложено перед ЭЛС производить процедуру предварительного изменения структуры основного металла, то есть ее модификацию, которая заключается в целенаправленном измельчении зерен металла поверхностных слоев свариваемых деталей.

Как мы уже отмечали выше, сущность процесса модификации структуры во время ТП (СТП) состоит в измельчении зерна в обрабатываемом слое на глубину 6...8 мм по сравнению с основным металлом [6] (см. рис. 6, 9). Это измельчение, согласно закону Петча–Холла, может привести к повышению прочности металла в этой зоне. К тому же, на основании анализа изображения на рис. 9 можно сделать вывод о состоянии кристаллитов в деформированных зонах СТП и ЭЛС.

Так, с помощью метода дифракции отраженных электронов на растровом электронном микроскопе ZEISS EVO, оснащенный энерго-дисперсионным анализатором INCA PENTA Fetx3, в зоне ТП наблюдается разрушение и разориентация кристаллитов исходного металла, что приводит к формированию мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), а это в 16...63 раза меньше размеров зерен (75,8 мкм) в исходном металле. При этом следует отметить, что исходная ориентация кристаллитов (в основном металле) в модифицированном слое полностью разориентирована (рис. 9).

Изменение параметров структуры модифицированных образцов сплава МЛ10 зависит от параметров движения инструмента (скорости вращения инструмента и скорости сварки). Изображение границ зерен сопряженных модифицированного слоя и основного металла магниевого сплава МЛ10, полученное с помощью растрового элек-

тронного микроскопа и представленное на рис. 9, свидетельствуют о высокой степени влияния процесса модификации на изменение структурного состояния сплава в виде значительного измельчения зерен основного металла.

Именно эта особенность изменения структуры магниевого сплава МЛ10, полученная в результате предварительной модификации поверхностного слоя (на глубину 6 мм) трением с перемешиванием, была использована для дальнейшего соединения деталей изделия ЭЛС в вакууме с целью повышения прочности сварного шва. На рис. 13 представлена структура образца магниевого сплава МЛ10, полученного в результате соединения его частей способом электронно-лучевой сварки после предварительной обработки поверхностных слоев трением с перемешиванием. При этом отметим, что после ЭЛС между зоной рекристаллизации и основным металлом образовывается промежуточная структурированная мелкозернистая область, в которой уже не наблюдается горячих трещин (см. рис. 6). Фрактрографическое исследование состояния структуры сварного соединения с модифицированным слоем (после обработки трением с перемешиванием на глубину 6 мм) показало, что благодаря предваряющей обработке поверхностных слоев торцов деталей трением с перемешиванием следующая ЭЛС проходит уже не по сплаву в исходном состоянии с размером зерна 75,8 мкм (рис. 13), а по металлу со сформированной ТП мелкозернистой

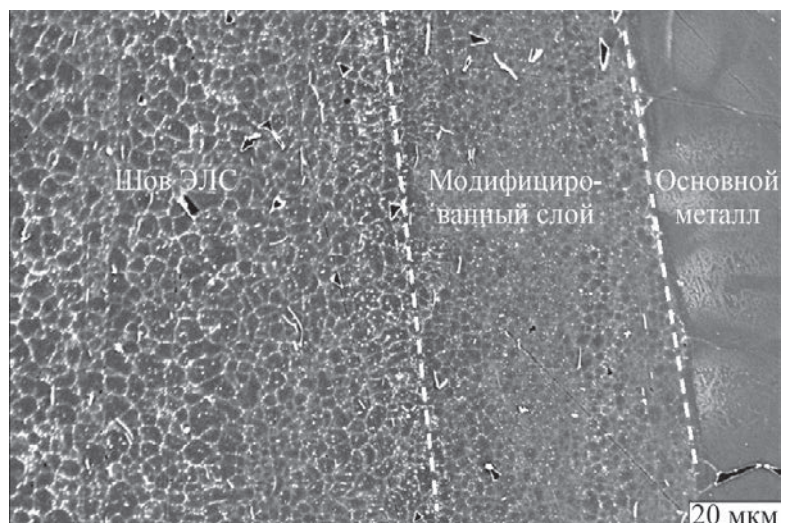


Рис. 13. Общий вид структуры соединения деталей сплава МЛ10 с предварительно модифицированными поверхностными слоями ($v = 31,5$ мм/мин; $\omega = 800$ мин⁻¹) и последующей ЭЛС (пунктирными линиями условно определенные границы между ЭЛС, ТП и основным металлом)

структурой с размером зерна 1...4 мкм. Причем, в зоне рекристаллизации металла шва через жидкую фазу размер зерен сплава увеличивается только до размеров 9,3...9,8 мкм, что в 1,5 раза больше размеров зерен в зоне обработки ТП, но в 7...8 меньше, чем в основном металле ($d_{cp} = 75,8$ мкм). Но главное заключается в том, что между зоной рекристаллизации и основным металлом образовывается промежуточная мелкозернистая область (размер зерна 6,4 мкм), в которой уже не наблюдаются микротрещины (см. рис. 13). На этом рисунке представлено состояние структуры сплава МЛ10 в модифицированном слое, а также условные границы соединения слоев после обработки трением с перемешиванием. Как показали испытания, температура в зоне обработки не превышает $(0,5...0,7)T_{пл}$, а $T_{пл}$ магниевых сплавов находится в диапазоне от 650 до 680 °С, то есть температура в зоне взаимодействия инструмента с металлом в процессе модифицирования его структуры возможна в пределах 270...320 °С [8]. Температуру в зоне ТП измеряли цифровым безконтактным инфракрасным термометром DT-8833. Как показали механические испытания сварных соединений магниевых сплавов МЛ10 на разрыв после ЭЛС с предварительной обработкой трением с перемешиванием (см. таблицу), разрушение происходит преимущественно вне зоны термического влияния (см. рис. 12).

Выводы

1. Установлены оптимальные режимы электронно-лучевой сварки магниевых сплавов МЛ толщиной $\delta_m = 5...30$ мм, обеспечивающие заданную геометрию проплавления в различных пространственных положениях.
2. Впервые показано образование при ЭЛС микротрещин на границе сопряжения зоны рекристаллизации через жидкую фазу металла шва и основного металла магниевых сплавов МЛ10, а также их отсутствие при сварке через промежуточную зону с модифицированной мелкозернистой структурой.
3. Разработаны инструменты для предварительной обработки поверхностных слоев торцов плит литейного магниевых сплавов МЛ10 способом СТП с целью модификации их структуры, направленной на формирование мелкозернистой структуры сплава (размер зерна 1,2...4,5 мкм), что

в 16...63 раза меньше размеров исходных зерен (75,8 мкм).

4. Проведены металлографические исследования сварных соединений магниевых сплавов МЛ, которые подтвердили образование более мелких структурных составляющих в случае применения способа СТП.

5. Впервые определено, что при электронно-лучевой сварке по модифицированным слоям образцов сплава МЛ10 между зоной рекристаллизации через жидкую фазу металла шва, полученного ЭЛС, с размером зерен сплава в 7...8 раз меньших основного металла (75,8 мкм), то есть размера 9,3...9,8 мкм, находится зона модифицированной СТП мелкозернистой структуры с размерами зерен в 11,8 раза меньше исходных, то есть — 6,4 мкм. Также впервые определено, что средний размер зерна в модифицированном способом СТП слое (размер зерна 1,2...4,5 мкм) за время его нагрева и охлаждения от зоны рекристаллизации металла в зоне ЭЛС, увеличивается до 6,4 мкм.

6. Разработана гибридная технология (СТП+ЭЛС) сварки магниевых сплавов МА и МЛ толщиной до $\delta_m = 30$ мм, которая позволила исключить образование трещин и повысить прочностные характеристики сварных соединений.

1. Сплавы магниевые деформируемые. Марки: ГОСТ 14957–76.
2. Сплавы магниевые литейные. Марки: ГОСТ 2856–79.
3. Крымов В. В. Литейные магниевые сплавы и их применение в технике / В. В. Крымов. – Магниевые сплавы: сборник. – М., 1960.
4. Портной К. И. Магниевые сплавы: Справочник / К. И. Портной, А. А. Лебедев. – М., 1952.
5. Назаренко О. К. Конструирование и электронно-лучевая сварка вакуумных камер / О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков, Ю. В. Непорожний // Автоматическая сварка. – 2001. – № 6 (579). – С. 50–52.
6. Патон Б. Е. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия / Б. Е. Патон, О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков и др. // Автоматическая сварка. – 2004. – № 5. – С. 3–7.
7. Friction stir butt welding: International Patent Application № PCT/GB92/02203; GB Patent Application № 9125978.8; US Patent Application № 5,460,317 / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Temple-Smith, C. J. Dawes. – Publ., December 1991.
8. Звіт про НДР. Розробка інструментів із надтвердих матеріалів для зварювання тертям з перемішуванням, призначених для виробництва та відновлення ресурсу конструкцій авіаційної та космічної техніки з алюмінієвих та магнієвих сплавів: цільова програма «РЕСУРС» № Р8.6.1 / ІНМ НАН України. – К., 2014.

Поступила в редакцию 11.04.2016

ГИБРИДНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ДУГИ С ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ И СЖАТОЙ ДУГИ*

А. А. ГРИНЮК^{2,3}, В. Н. КОРЖИК^{1,2}, В. Е. ШЕВЧЕНКО^{1,2}, А. А. БАБИЧ², С. И. ПЕЛЕШЕНКО⁴

¹Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона

(Гуандунский Генеральный Институт промышленных технологий, Гуанчжоуский научно-исследовательский институт цветных металлов), Changxing Road, Tianhe, Guangzhou, 510650, China. E-mail: vnkorzhyk@gmail.com

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

³НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, Киев, ул. Дашавская 6/2.

E-mail: andrey_grinyuk@ukr.net

⁴Южно-Китайский технологический университет, КНР. 510641, Гуанжоу. E-mail: sviatoslav@qq.com

Проанализированы основные этапы создания оборудования и разработки технологии гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом алюминиевых сплавов. Показаны основные конструкторские решения при разработке горелок для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом — т.е. переход от стержневого анода плазменной части гибридной горелки к кольцевому. Использование кольцевого анода упрощает конструкцию гибридной горелки для плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом и улучшает контакт дуг. В статье представлены преимущества процесса гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с коаксиальной подачей проволоки по сравнению с традиционной сваркой плавящимся электродом в среде инертных газов. Библиогр. 23, рис. 15.

Ключевые слова: гибридная плазменно-дуговая сварка, плавящийся электрод, коаксиальная подача проволоки, алюминиевые сплавы, сжатая дуга

Интенсивное развитие скоростных транспортных средств наземного, воздушного и морского базирования обуславливают развитие эффективных и экономически обоснованных технологий получения сварных соединений алюминиевых сплавов. В последнее десятилетие интенсивно развиваются гибридные технологии дуговой сварки, совмещающие в одной сварочной ванне энергию сжатой дуги неплавящегося электрода и дугу с плавящимся электродом. Данную технологию называют гибридной плазменно-дуговой сваркой плавящимся электродом. Этот процесс за рубежом получил название Plasma-MIG.

Патенты на первый гибридный плазматрон с одновременным использованием в одной сварочной ванне сжатой дуги с неплавящимся электродом и дуги плавящегося электрода принадлежит фирме Philips Corporation [1]. Дуга с плавящимся электродом горит внутри сжатой дуги неплавящегося электрода. Схема гибридного плазматрона, разработанного фирмой Philips Corporation, представлена на рис. 1. Электродная проволока подавалась коаксиально к сжатой дуге. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности, в качестве катода выступал вольфрамовый элект-

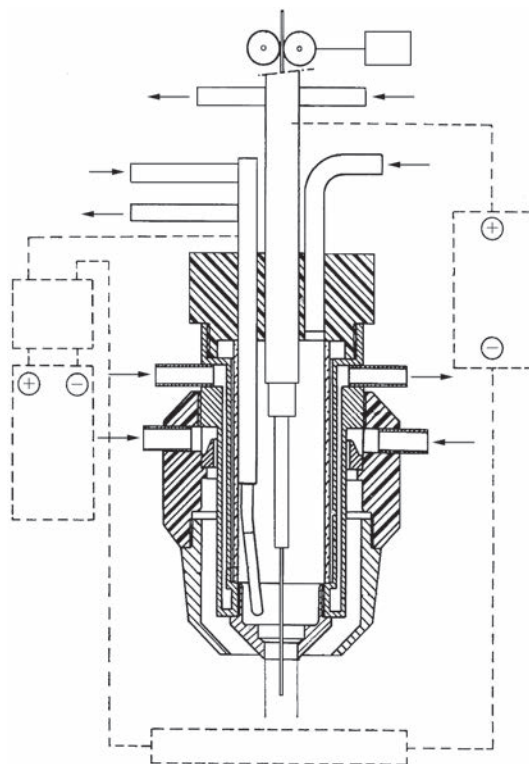


Рис. 1. Плазматрон для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом, разработанный фирмой Philips Corporation [2]

* Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках программы иностранных экспертов в КНР № WQ20124400119, проекта R&D инновационной группы провинции Гуандун (КНР) № 2011101CO104901263 и международного проекта Министерства науки и техники КНР № 2013DFR70160.

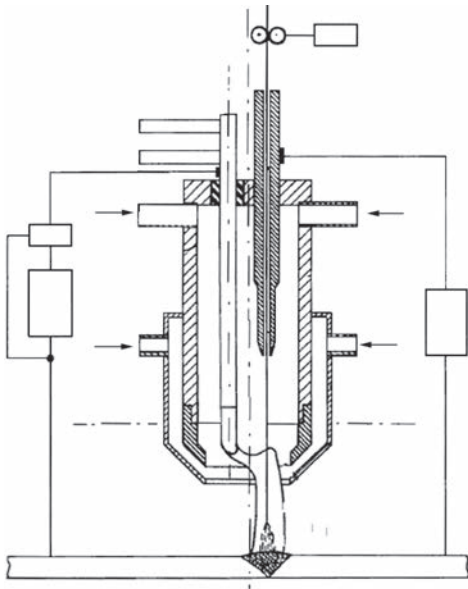


Рис. 2. Плазматрон для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с вольфрамовым катодом и электродной проволокой, которые смещены относительно оси плазматрона

род, который располагался сбоку от оси плазмообразующего сопла. В последующие годы усилия сотрудников корпорации Philips Corporation были направлены на усовершенствование конструкции гибридного плазматрона с боковым расположением вольфрамового катода [3].

Для обеспечения компактности размеров гибридного плазматрона его катод и электродную проволоку смещали в разные стороны от оси самого плазматрона (рис. 2) [4].

Рассматривалось использование сжатой дуги не только прямого, но и косвенного действия. Предлагались разные варианты получения сжатой дуги косвенного действия: между вольфрамовым катодом и сжимающим соплом; между двумя

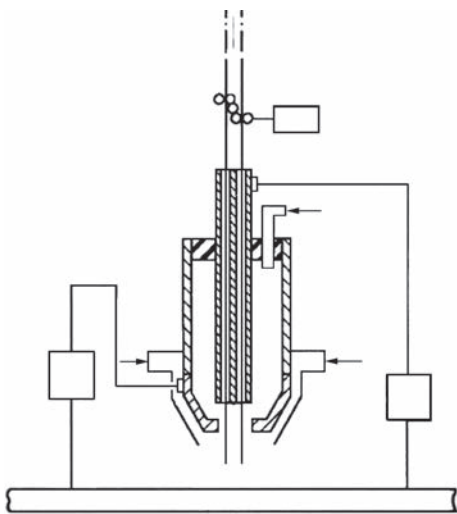


Рис. 3. Плазматрон для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с коаксиальной подачей расщепленного электрода сквозь полый медный катод, работающий в режиме обычной несжатой дуги

расположенными рядом вольфрамовыми электродами; между двумя вольфрамовыми электродами, расположенными на равном расстоянии от электродной проволоки [5].

Возможность использования косвенной дуги рассматривалась не только для сжатой дуги, но и для дуги с плавящимся электродом [6]. В дальнейшем использование как косвенной сжатой дуги неплавящегося электрода, так и косвенной дуги с плавящимся электродом не получило широкого распространения и упоминание о них остается только в патентных публикациях.

Прорабатывалось использование двух электродных проволок для процесса гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом [7]. Предлагалась конструкция с боковым размещением вольфрамового катода и подводом тока к двум электродным проволокам от двух разных источников питания постоянного тока, боковое расположение вольфрамового катода и коаксиальное расположение расщепленного плавящегося электрода с его питанием от одного источника постоянного тока, с расположением вольфрамового катода между проволоками расщепленного плавящегося электрода, а также использование расщепленного плавящегося электрода и медного полого катода, работающего в режиме генерации обычной дуги постоянного тока обратной полярности (рис. 3). Такие схемы расположения электродов также не получили дальнейшего развития.

Предлагались варианты совместного горения в общую ванну обычных дуг плавящегося и неплавящегося электродов с коаксиальным расположением проволоки и полым анодом [8, 9]. На рис. 4

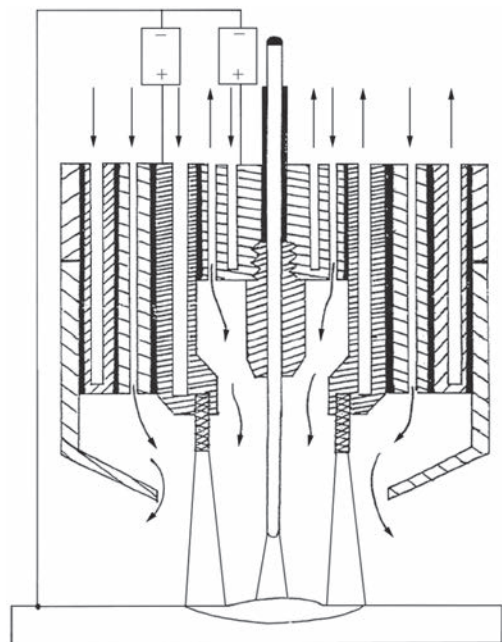


Рис. 4. Гибридная горелка для сварки плавящимся и неплавящимся электродами с коаксиальной подачей проволоки сквозь кольцевой катод



Рис. 5. Установка PZ 4302/10 для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом

представлена схема гибридной горелки для сварки плавящимся и неплавящимся электродом. Такая схема реализации гибридного процесса сварки алюминиевых сплавов плавящимся электродом не получила широкого распространения.

Для реализации процесса гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом фирмой Philips Corporation была разработана и серийно выпускалась установка PZ 4302/10 (рис. 5). Установка состоит из источника питания для плазменно-дуговой сварки постоянным током прямой и обратной полярности, источника питания постоянного тока для сварки плавящимся электродом (оба источника питания размещены в одном корпусе), механизма подачи электродной проволоки и системы управления. Данная установка обеспечивала максимальный ток 400 А для плаз-

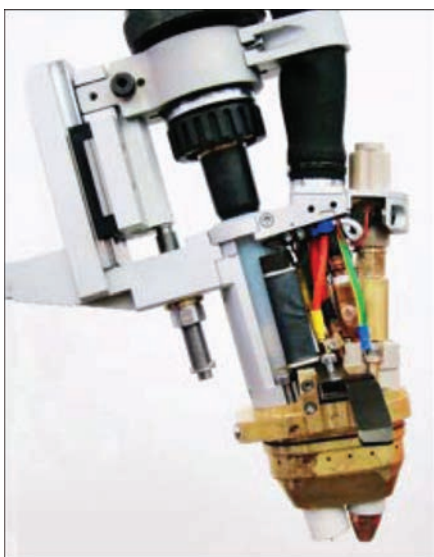


Рис. 6. Гибридная горелка фирмы Plasma Laser Technologies Ltd для плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом алюминиевых сплавов

менно-дуговой сварки постоянным током и 630 А для сварки плавящимся электродом. Информация о гибридном плазматроне, которым комплектовалась данная установка, отсутствует.

Рассматривался также вопрос совместного горения в одну сварочную ванну сжатой дуги с неплавящимся электродом и дуги плавящегося электрода, расположенных последовательно одна за другой [10, 11]. Основным разработчиком оборудования для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с последовательным расположением сжатой дуги с неплавящимся электродом и дуги плавящегося электрода является компания Plasma Laser Technologies Ltd (PLT). Процесс гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом разработки этой компании получил запатентованное название Super-MIG. Горелка плавящегося электрода и плазматрон располагаются в одном корпусе и имеют одно общее защитное сопло. Для сварки материалов, которые не имеют на своей поверхности оксидов, температура плавления которых выше температуры плавления основного металла, используют сжатую дугу с неплавящимся электродом постоянного тока прямой полярности и дугу с плавящимся электродом постоянного тока обратной полярности. Для предотвращения электромагнитного взаимодействия между дугами в состав гибридного плазматрона дополнительно введен так называемый электромагнитный щит. Для гибридной сварки алюминиевых сплавов разработана специальная горелка, которая обеспечивает плазменно-дуговую сварку разнополярным асимметричным током до 200 А и сварку плавящимся электродом на постоянном токе обратной полярности до 550 А (рис. 6). В состав комплекса оборудования для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом Super-MIG входит также плазменный модуль с системой управления комплексом оборудования. Система управления позволяет подключаться к контроллерам сварочных роботов.

Процесс Super-MIG позволяет упростить конструкцию гибридного плазматрона по сравнению со схемой с коаксиальной подачей электродной проволоки, но при этом дуга с плавящимся электродом дополнительно не обжимается сжатой дугой неплавящегося электрода, что вызывает более сильное разбрызгивание металла и меньшую проплавленную способность. Дальнейшее развитие гибридных горелок для плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом пошло по пути внедрения полого анода [12–15]. Анод выполнялся составным со вставкой из тугоплавкого материала.

По схеме использования кольцевого полого анода и коаксиальной подачи электродной про-



Рис. 7. Составной анод гибридной горелки фирмы Merkle для плазменной сварки плавящимся электродом с коаксиальной подачей проволоки

волокни построен и гибридный плазматрон фирмы Merkle [16]. В качестве источников питания для генерирования плазмы и дуги с плавящимся электродом использовались серийные источники питания фирмы Merkle (ФРГ) для сварки плавящимся электродом. Отличительной особенностью гибридной горелки для плазменной сварки плавящимся электродом фирмы Merkle является биметаллический составной анод (рис. 7). Нижняя часть анода выполнена из тугоплавкого материала и припаяна к медной водоохлаждаемой части.

В Техническом университете города Хемниц (Германия) было разработано устройство, обеспечивающее включение и совместную работу источников питания для плазменно-дуговой сварки неплавящимся электродом на постоянном токе при обратной полярности и источника питания для сварки плавящимся электродом на постоянном токе при обратной полярности [17]. Исследования такой же направленности проводятся и в SLV Muenchen (Германия). Аналогичные исследования проводятся в Пермском государственном университете (Россия) [18, 19]. В Украине вопросы плазменно-дуговой сварки плавящимся электро-

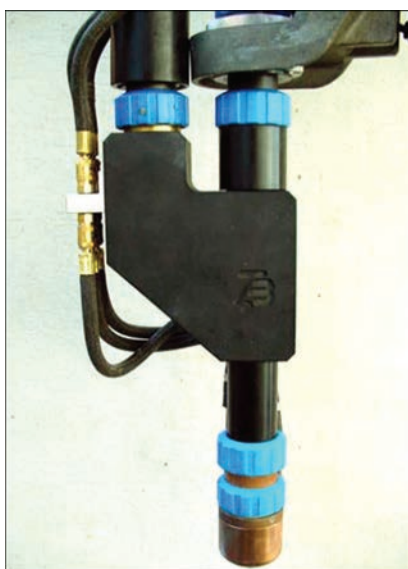


Рис. 8. Горелка PLM 500 фирмы ТВІ для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом

дом занимались в Приазовском техническом университете [20]. Особенности процесса плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом также изучались в Китае и Бразилии [21, 22].

Фирма ТВІ (Германия) выпускает по индивидуальным заказам горелки PLM 500 и PLM 600 с кольцевым анодом для плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом, которые выдерживают суммарную токовую нагрузку до 500 и 600 А постоянного тока при обратной полярности соответственно (рис. 8). Особенностью конструкции горелки для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом фирмы ТВІ является цельный медный анод. Плазмообразующее сопло и защитное газовое сопло в данной конструкции выполнены как одна неразборная деталь, что усложняет конструкцию и увеличивает стоимость.

Установка Hybrid 8000 MR (АМТ Maschinen- und Gerätetechnik GmbH, ФРГ) обеспечивает одновременное генерирование постоянного тока на обратной полярности для сжатой дуги неплавящегося электрода и для дуги плавящегося электрода (рис. 9). Регулировка сварочного тока для каждой из дуг выполняется индивидуально в диапазоне от 15 до 400 А. Также данную установку можно использовать как обычный источник питания для сварки плавящимся электродом. Сжатая дуга неплавящегося электрода при использовании данной установки возбуждается без помощи дежурной дуги. Использование данной установки для плазменно-дуговой сварки постоянным током неплавящимся электродом несколько затруднено, так как не предусмотрено наличие дежурной дуги и осциллятора для ее поджига.

Установка DigiPlus A7PM (IMC Soldagem, Бразилия) обеспечивает аналогичный набор сварочных функций, как и установка фирмы АМТ. При этом данную установку также невозможно использовать

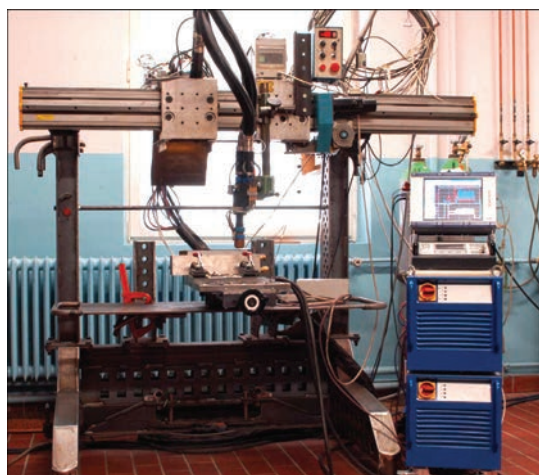


Рис. 9. Установка Hybrid 8000 MR для гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с аксиальной подачей электродной проволоки фирмы АМТ Maschinen- und Gerätetechnik GmbH (ФРГ)



Рис. 10. Универсальный комплекс оборудования PLAZER PW-HYBRID TC для плазменно-дуговой сварки неплавящимся электродом, комбинированной и гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом в разных пространственных положениях

для обычной плазменно-дуговой сварки неплавящимся электродом по причинам отсутствия блока поджига и генерирования дежурной дуги.

В рамках сотрудничества ИЭС им. Е. О. Патона по проектам Китайско-украинского Института сварки (КНП) разработан ряд универсальных комплексов оборудования для плазменно-дуговой, комбинированной и гибридной сварки производства ООО «Научно-производственный центр «ПЛАЗЕР», Украина. Главной концепцией разработки данных комплексов является доработка и адаптация серийно-выпускаемых источников питания для сварки неплавящимся и плавящимся электродами. Данные комплексы оборудования позволяют реализовать широкий спектр плазменных и дуговых процессов: выполнять плазменно-дуговую сварку с присадочной проволокой постоянным током при прямой полярности и разнополярным асимметричным током, гибридную плазменно-дуговую сварку плавящимся электродом с кольцевым анодом плазмотрона и аксиальной подачей электродной проволоки, комбинированную сварку сжатой дугой и плавящимся электродом, сварку в режиме «мягкая плазма» (Soft Plasma Arc Welding), автоматическую сварку плавящимся и неплавящимся электродами [23]. Для реализации такого набора технологических возможностей данное оборудование выполнено в блочно-модульном исполнении.

Кроме того, в функциях данного оборудования заложена возможность работы в комплексе как со сварочными манипуляторами разного типа (установка для сварки продольных швов, колонны, вращатели и т.п.), так и со сварочными роботами. Для этого в системе управления имеется интерфейс для подключения к роботу с протоколами связи, применяемыми для сварочных роботов основных производителей.

Комплекс оборудования PLAZER PW-HYBRID TC (рис. 10) позволяет выполнять швы в нижнем



Рис. 11. Универсальный сборочно-сварочный стол разработки фирмы ООО «НПЦ «ПЛАЗЕР» для сварки швов в нижнем положении, вертикальных и горизонтальных швов на вертикальной и наклонной плоскостях

положении, вертикальные и горизонтальные швы на вертикальной и наклонной плоскостях. Наличие в его составе поворотного сварочного вращателя позволяет выполнять сварку кольцевых швов.

Для укомплектования исследовательского сварочного участка фирмой ООО «НПЦ «ПЛАЗЕР» по техническому заданию ИЭС им. Е. О. Патона был разработан универсальный сборочно-сварочный стол. Особенностью конструкции данного стола является то, что перемещается сама деталь, а не сварочные горелки. При этом исключается фактор колебания горелки, что позволяет более точно оценивать влияние электрических параметров на горение дуги. С помощью специальных механизмов обеспечивается возможность перевода стола в пространственные положения для выполнения вертикальных и горизонтальных швов на вертикальной и наклонной плоскостях (рис. 11).

Основой универсальных комплексов оборудования для плазменно-дуговой сварки неплавящимся и плавящимся электродами, разрабатываемых в ИЭС им. Е. О. Патона, является система управления комплексом оборудования на основе программируемого PLC контроллера и соответствующее программное обеспечение. Данное решение позволяет создавать сварочные комплексы на основе серийно выпускаемых источников питания для дуговой сварки плавящимся и неплавящимся электродами. Применение широкой гаммы контроллеров, как с цифровыми, так и с аналоговыми входами-выходами позволяет использовать сварочное оборудование разных производителей, оборудованных разъемами для обмена информацией по цифровым протоколам или имеющих только аналоговые входы-выходы.

Все комплексы универсального оборудования укомплектованы плазмотронами для сварки неплавящимся и плавящимся электродами разработки ИЭС им. Е. О. Патона (рис. 12).

Применение гибридной плазменной сварки плавящимся электродом для сварки алюминиево-

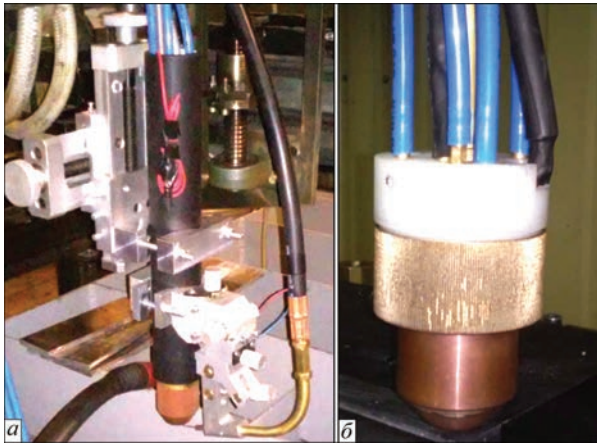


Рис. 12. Плазмотроны разработки ИЭС им. Е. О. Патона для плазменно-дуговой сварки неплавящимся (а) и гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся (б) электродами

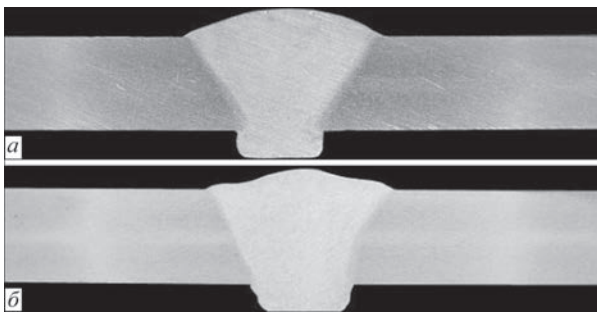


Рис. 13. Поперечные шлифы сварных соединений алюминиевого сплава 5083 толщиной 8 мм, полученные сваркой плавящимся электродом (а) на скорости 5 мм/с и гибридной плазменно-дуговой сваркой (б) плавящимся электродом

го сплава 5083 по сравнению с обычной сваркой плавящимся электродом позволило уменьшить расход сварочных материалов для формирования швов, уменьшить разбрызгивание электродного металла, увеличить скорость сварки, уменьшить ширину шва (рис. 13) и зоны разупрочнения основного металла (рис. 14).

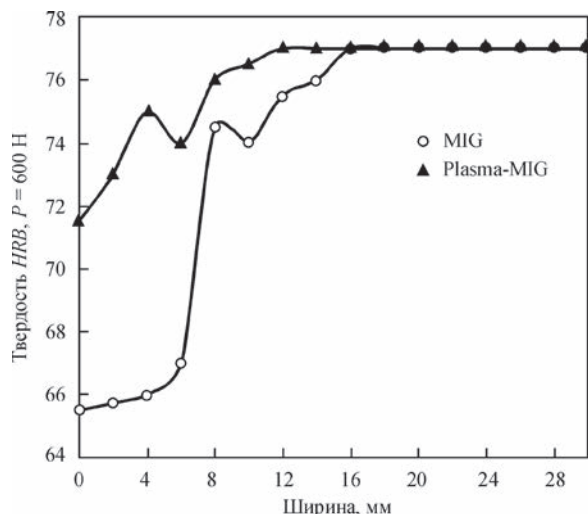


Рис. 14. Распределение твердости в поперечном сечении сварных соединений алюминиевого сплава 5083 толщиной 8 мм, полученных сваркой плавящимся электродом (MIG) на скорости 5 мм/с и гибридной плазменно-дуговой сваркой (Plasma-MIG) плавящимся электродом на скорости 6,7 мм/с

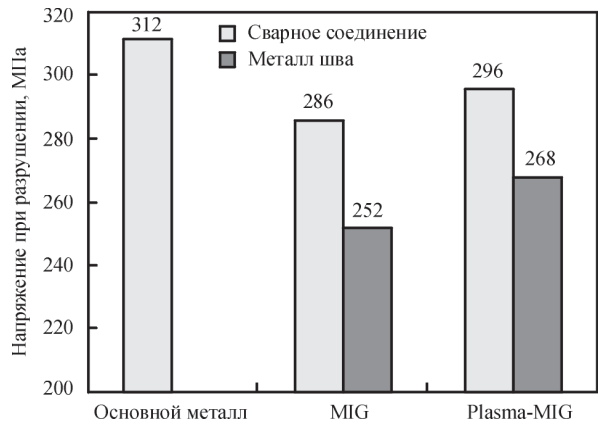


Рис. 15. Прочность плоских образцов основного металла и сварных соединений алюминиевого сплава 5083 толщиной 8 мм, полученных сваркой плавящимся электродом (MIG) на скорости 5 мм/с и гибридной плазменно-дуговой сваркой (Plasma-MIG) плавящимся электродом на скорости 6,7 мм/с

Более концентрированный нагрев и увеличение скорости сварки при гибридной плазменной сварке плавящимся электродом по сравнению со сваркой плавящимся электродом привело к увеличению коэффициента прочности как сварного соединения (с 0,90 до 0,95), так и коэффициента прочности металла шва (с 0,80 до 0,85) (рис. 15).

Выводы

Наиболее перспективным направлением развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов является комбинированное и гибридное использование двух и более источников нагрева при формировании сварного соединения. Это позволяет увеличить скорость сварки, уменьшить разбрызгивание электродного металла, снизить уровень деформаций сварных конструкций. Одним из перспективных направлений является гибридная плазменно-дуговая сварка плавящимся электродом с кольцевым катодом и аксиальной подачей электродной проволоки.

Существует два основных направления создания оборудования для гибридной плазменной сварки плавящимся электродом: создание специализированных установок или создание комплекса оборудования на базе серийно выпускаемых источников питания для сварки неплавящимся и плавящимся электродами. В первую очередь для исследовательских лабораторий перспективно направление создания комплекса оборудования, а не использование специализированных установок. Такой подход позволит более широко использовать заложенные разработчиками возможности источников питания и гибко сочетать разные источники нагрева.

Для заводских условий возможно создание комплекса оборудования исходя из прогнозируемой номенклатуры изделий, т.е. при возможной быстрой смене номенклатуры выпу-

скаемых изделия предоставлять источники питания и программное обеспечение для системы управления с более широкими технологическими возможностями.

Применение гибридной плазменной сварки плавящимся электродом по сравнению с обычной сваркой плавящимся электродом позволяет увеличить производительность процесса, уменьшить расход электродной проволоки, уменьшить ширину зоны разупрочнения основного металла, снизить разбрызгивание и улучшить прочностные характеристики сварных швов.

1. Pat. 3,612,807 US, B23k9/00. Method of and device for plasma arc welding/ Adrianus Christinus Henricus Jozef Liefkens, Wilhelmus Gerardus Essers // U.S. Philips Corporation, 1971.
2. Pat. 3,891,824 US, B23k9/00. Method of Plasma-MIG-Welding / Wilhelmus Gerardus Essers, Gerardus Jelmorini // U.S. Philips Corporation, 1975.
3. Pat. 4,039,800 US, B23k9/00. Method of and device for arc welding / Wilhelmus Gerardus Essers // U.S. Philips Corporation, 1977.
4. Pat. 4,233,489 US, B23k9/00. Method of and device for Plasma MIG-Welding / Wilhelmus Gerardus Essers // U.S. Philips Corporation, 1980.
5. Pat. 4,174,477 US, B23k9/00. Method of and device for arc welding/ Wilhelmus Gerardus Essers, Gerardus Jelmorini, Gerrit Willem Tichelaar // U.S. Philips Corporation, 1979.
6. Pat. 4,039,800 US, B23k9/00. Method of and device for arc welding / Wilhelmus Gerardus Essers // U.S. Philips Corporation, 1977.
7. Pat. 4,147,919 US, B23k9/00. Method and device for Plasma-MIG-Welding / Gerardus Jelmorini // U.S. Philips Corporation, 1979.
8. Pat. 4,048,465 US, B23k9/00. Method and torch for sustaining multiple coaxial arcs / August Frederic Manz // Union Carbide Corporation, 1977.
9. Pat. 2004/0188406A1 US, B23k9/173. Welding torch / Wilhelmus Antonius Johannes Brabader // Troutman Sanders LLP, 2004.
10. Pat. 6,693,252 US, B23k10/00. Plasma MIG welding with plasma torch and with MIG torch / Lin Zhang, Timm Matus // Illinois Tool Works Inc, 2004.
11. Pat. 2005/0199593A1 US, B23k9/12. MIG-Plasma Welding / Georgiy Ignatchenko, Igor Dykhno // Plasma Laser Technologies Ltd, 2005.
12. Hybrid Welding: An alternative to SAW // Welding Journal. – 2007. – № 10. – P. 42–45.
13. Pat. 0168810A1 EP, B23k28/00. Schweißbrenner zum Plasma-MIG-Schweißen/ Peter Bleichert // Suddeutsche Kuehlerfabrik Julius Behr GmbH & Co, 1985.
14. Пат. 1557833A1 СССР, МКИЗ В23К9/16. Плазмотрон для сварки плавящимся электродом / В. И. Каика, А. С. Кутыр, В. М. Мерхин, О. А. Остиловский // Черкасское научно-производственное объединение по защите металлов от коррозии, сварочному и раскройно-заготовительному производству. – 1992. – Бюл. № 40.
15. Пат. 1816250A3 СССР, МКИЗ В23К10/00. Способ плазменной сварки плавящимся электродом и плазмотрон / В. И. Каика, В. Л. Ронский, Л. Г. Кузьменков, Н. И. Шинкаренко, А. А. Ефименко // Черкасское НПО «Прогресс», 1993. – Бюл. № 18.
16. Pat. 10327911A1 2005.01.20 DE, B23k10/02. Plasma-MIG/MAG-Schweißbrenner/ Wilhelm Merkle // Merkle GmbH, 2005.
17. Matthes K.-J. Plasma-MIG-Schweißen / K.-J. Matthes, M. Kusch // Praktiker. – 2000. – № 5. – S. 182–188.
18. Щицын Ю. Д. Плазменная сварка плавящимся электродом алюминиевых сплавов / Ю. Д. Щицын, Ю. М. Тыткин // Сварочное производство. – 1986. – № 5. – С. 1–2.
19. Плазменная сварка алюминиевых сплавов / Ю. Д. Щицын, В. Ю. Щицын, Х. Херольд, [и др.] // Сварочное производство. – 2003. – № 5. – С. 36–42.
20. Макаренко Н. А. Термические циклы при Плазма-МИГ наплавке / Н. А. Макаренко, В. А. Неведомский // Автоматическая сварка. – 2003. – № 1. – С. 45–47.
21. Bai Yan. Droplet transition for plasma-MIG welding on aluminium alloys / Bai Yan, Gao Hong-Ming, Qiu Ling // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2010. – Vol. 20 – P. 2234–2239.
22. Tiago Vieira da Cunha. Processo Plasma-MIG – Contribuição do Arco Plasma na Capacidade de Fusão do Arame / Tiago Vieira da Cunha, Jair Carlos Dutra // Soldagem Insp. São Paulo. – 2007. – Vol. 12, № 2. – P. 89–96.
23. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов / А. А. Гринюк, В. Н. Коржик, В. Е. Шевченко [и др.] // Автоматическая сварка – 2015. – № 11. – С. 39–50.

Поступила в редакцию 18.04.2016

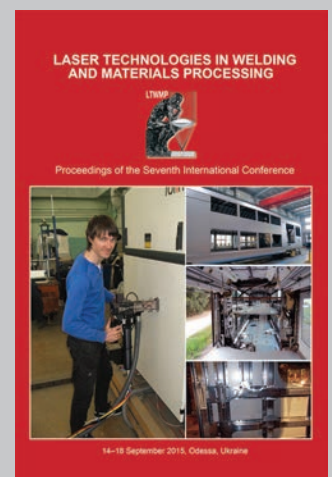
НОВАЯ КНИГА

ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ. – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2016. – 98 с. (электронное издание <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2015book.pdf>).

Сборник содержит доклады, представленные на Седьмой международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 14–18 сентября 2015 г., Одесса, Украина, в которых отражены последние достижения в области лазерной сварки, резки, наплавки и других современных технологий лазерной обработки материалов. Рассматриваются перспективы применения лазерных технологий. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из нескольких стран мира.

Архив предыдущих шести конференций «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» на сайте:

<http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp>



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ ПРИ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, С. Л. ЖДАНОВ,
В. Д. ШЕЛЯГИН, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлены результаты экспериментальных исследований особенностей формирования структуры и фазового состава сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ в условиях различных скоростей ($v_{\text{св}} = 72; 90; 110$ м/ч) гибридной лазерно-дуговой сварки. На основе информации, полученной на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного), выполнены аналитические оценки влияния структурных параметров на механические свойства σ_{T} и вязкость разрушения K_{Ic} сварных соединений в зависимости от режимов лазерно-дуговой сварки. Для оценки комплекса эксплуатационных характеристик сварных соединений были проведены исследования влияния структурных факторов на характер трещинообразования в условиях различных испытаний при внешнем нагружении изгибом на динамическую прочность, а также при циклическом нагружении. Показана роль структурных факторов в изменении уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{\text{л/вн}}$ — источников зарождения и распространения трещин в металле сварных соединений. Установлены оптимальные технологические режимы гибридной лазерно-дуговой сварки, обеспечивающие, с точки зрения структуры и фазового состава, высокие показатели механических свойств и трещиностойкость металла в эксплуатационных условиях внешнего нагружения. Библиогр. 17, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, гибридная лазерно-дуговая сварка, сварные соединения, структура, фазовый состав, механические свойства, вязкость разрушения, внешнее нагружение, трещиностойкость

В настоящее время для ответственных машин и механизмов, работающих в сложных условиях, используются, как правило, высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа, что в сочетании с наиболее оптимальными технологическими параметрами сварки таких материалов должно обеспечивать необходимый комплекс эксплуатационных характеристик сварных соединений, прежде всего — их прочность, пластичность и трещиностойкость [1, 2]. При используемых классических технологиях механизированной дуговой сварки плавящимся электродом таких сталей диапазон скоростей сварки $v_{\text{св}}$ составляет 18...50 м/ч при скоростях охлаждения $w_{6/5} \approx 10...38$ °C/с. Однако в настоящее время все большее применение находят современные технологии лазерной, в том числе и гибридной лазерно-дуговой сварки [3–5], позволяющие получать качественные сварные соединения с использованием более высоких скоростей сварки ($v_{\text{св}} =$ до 110 м/ч) и скоростей охлаждения ($W_{6/5} \approx 30...100$ °C/с), что в значительной степени не только повышает производительность процесса (в несколько раз по сравнению с дуговой сваркой), но и обеспечивает повышение показателей прочности на 8...15 % и пластичности в 1,5...2 раза сварных соединений. При этом следует отметить заметное изменение геометрических параметров зоны сварки: в 3...5 раз уменьшается ширина швов и зоны термического влияния (ЗТВ)

сварных соединений такого типа. Учитывая существенные изменения технологических режимов и, соответственно, геометрических размеров зоны сварки, следует ожидать заметных изменений и в структурах, формирующихся в сварных соединениях нового типа, которые, как известно, во многом определяют их свойства [6–9].

С целью оптимизации параметров сварочного процесса большинство технологических экспериментов при гибридной сварке посвящено изучению взаимодействия между дугой и лазерным излучением, процессам стабилизации дуги и ее пространственной привязки лазерным излучением, определению влияния защитного газа, мощности дуги, скорости сварки и сварочного тока на глубину проплавления [9–13]. Изучение особенностей лазерного и гибридного процесса, их влияния на формирование сварных швов, возможных преимуществ и устранения недостатков лазерной и дуговой составляющих, а также влияния параметров режимов процесса на формирование структуры в зоне сварки является в настоящее время основной задачей технологов и исследователей [14–17].

Цель настоящей работы — детальные исследования на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) особенностей фазовых и структурных изменений в металле сварных соединений, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой, в зависимости от параметров тех-

нологического процесса. Кроме того актуальной задачей представляется оценка роли конкретных структурно-фазовых составляющих, формирующихся при различных режимах рассматриваемого типа сварки в оптимизации наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, а именно — показателей прочности σ_T , пластичности K_{1c} и трещиностойкости.

Материалы и методики исследований. Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % С; 1,19 % Cr; 0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22 % Mo; 0,08 % V; 0,33 % Si; не более 0,018 % P и 0,005 % S) толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ ($\leq 0,1$ % С; 0,7 % Cr; 0,4 % Mn; 0,22 % Mo; 0,15 % V; 0,24 % Si; не более 0,007 % S) на следующих режимах лазерно-дуговой сварки: 1-й режим — $v_{св} = 72$ м/ч, $I \sim 125$ А, $U_{д} \sim 23$ В; 2-й режим — $v_{св} = 90$ м/ч, $I \sim 150$ А, $U_{д} \sim 25$ В; 3-й режим — $v_{св} = 110$ м/ч, $I \sim 200$ А, $U_{д} \sim 26$ В. Указанные режимы обеспечивают охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С со скоростью $w_{6/5} \approx 58...62$ °С/с. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:YAG-лазер DY 044 (Rofin Synerg, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ar+CO₂ с расходом 15...20 л/мин).

Структурно-фазовые характеристики — размеры зеренной, субзеренной структуры, распределение фазовых выделений, особенности зон хрупкого и вязкого разрушения, характер распределения плотности дислокаций в металле шва и различных участках ЗТВ сварных соединений изучали на всех структурных уровнях с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы PHILIPS) и просвечи-

вающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирмы JEOL). Твердость исследуемого металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 0,1 кг. Комплексные исследования дали возможность оценить дифференцированный вклад отдельных структурно-фазовых составляющих и структурных параметров в изменение интегральных значений прочности σ_T и вязкости разрушения K_{1c} , а также локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$ — зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых режимах гибридной сварки.

По результатам механических испытаний (табл. 1) установлено, что наиболее высокими показателями предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_B характеризуются швы, выполненные при $v_{св} = 90$ м/ч.

Однако в этом случае заметно (в 1,6 раза) снижается показатель пластичности ψ по сравнению с $v_{св} = 72$ и 110 м/ч. Испытаниями на ударный изгиб при температурах $T_{исп}$ от +20 до -40 °С было показано некоторое увеличение ударной вязкости в металле швов до $KCV = 75,7$ Дж/см² (при $v_{св} = 72$ м/ч) и $KCV^{-40} = 52,1$ Дж/см² ($v_{св} = 90$ м/ч). Однако в последнем случае заметно (в 1,4 раза) снижается KCV^{-40} (по сравнению с $v_{св} = 72$ и 110 м/ч) для металла ЗТВ этих соединений.

Результаты эксперимента. Исследованы изменения различных фазовых составляющих (бейнита верхнего и нижнего — B_B, B_H , мартенсита — М), их объемной доли ($V_d, \%$), микротвердости HV , а также различных структурных параметров (величины зеренной, субзеренной структуры — D_3, d_c), характера распределения и плотности дислокаций ρ , а также особенностей зоны разрушения сварных соединений (вязкое, хрупкое и др.) в зависимости от используемых скоростей лазерно-дуговой сварки ($v_{св} = 72; 90; 110$ м/ч). Исследо-

Таблица 1. Механические свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, полученных гибридной лазерно-дуговой сваркой

$v_{св},$ м/ч	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	$KCV, \text{ Дж/см}^2 \text{ при } t, \text{ }^\circ\text{C}$		
					шов		ЗТВ
					+20	-40	-40
72	851,8	1068,3	12,7	59,6	61,4	35,7	93,5
	963,6	1189,8	9,3	63,7	90,0	40,9	79,9
	907,7	1129,0	11,0	61,6	75,7	38,3	80,9
90	1138,1	1326,6	10,0	40,8	64,5	59,1	50,4
	1156,3	1319,7		35,6	58,6	45,2	61,7
	1147,2	1323,1		38,2	61,5	52,1	65,7
110	991,5	1078,1	9,7	59,6	58,7	41,9	90,1
	982,1	1088,9	14,0		81,2	29,7	66,5
	986,8	1083,5	11,8		70,0	35,8	96,7
							84,4

Примечание. Под чертой приведены средние значения.

вания выполняли во всех наиболее значимых зонах сварных соединений — металле шва и ЗТВ.

Так, при структуре основного свариваемого металла (сталь 14ХГН2МДАФБ), состоящей из бейнито-ферритных (Б-Ф) зерен с $D_3 = 15...25$ мкм и микротвердостью HV (Б-Ф) — 2700...2850 МПа, в случае использования минимальной скорости сварки — $v_{св} = 72$ м/ч для различных зон сварного соединения характерно следующее. Структура металла шва (при Св-10ХН2ГСМФТЮ) и ЗТВ бейнитно-мартенситная (Б-М) с преимущественным ($V_d \sim 60...80\%$) (рис. 1, а) формированием структур бейнита нижнего B_n с $D_3 = 30...120 \times 170...350$ мкм (в металле шва) при $HV = 3660...4010$ МПа (рис. 2, а, 3, а). При переходе к ЗТВ в участке перегрева (I ЗТВ) микротвердость HV составляет $\sim 3830...3900$ МПа, а D_3 для этой зоны сварки уменьшается до значений $\sim 30...60$ мкм (рис. 2, з, 3, а). В участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура измельчается еще в большей степени (в 2...4 раза) при снижении микротвердости до $HV = 3510...3660$ МПа. При переходе к основному металлу (участок неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной структуры при $HV = 3360...3510$ МПа и $D_3 = 5...15$ мкм.

Таким образом, при $v_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ сварных соединений формируется структура преимущественно B_n , при переходе от шва к ЗТВ зернистая структура измельчается в 2...4 раза при равномерном снижении на 12 % микротвердости.

В условиях увеличения скорости сварки до $v_{св} = 90$ м/ч для металла швов сварных соединений характерно формирование преимущественно ($V_d \sim 50...70\%$, рис. 1, б) мартенситной структуры (мартенсит отпуска, $M_{отп}$), с размером зерна $D_3 \sim 30...80 \times 150...300$ мкм при $HV = 4050...4420$ МПа (рис. 2, б, 3, б). При переходе к участку перегрева в ЗТВ величина зерна несколько умень-

шается (до $D_3 \sim 25...50$ мкм) с незначительным снижением микротвердости до $HV = 3830...4050$ МПа (рис. 2, д, 3, б). По мере перехода к основному металлу в участке перекристаллизации и рекристаллизации ЗТВ структура еще более измельчается (в 2 раза до $D_3 = 10...20$ мкм) при снижении микротвердости HV до $\sim 3660...3830$ МПа. Для следующего участка металла ЗТВ (участка неполной перекристаллизации) характерно формирование феррито-бейнитной (Ф-Б) структуры ($D_3 = 10...20$ мкм) при $HV = 3220...3700$ МПа.

В результате, при увеличении скорости сварки $v_{св}$ от 72 до 90 м/ч изменяется фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно-мартенситного (Б-М) до мартенситного (М) типа, а также соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается в 2...3 раза объемная доля B_n при повышении (в 3 раза) доли $M_{отп}$, что в итоге обеспечивает максимальные показатели прочности, однако приводит к существенному снижению в 1,6 раза (табл. 1) пластичности ψ в шве.

При максимальной скорости гибридной лазерно-дуговой сварки ($v_{св} = 110$ м/ч) фазовый состав металла шва и ЗТВ представлен бейнитно-мартенситной (Б-М) структурой с преимущественным ($V_d \sim 60...70\%$, рис. 1, в) формированием структур бейнита верхнего B_v с величиной зерна $D_3 = 20...80 \times 150...250$ мкм и микротвердостью $HV \sim 3360...4010$ МПа (рис. 2, в, 3, в). Однако при переходе к ЗТВ в участке перегрева такого типа соединений величина зерна уменьшается в 2 раза до $D_3 = 20...40$ мкм (рис. 2, е, 3, в). А для металла участка неполной перекристаллизации характерно формирование Ф-Б структуры, $HV = 3360...3510$ МПа, $D_3 = 5...20$ мкм.

Таким образом, в случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч несмотря на тот факт, что фазовый состав металла швов и участка перегрева ЗТВ аналогичный, как и при режимах $v_{св} = 72$ м/ч,

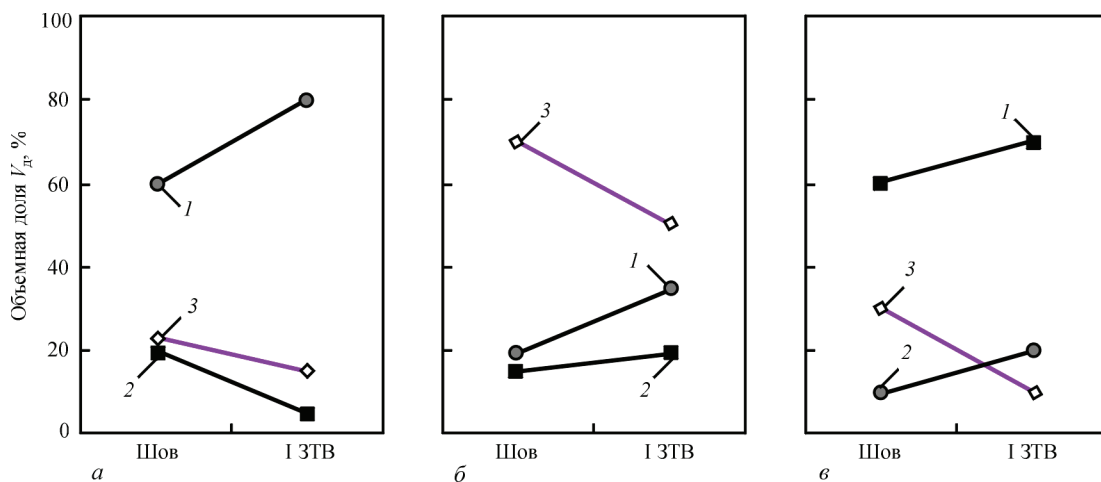


Рис. 1. Изменение объемной доли структурных составляющих (1 — B_n ; 2 — B_v ; 3 — М) в металле шва и I зоны ЗТВ сварных соединений стали при скоростях сварки $v_{св}$: а — 72; б — 90; в — 110 м/ч

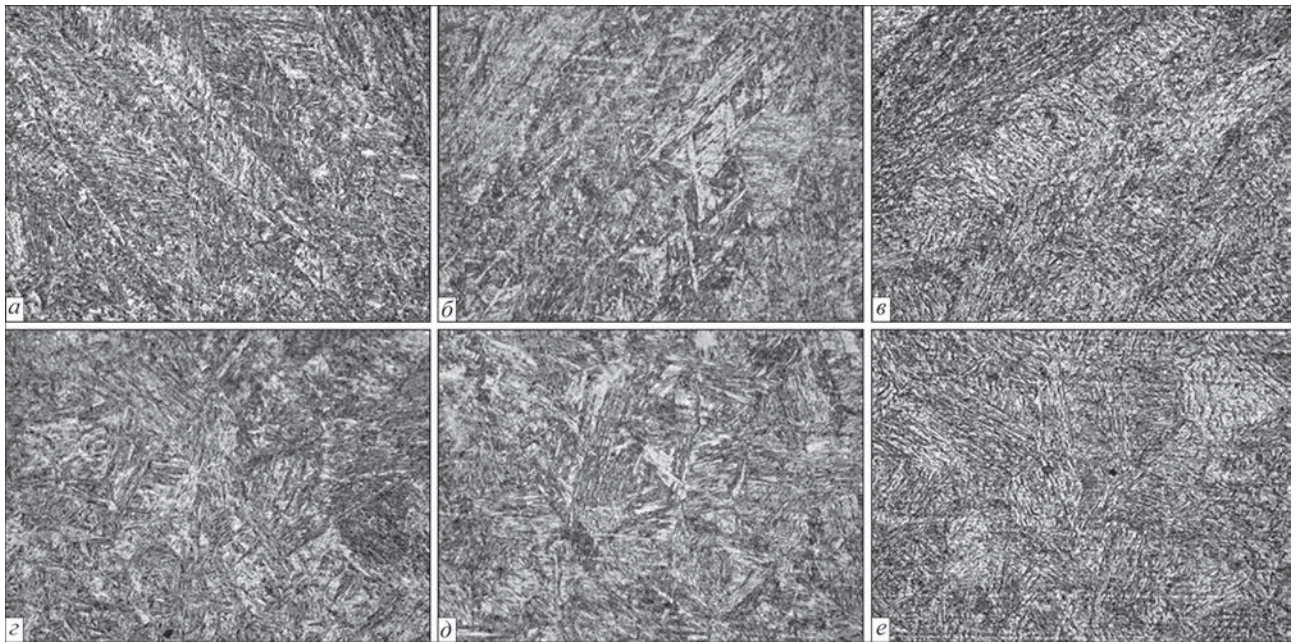


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) металла швов (а-в) и участка перегрева ЗТВ (г-е) при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки: а, г — $v_{св} = 72$; б, д — $v_{св} = 90$; в, е — $v_{св} = 110$ м/ч

т.е. бейнитно-мартенситный, однако при максимальной $v_{св}$ заметно уменьшается объемная доля B_n до 10...20 % и преимущественно формируются структуры B_B (60...70 %). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Динамическое нагружение. Исследованиями структурных изменений и их влияния на динамическую прочность металла сварных соединений в зависимости от скоростей сварки показано следующее (табл. 2, рис. 4). Результаты фрактографических исследований изломов методом сканирующей электронной микроскопии позволили провести сопоставление характера разрушения

металла швов сварных соединений в зависимости от температуры испытаний ($T_{исп}$ от +20 до -40 °С, табл. 1) в различных зонах разрушения (I — в зонах очагов разрушения у надреза; II — в зонах распространения магистральной трещины). Так, при всех скоростях сварки $v_{св} = 72...110$ м/ч при $T_{исп} = +20$ °С для металла швов характерен преимущественно вязкий тип разрушения. Однако по мере повышения скорости сварки ($v_{св} = 90$ м/ч) в зоне I несколько возрастает количество (до ~2 %) участков хрупкого внутризеренного скола. В случае более высоких скоростей сварки ($v_{св} = 110$ м/ч) доля хрупкого разрушения возрастает до ~30 % (табл. 2).

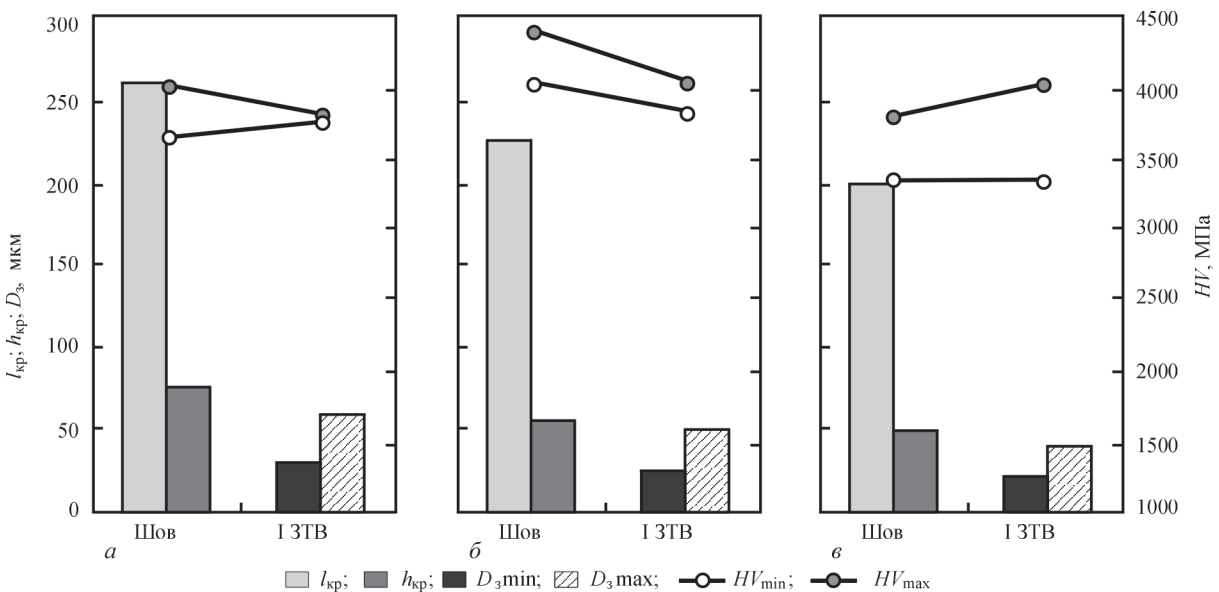


Рис. 3. Изменение структурных параметров: средних размеров кристаллитов $h_{кр}$, $l_{кр}$; величины зерна D_3 ; микротвердости HV в металле швов и ЗТВ сварных соединений при скоростях сварки: а — 72; б — 90; в — 110 м/ч

Гибридные технологии сварки

Т а б л и ц а 2. Изменение объемной доли (V_d) характера разрушения, размера фасеток ($d_{\text{фас}}$) хрупкого внутризеренного скола, ямок ($d_{\text{я}}$) вязкого разрушения по зонам изломов в металле швов сварных соединений при $v_{\text{св}} = 72, 90, 110$ м/ч

Характер разрушения	$v_{\text{св}} \sim 72$ м/ч						
	$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	+20 (Шов)		-40 (Шов)		-40 (ЗТВ)	
	Зона	I	II	I	II	I	II
Хрупкое внутризеренное	$V_d, \%$	-	-	50...60	80...90	-	5
	$d_{\text{фас}}, \text{мкм}$	-	-	10...50	7...50	-	7...10
Вязкое	$V_d, \%$	100	100	40...50	10...20	100	95
	$d_{\text{я}}, \text{мкм}$	1...3	1...5	1...3	1...3	1...5	1...10
	$v_{\text{св}} \sim 90$ м/ч						
	Зона	I	II	I	II	I	II
Хрупкое внутризеренное	$V_d, \%$	1...2	-	40...50	70...80	-	20
	$d_{\text{фас}}, \text{мкм}$	5...7	-	20...50	10...50	-	7...14
Вязкое	$V_d, \%$	98	100	50...60	20...30	100	80
	$d_{\text{я}}, \text{мкм}$	1...3	1...3	1...3	1...3	1...6	1...50
	$v_{\text{св}} \sim 110$ м/ч						
	Зона	I	II	I	II	I	II
Хрупкое внутризеренное	$V_d, \%$	20...30	10	70...80	95	-	35
	$d_{\text{фас}}, \text{мкм}$	15...50	30...50	20...60	20...60	-	10...20
Вязкое	$V_d, \%$	70...80	90	30...40	1...5	100	65
	$d_{\text{я}}, \text{мкм}$	1...4	1...4	1...3	1...3	1...10	1...7

В случае же снижения температуры испытаний ($T_{\text{исп}} = -40$ °C) для металла швов сварных соединений при сварке со скоростью $v_{\text{св}} = 72$ и 90 м/ч характерен смешанный тип разрушения — хрупкий в сочетании с вязким ямочным рельефом в зоне I до $\sim 40...55$ %; в зоне II до $\sim 70...80$ % хруп-

кого скола (рис. 4, а, б). А в условиях скорости сварки $v_{\text{св}} = 110$ м/ч ($T_{\text{исп}} = -40$ °C) наблюдается увеличение (в 1,3 раза) объемной доли хрупкого разрушения (до $\sim 75...95$ %, рис. 4, в), укрупнение фасеток скола и увеличение протяженности формирующихся трещин.

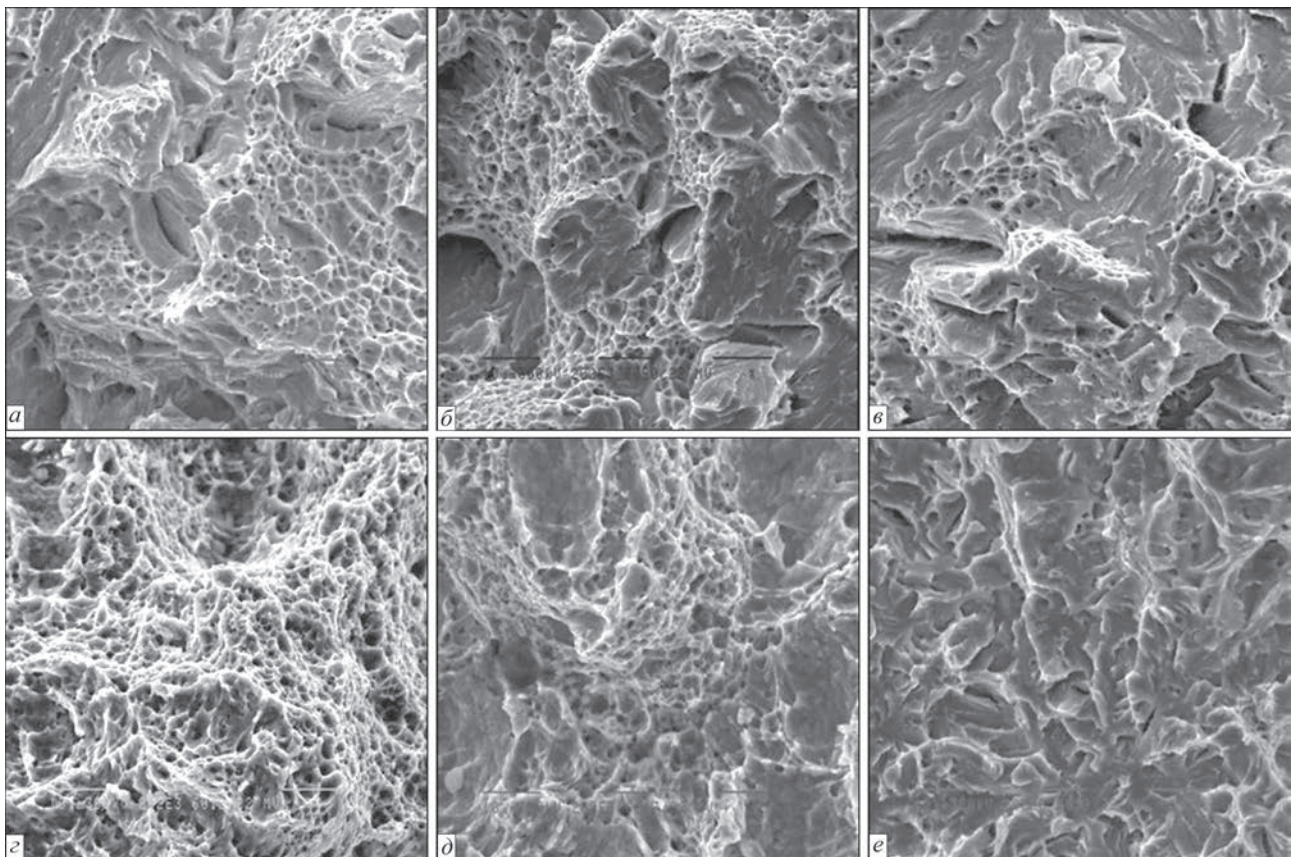


Рис. 4. Микроструктура ($\times 2020$) поверхности разрушения металла швов (а–в) и ЗТВ (г–е) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ в зоне магистральной трещины при $T_{\text{исп}} = -40$ °C для различных скоростей сварки: а, г — $v_{\text{св}} = 72$; б, д — $v_{\text{св}} = 90$; в, е — $v_{\text{св}} = 110$ м/ч

В металле ЗТВ сварных соединений при температуре испытания $T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$ для всех скоростей сварки в зоне очага (I) наблюдается вязкий характер разрушения, с размером ямок $d_{\text{я}} = 1 \dots 10$ мкм (табл. 2). В зоне магистрального развития трещины (II) для скорости сварки $v_{\text{св}} = 72$ м/ч характер разрушения преимущественно вязкий (рис. 4, з) с единичными участками ($V_{\text{д}} \sim 5\%$) квазихрупкой составляющей. При скорости сварки $v_{\text{св}} = 90$ м/ч увеличивается объемная доля квазихрупкого скола до $V_{\text{д}} \sim 20\%$ (рис. 4, д), а при $v_{\text{св}} = 110$ м/ч составляет $V_{\text{д}} \sim 35\%$ (рис. 4, е). При этом размер фасеток скола также укрупняется в 1,3 раза.

Таким образом, с точки зрения характера разрушения при различных температурах испытаний наиболее оптимальной структурой металла швов и ЗТВ сварных соединений при испытаниях на динамическую прочность является структура, формирующаяся при скорости сварки $v_{\text{св}} = 72$ м/ч.

Циклическое нагружение. Для исследования влияния внешнего нагружения сварные соединения, полученные на данном режиме ($v_{\text{св}} = 72$ м/ч) гибридной лазерно-дуговой сварки, подвергались циклическому нагружению на изгиб при напряжении цикла $\sigma_{-1} = 60$ МПа до развития в нем от вершины надреза усталостной трещины длиной 2 мм при количестве циклов нагружения $N = 800000$.

На рис. 5, а показан общий вид поверхности излома исследуемого образца. По макростроению излома возможно обозначить зоны: I — зона медленного развития трещины в направлении от внешней (боковой) поверхности излома;

II — зона ускоренного (магистрального) развития трещины, направление разрушения показано стрелкой.

Зона I имеет сглаженную поверхность, что свидетельствует о первой стадии — стадии зарождения разрушения (медленного развития трещины). Размер зоны I составляет порядка $\sim 180 \dots 230$ мкм. Эта стадия характеризуется зарождением трещин и их распространением по плоскостям скольжения. Наличие зоны I свидетельствует о некоторой длительности стадии зарождения разрушения и, соответственно, длительности процесса распространения усталостной трещины в стадии зарождения, т.е. сварное соединение в данных условиях внешнего циклического нагружения имеет сопротивляемость развитию трещины. Характер разрушения в зоне I квазихрупкий с локальными участками вязкого разрушения (рис. 5, б, з). Переход к зоне магистрального разрушения (от I к II зоне) характеризуется сменой характера разрушения — на вязкий ямочный тип (рис. 5, в, д, е).

Таким образом, при режимах гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью $v_{\text{св}} = 72$ м/ч структурные изменения с точки зрения характера разрушения сварных соединений в условиях внешнего циклического нагружения изгибом ($\sigma_{-1} = 60$ МПа), по-видимому, должны обеспечивать наилучшие свойства прочности и трещиностойкости металла в эксплуатационных условиях.

Исследования тонкой структуры. Выполнены также детальные электронно-микроскопические исследования на просвет, которые дают воз-

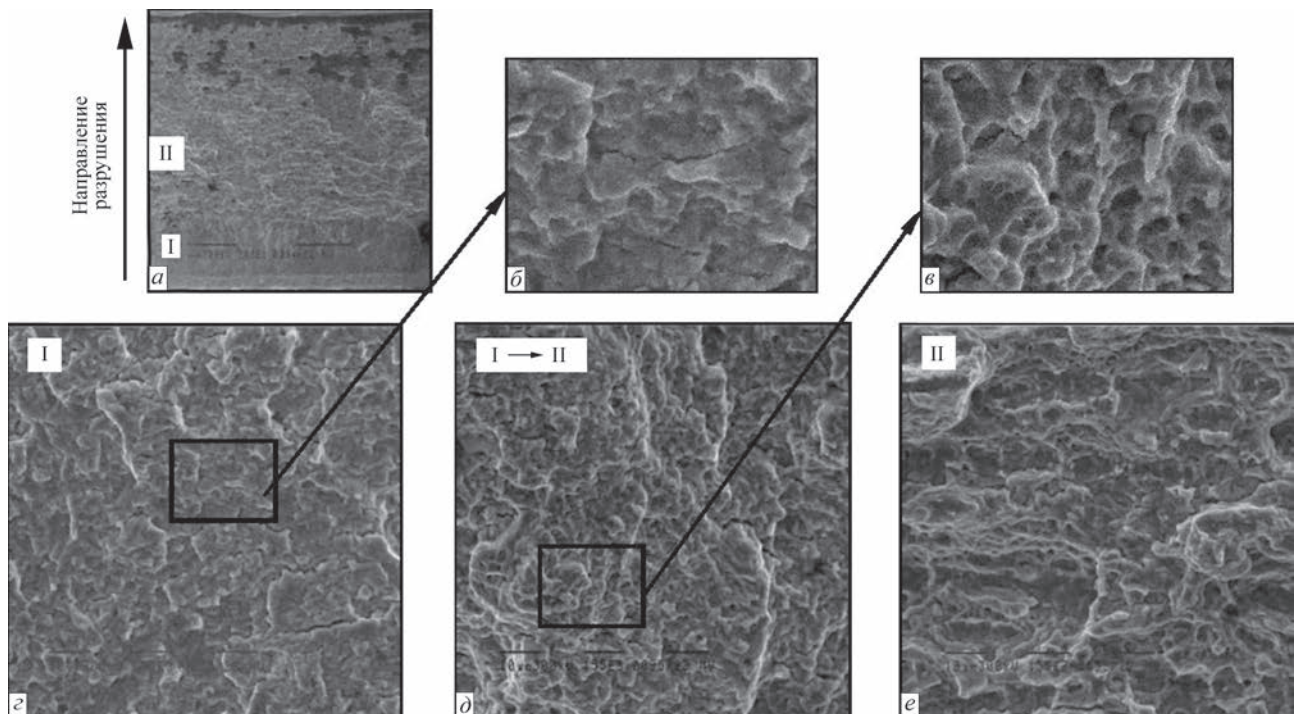


Рис. 5. Поверхность разрушения сварного соединения ($v_{\text{св}} = 72$ м/ч) после циклического нагружения изгибом ($\sigma_{-1} = 60$ МПа, $N = 800000$) по зонам излома: а — зона очага разрушения; б — область перехода от очага разрушения к магистральной трещине; в — магистральное разрушение ($\times 1550$); з, д — соответствующие фрагменты поверхности разрушения (укрупнение $\times 4$ раза)

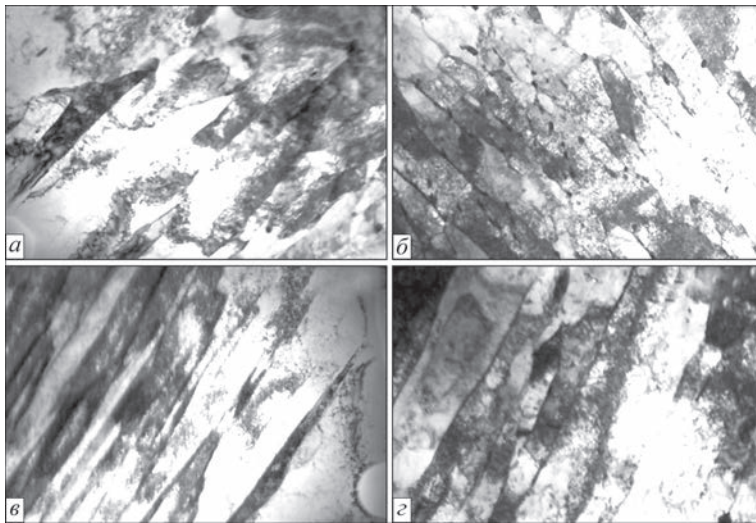


Рис. 6. Тонкая структура металла швов (а, в) и ЗТВ (б, з): а, б — бейнита нижнего при $v_{св} = 72$ м/ч (а — $\times 30000$; б — $\times 20000$); в, з — бейнита верхнего (в; з — $\times 30000$) при $v_{св} = 110$ м/ч

можно изучить особенности тонкой структуры металла зоны сварки и ее параметры: изменение плотности и характера распределения дислокаций ρ в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ), характер формирующейся субструктуры, эффективные расстояния между карбидными фазами, их размер. В этом плане для сварных соединений, полученных при $v_{св} = 72$ м/ч (оптимальная структура) и $v_{св} = 110$ м/ч (градиентная структура) установлено следующее.

В металле шва при $v_{св} = 72$ м/ч в зернах B_n наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций ρ до $\sim(4...6)\times 10^{10}$ см $^{-2}$ (рис. 6, а), а в структурах $M_{отп}$ дислокационная плотность составляет $\rho \sim 8\times 10^{10} \dots \times 10^{11}$ см $^{-2}$. Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация зерен B_n , т. е. наблюдается измельчение на $\sim 10...20\%$ реечной структуры B_n , что сопровождается

некоторым повышением дислокационной плотности (рис. 6, б).

Для тонкой структуры металла сварного соединения в случае $v_{св} = 110$ м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется преимущественно структура бейнита верхнего B_v при максимальном повышении плотности дислокаций ρ до $\sim 1,5\times 10^{11}$ см $^{-2}$ (рис. 6, в, з).

Таким образом, показано, что наиболее равномерное распределение дислокационной плотности при формировании структуры бейнита нижнего (B_n) обеспечивается при режиме гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью $v_{св} = 72$ м/ч.

Аналитические оценки механических свойств. Свойства прочности.

Экспериментальные данные позволили выполнить аналитическую оценку дифференцированного вклада всех структур и их параметров: размеров зерен D_z , субзерен d_c , плотности дислокаций ρ , межкарбидных расстояний, объемной доли формирующихся структур по зоне сварки в металле швов и в участках перегрева, в изменение интегрального значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ сварных соединений в зависимости от режима сварки [3–5]. При этом интегральные значения $\Sigma\sigma_T$ являются (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [6–8]) суммарной величиной, состоящей из ряда составляющих: $\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_z + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.}$, где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление типа решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{т.р.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами, согласно теории Мотта–Набарро; $\Delta\sigma_z$ и $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна в соответствии с зависимостью Холла–Петча; $\Delta\sigma_d$ — дислокационное

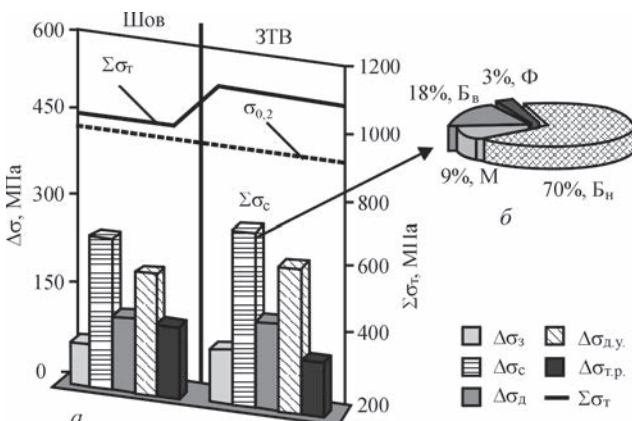


Рис. 7. Вклад различных составляющих $\Delta\sigma$ структурного упрочнения в расчетную величину предела текучести $\Sigma\sigma_T$ металла сварных швов (а) и вклад структурных составляющих B_v , B_n , $M_{отп}$, Φ в изменение субструктурного упрочнения $\Delta\sigma_c$ при скорости сварки 72 м/ч (б)

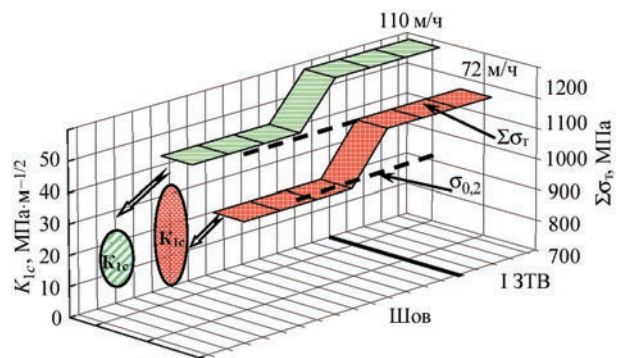


Рис. 8. Изменение средней расчетной величины предела текучести $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{Ic} по зонам сварного соединения (шов, 1 ЗТВ) стали 14XGN2MDAFB при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой сварки

упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta\sigma_{д.у.}$ — дисперсионное упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану [10–14].

В результате выполненных оценок изменений по зонам сварного соединения такой прочностной характеристики, как σ_T , установлено следующее. В условиях $v_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение предела текучести $\Sigma\sigma_T$ составляет ~917 и 1077 МПа соответственно, а максимальный вклад в предел текучести вносят: субструктурное ($\Delta\sigma_c \sim 318...356$ МПа), дисперсионное ($\Delta\sigma_{д.у.} \sim 253...295$ МПа) и дислокационное ($\Delta\sigma_{д} \sim 157...180$ МПа) упрочнения (рис. 7, а). При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний $B_{н.}$ является максимальным (рис. 7, б).

В случае режимов сварки при $v_{св} = 110$ м/ч общее значение предела текучести повышается (по сравнению с режимом $v_{св} = 72$ м/ч) на 10...15 % (рис. 8), что обусловлено некоторым измельчением зеренной структуры (рис. 3, в) и увеличением в 1,3 раза интегральной величины плотности дислокаций ρ .

Вязкость разрушения. Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{Ic} оцениваемые по зависимости $K_{Ic} = (2E\sigma_{0,2}\delta_k)^{1/2}$ [15], где E — модуль Юнга; $\sigma_{0,2}$ — расчетная величина упрочнения; δ_k — значения критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры), а также сопоставление K_{Ic} и σ_T показали следующее (рис. 8, 9).

В исходном состоянии после сварки при $v_{св} = 72$ м/ч показатель вязкости разрушения $K_{Ic} \sim 14...37$ МПа·м^{-1/2} (рис. 9, а, в). В результате применения внешнего циклического нагружения изгибом ($\sigma_{-1} = 60$ МПа, $N = 800000$) он сохраняется на уровне $K_{Ic} \sim 20...33$ МПа·м^{-1/2} (рис. 9, б, в), что свидетельствует о такой же трещиностойкости даже в условиях циклического нагружения данного сварного соединения за счет формирования бейнитно-мартенситной структуры (в основном бейнита нижнего $B_{н.}$).

При этом наибольший вклад в упрочнение металла (рис. 7) и повышение вязкости разрушения (рис. 9) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего $B_{н.}$. В случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч значительно (на 30 %) уменьшается показатель K_{Ic} (рис. 9, в), что приводит к хрупкому внутризерен-

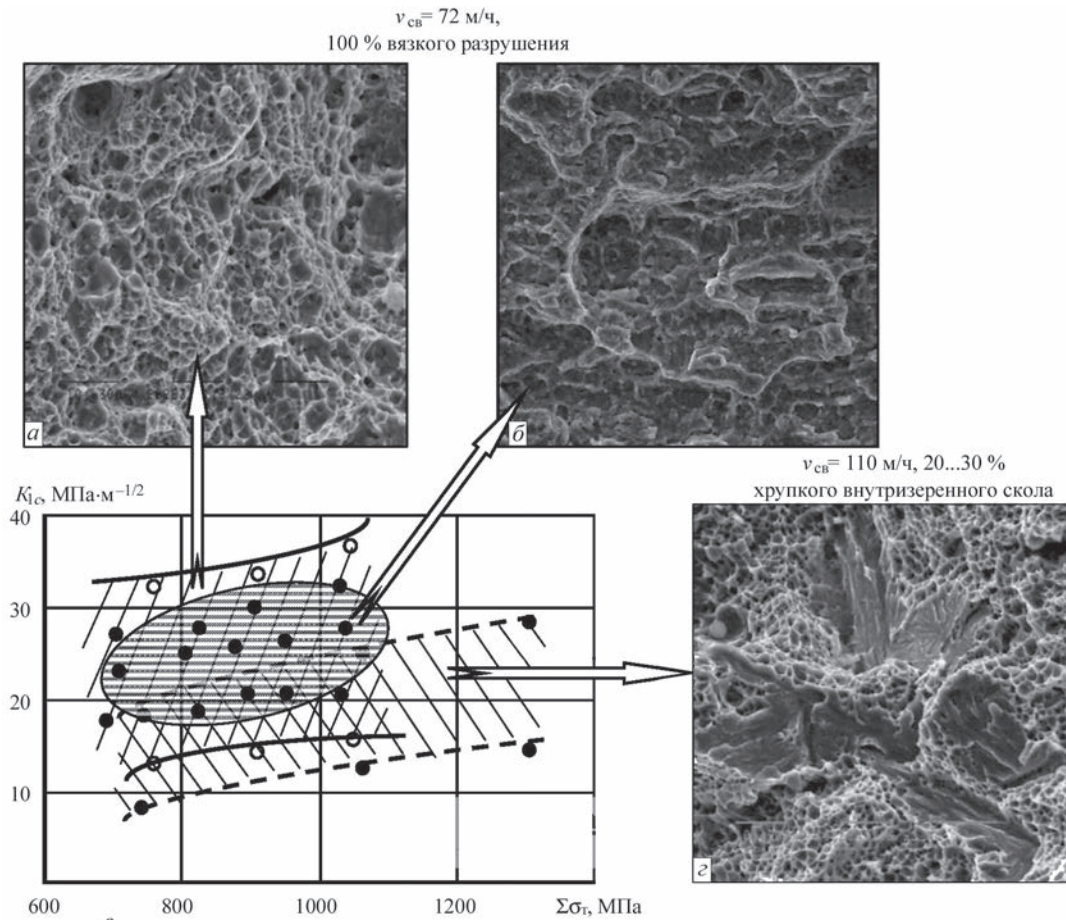


Рис. 9. Изменение расчетных значений прочности $\Sigma\sigma_T$ и вязкости разрушения K_{Ic} металла сварных швов (в) и фрактограммы: а, б — вязкого разрушения после сварки (а) и циклического нагружения (б) при $v_{св} = 72$ м/ч; в — хрупкого внутризеренного скола при $v_{св} = 110$ м/ч ($\times 2020$)

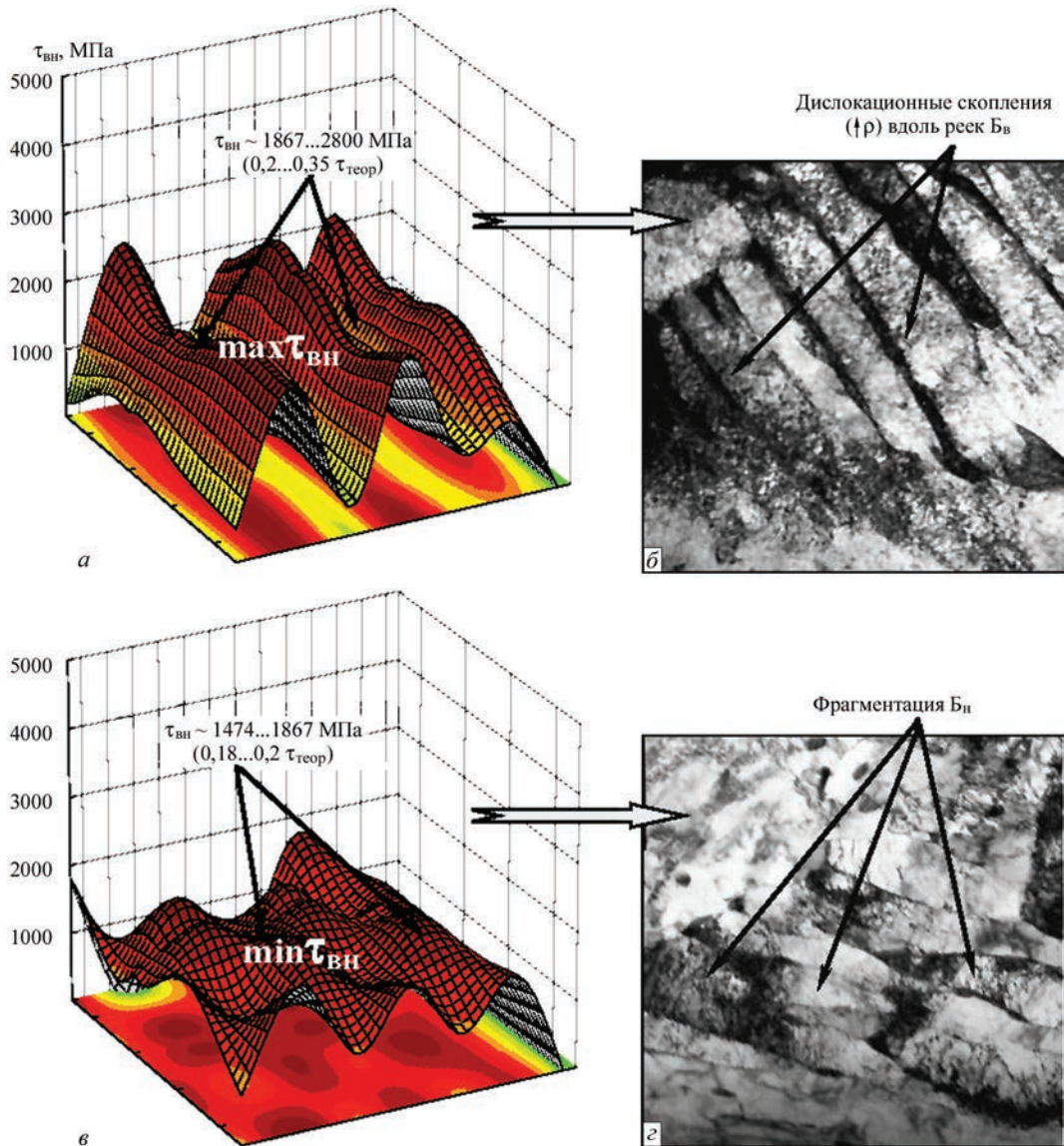


Рис. 10. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в металле сварных соединений в структурных зонах бейнита верхнего при $v_{св} = 110$ м/ч (а, б – $\times 20000$) и бейнита нижнего при $v_{св} = 72$ м/ч (в, г – $\times 30000$)

ному разрушению (рис. 9, г). Последнее обусловлено преимущественным формированием структуры другого типа, а именно верхнего бейнита B_v с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций ρ .

Трещиностойкость (локальные внутренние напряжения). Выполненные исследования тонкой структуры позволили также сделать оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ — зон зарождения и распространения трещин. Оценки проводили по известной зависимости $\tau_{вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций [10, 16, 17].

В результате установлено, что максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$ МПа, что составляет $(0,2...0,35)\tau_{теор}$, формируются при $v_{св} = 110$ м/ч в местах протяженных дислокационных скоплений ($\rho = 1,5 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$) вдоль границ B_v . Это приводит

к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений (рис. 10, а, б). А наиболее низкие значения $\tau_{вн}$ (порядка $\sim 1500...1900$ МПа) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при $v_{св} = 72$ м/ч, чему способствует формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур B_n в сочетании с равномерным распределением дислокаций (рис. 10, в, г).

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки $v_{св} = 72$ м/ч, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$.

Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучено структурно-фазовое состояние основных зон сварных соединений (металла швов, ЗТВ) высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных на различных режимах гибридной лазерно-дуговой сварки.

Показано, что с увеличением скорости сварки $v_{св}$ от 72 до 110 м/ч изменяется соотношение формирующихся в зонах сварки фазовых составляющих (бейнита нижнего, верхнего и мартенсита): уменьшается объемная доля нижнего бейнита до 10...20 %, при превалировании объемной доли верхнего бейнита 60...70 % и мартенсита 10...30 %. При $v_{св} = 110$ м/ч характерно наличие градиентов по размерам структурных составляющих, микротвердости, а также по плотности дислокаций.

2. Сочетание исследований на различных структурных уровнях с аналитическими оценками механических свойств сварных соединений в зоне сварки позволило показать, что наибольший вклад в упрочнение металла $\sum \sigma_T$ и повышение вязкости разрушения K_{1c} вносят: составляющие нижнего бейнита и формирование субструктуры при $v_{св} = 72$ м/ч. При этом обеспечивается повышение трещиностойкости сварного соединения в условиях внешнего динамического ($T_{исп}$ от +20 до -40 °С) и циклического нагружения ($\sigma_{-1} = 60$ МПа, $N = 800000$). В случае увеличения скорости сварки до $v_{св} = 110$ м/ч снижение на 30 % показателя K_{1c} при некотором увеличении упрочнения металла (на 10...15 %) обусловлено преимущественным формированием структур бейнита верхнего.

3. Оценками уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ с учетом распределения плотности дислокаций ρ в протяженных структурных зонах их концентрации показано: максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900...2800$ МПа, соответствующие $(0,2...0,35)\tau_{теор}$ формируются в условиях $v_{св} = 110$ м/ч вдоль границ реек бейнита верхнего, что приводит к хрупкому разрушению и снижению трещиностойкости сварных соединений.

4. Максимальная прочность, пластичность и трещиностойкость обеспечиваются формированием структур бейнита нижнего, мартенсита отпущенного (мелкозернистого) и равномерным распределением дислокаций при отсутствии про-

тяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$.

1. Высокопрочная сталь: сб. статей; под ред. Л. К. Гордиенко. — Москва: Металлургия, 1965. — 256 с.
2. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон. — Москва: Металлургиздат, 1959. — Т. 1. — 801 с., Т. 2. — 1638 с.
3. Пауль К. Гибридная лазерная сварка — объединяя усилия / К. Пауль, Ф. Ридель // Фотоника. — 2009. — № 1. — С. 2–5.
4. Ках П. Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки (Обзор) / П. Ках, А. Салминен, Дж. Мартикаинен // Автоматическая сварка. — 2010. — № 6. — С. 38–47.
5. Шелягин В. Д. Тенденции развития лазерно-дуговой сварки / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин // Автоматическая сварка. — 2002. — № 6. — С. 28–32.
6. Шоршоров М. Х. Фазовые превращения и свойства стали при сварке [Текст] / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. — Москва: Наука, 1972. — 220 с.
7. Особенности структуры сварных соединений высокопрочной стали, формирующейся в условиях лазерной сварки / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова [и др.] // Лазерные технологии в сварке и обработке материалов: сборник трудов Шестой международной конференции, 27–31 мая 2013 г., пос. Капивели, Крым, Украина. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — С. 51–55.
8. Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа / В. Д. Позняков, В. Д. Шелягин, С. Л. Жданов [и др.] // Автоматическая сварка. — 2015. — № 10. — С. 20–25.
9. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков [и др.] // Автоматическая сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
10. Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова [и др.] // Автоматическая сварка. — 2014. — № 6/7. — С. 25–31.
11. Структурно-фазовое состояние и механические свойства поверхностных слоев стали 38ХНЗМФА, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования / Л. И. Маркашова, В. Д. Шелягин, О. С. Кушнарева [и др.] // «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»: сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г., Одесса. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, 2014. — С. 43–47.
12. Конрад Х. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов / Х. Конрад // Сверхмелкое зерно в металлах: под ред. Л. К. Гордиенко. — Москва: Металлургия, 1973. — С. 206–217.
13. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystals / N.J. Petch // Journal of the Iron and Steel Institute. — 1953. — 174, № 1. — Р. 25–28.
14. Келли А. Дисперсное твердение / А. Келли, Р. Николсон. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
15. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей / О. Н. Романив. — Москва: Металлургия, 1979. — 176 с.
16. Stroh A. N. The formation of cracks as a recoil of plastic flow // Proc. of the Roy. Soc. A. — 1954. — 223, N 1154. — Р. 404–415.
17. Коттрелл А. Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах / А. Х. Коттрелл. — М.: Металлургия, 1958. — 267 с.

Поступила в редакцию 05.04.2016

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ N-A-XTRA-70, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВОЙ, ЛАЗЕРНОЙ И ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, В. Д. ШЕЛЯГИН, С. Л. ЖДАНОВ, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе выполнена сравнительная оценка механических свойств стыковых сварных соединений из высокопрочной стали N-A-XTRA-70 толщиной 8 мм, полученных дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой. Проведенные механические испытания на статическое растяжение и на ударный изгиб с V-образным надрезом показали, что с понижением погонной энергии дуговой сварки показатели статической прочности возрастают, а показатели пластичности почти не меняются. В то же время показатели ударной вязкости металла шва и металла ЗТВ снижаются примерно в 1,5...1,8 раза. Это связано с тем, что при увеличении скорости сварки с 18 до 50 м/ч изменяется фазовый состав металла швов с ферритно-бейнитного на бейнитно-мартенситный. При лазерной сварке показатели статической прочности металла швов снижаются на 18...20 %, а пластичности возрастают в 1,8 раза с повышением скорости сварки и охлаждения металла ЗТВ сварных соединений. При увеличении скорости лазерной сварки с 40 до 50 м/ч фазовый состав металла швов изменяется с мартенситного на бейнитно-мартенситный (с долей мартенсита, превышающей 60 %). При гибридной лазерно-дуговой сварке повышение скорости сварки приводит к увеличению на 10...15 % показателей статической прочности и пластичности. Эти изменения происходят из-за того, что изменяется доля фазовых составляющих. В расплавленном металле образцов, выполненных лазерным способом, и наплавленном металле, выполненным дуговым и гибридным лазерно-дуговым способами, наблюдаются ультрамикроскопические концентрации содержания диффузионного водорода, а именно 0,07, 0,2...0,3 и 0,4 мл/100 г соответственно. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 1.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, стыковые соединения, дуговая сварка, лазерная сварка, гибридная лазерно-дуговая сварка, механические свойства, диффузионный водород

Низколегированные высокопрочные стали с пределом текучести 600...900 МПа применяются для изготовления тяжело нагруженных сварных конструкций в строительстве и машиностроении [1–4]. Их применение обеспечивает снижение массы конструкций, повышает эксплуатационную надежность и долговечность машин, механизмов и сооружений. Особенно эффективно применение высокопрочных сталей при изготовлении подъемно-транспортных средств.

Металлургические процессы сварки высокопрочных низколегированных сталей должны удовлетворять двум основным требованиям: обеспечивать минимальную насыщенность металла шва водородом; обеспечивать получение металла шва оптимального химического состава с ограниченным содержанием углерода, вредных примесей (сера и фосфор) и неметаллических включений [1]. Оба требования связаны, во-первых, с необходимостью предупреждения образования холодных трещин в металле различных участков сварного соединения и, во-вторых, с необходимостью получения металла шва и металла зоны термического влияния (ЗТВ) с достаточно высоким уровнем механических свойств.

В последние годы в мире с целью уменьшения деформаций и повышения качества сварных тон-

костенных металлических конструкций для изготовления изделий из сталей ферритно-перлитного класса все чаще предлагаются технологические процессы, основанные на использовании лазерного и гибридного лазерно-дугового способов сварки [5–10]. По нашему мнению, подобный подход может быть приемлемым и для сварки высокопрочных бейнитно-мартенситных сталей. Однако учитывая то, что эти стали склонны к образованию закалочных структур и имеют повышенную склонность к замедленному разрушению, которая усиливается под влиянием диффузионного водорода, возникает необходимость в исследовании особенностей насыщенности металла шва водородом, протекания термомеханических циклов при лазерном и гибридном лазерно-дуговом процессах сварки по сравнению с дуговым и установлении их влияния на структуру и свойства сварных соединений высокопрочных бейнитно-мартенситных сталей.

Целью настоящей работы является сравнительная оценка свойств стыковых сварных соединений из высокопрочной стали N-A-XTRA-70 толщиной 8 мм, полученных дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой.

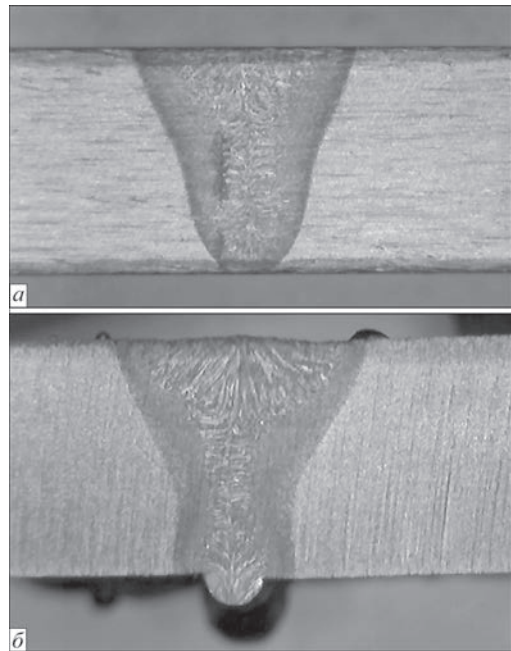
При сварке дуговым способом стыковых соединений из стали N-A-XTRA-70 (химический состав стали, мас. %: 0,15 C; 0,63 Si; 0,85 Mn; 0,65 Cr; 0,12 Ni; 0,13 Mo; 0,04 Al; 0,01 S; 0,015 P; 0,015 N₂) толщиной 8 мм, использовали проволоку сплошного сечения Union NiMoCr (химический состав проволоки, мас. %: 0,17 C; 0,53 Si; 1,68 Mn; 0,12 Cr; 1,54 Ni; 0,62 Mo; 0,011 S; 0,017 P) диаметром 1 мм. Сварку выполняли на режимах $I_{св} = 230...250$ А, $U_{д} = 28...32$ В в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO₂, на скоростях $v_{св} = 18, 30, 40$ и 50 м/ч.

Лазерную сварку стыковых соединений из стали N-A-XTRA-70 толщиной 8 мм выполняли без присадочного металла в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO₂, на скоростях $v_{св} = 40$ и 50 м/ч, при мощности лазерного излучения $P = 4,4$ кВт и величине расфокусировки $\Delta F = -2$ мм.

При сварке гибридным лазерно-дуговым способом стыковых соединений из стали N-A-XTRA-70 толщиной 8 мм использовали проволоку сплошного сечения Union NiMoCr диаметром 1 мм. Сварку выполняли в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO₂, на скоростях $v_{св} = 72$ и 90 м/ч, при мощности лазерного излучения $P = 4,4$ кВт, величине расфокусировки $\Delta F = -1,5$ мм, сварочном токе $I_{св} = 120...130$ А, напряжении $U_{д} = 22...24$ В.

Для сварных соединений, выполненных с равной величиной погонной энергии $Q_{св} \approx 3$ кДж/см в случае применения лазерной сварки (рис. 1, а) объем переплавленного металла меньше, чем при гибридной (рис. 1, б). Это объясняется возникновением так называемого гибридного эффекта, заключающегося в неаддитивности совместного воздействия лазерного и дугового источников энергии на свариваемый материал [8]. Для исследования влияния термических циклов на структуру и свойства металла ЗТВ сварных соединений стали N-A-XTRA-70 были проведены работы по фиксации процессов нагрева и охлаждения при лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварке. Результаты проведенных экспериментов свидетельствуют, что скорость охлаждения в интервале температур 600...500 °С при гибридной лазерно-дуговой сварке составляет примерно $w_{6/5} = 61...63$ °С/с, а при лазерной сварке $w_{6/5} = 65...103$ °С/с. Для проведения механических испытаний из сварных соединений изготавливали образцы на статическое растяжение (тип I по ГОСТ 6996–66) и на ударный изгиб (тип XI по ГОСТ 6996–66) в V-образным надрезом. Образцы на растяжение испытывали при комнатной температуре, а на ударный изгиб при температуре 20, –20 и –40 °С.

Проведенные механические испытания показали (таблица), что с понижением погонной энергии дуговой сварки показатели статической прочности возрастают с $\sigma_{0,2} \approx 731$ до $\sigma_{0,2} \approx 822$ МПа и с $\sigma_{в} \approx 817$ до $\sigma_{в} \approx 910$ МПа, а показатели пластич-



Макроструктура поперечных сечений стыковых сварных соединений, выполненных из стали N-A-XTRA-70 ($\delta = 8$ мм), лазерным (а) и гибридным лазерно-дуговым (б) способами с равной величиной погонной энергии $Q_{св} \approx 3$ кДж/см

ности почти не меняются и составляют в среднем $\delta_5 \approx 19$ %, $\psi \approx 63$ %. В то же время показатели ударной вязкости металла шва и металла ЗТВ снижаются примерно в 1,5...1,8 раза. Как показывают результаты металлографических исследований, это связано с тем, что при увеличении скорости сварки с 18 до 50 м/ч изменяется фазовый состав металла швов с ферритно-бейнитного на бейнитно-мартенситный и на 30 % увеличивается микротвердость.

Результаты проведенных исследований влияния режимов лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки на механические свойства металла шва и сварных соединений высокопрочной стали N-A-XTRA-70 толщиной 8 мм свидетельствуют (таблица), что при лазерной сварке показатели статической прочности металла швов снижаются на 18...20 %, а пластичности возрастают в 1,8 раза с повышением скорости сварки и охлаждения металла ЗТВ сварных соединений. Результаты металлографических исследований показывают, что при увеличении скорости лазерной сварки с 40 до 50 м/ч фазовый состав металла швов изменяется с мартенситного на бейнитно-мартенситный (с долей мартенсита, превышающей 60 %).

При гибридной лазерно-дуговой сварке повышение скорости сварки приводит к увеличению на 10...15 % показателей статической прочности. Как показывают результаты металлографических исследований, эти изменения происходят из-за того, что изменяется доля фазовых составляющих: при $v_{св} = 72$ м/ч, $B_{н} > B_{в} + M$; при $v_{св} = 90$ м/ч, $B_{н} < B_{в} + M$. Исследования по определению диффузионного

Механические свойства основного металла (ОМ) и сварных соединений (СС) стали N-A-XTRA-70, выполненных дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой проволокой Union NiMoCr диаметром 1 мм в смеси Ar + CO₂

Объект исследования	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	KCV, Дж/см ² при T, °C					
					Шов			ЗТВ		
	МПа	%			20	-20	-40	20	-20	-40
ОМ	790	850	18,3	66,0	He опр.	He опр.	50	He опр.	He опр.	He опр.
СС (дуговая сварка, $v_{св} = 18$ м/ч)	731,1	817,1	19,5	65,0	181,6	-	109,2	217,9	-	218,0
СС (дуговая сварка, $v_{св} = 30$ м/ч)	777,7	871,0	19,7	63,2	145,7	-	81,6	232,7	-	223,1
СС (дуговая сварка, $v_{св} = 40$ м/ч)	826,7	915,0	18,4	60,9	140,3	-	91,3	246,3	-	212,3
СС (дуговая сварка, $v_{св} = 50$ м/ч)	822,0	905,0	18,8	64,5	138,9	-	93,7	242,6	-	213,5
СС (лазерная сварка, $v_{св} = 40$ м/ч)	1043,9	1227,7	6,0	24,9	He опр.	15,5	8,7	90,6	84,0	59,2
СС (лазерная сварка, $v_{св} = 50$ м/ч)	854,5	1050,8	10	42,4	52,5	13,8	7,3	-	-	-
СС (гибридная сварка, $v_{св} = 72$ м/ч)	961,0	1196,0	6,2	28,0	113,0	83,4	59,1	102,5	102,3	76,8
СС (гибридная сварка, $v_{св} = 90$ м/ч)	1082,0	1259,0	9,3	33,3	113,1	-	72,5	94,3	-	72,6

водорода в наплавленном металле при дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварке выполняли с помощью хроматографического метода. Образцы размером 25×15×15 мм с наплавленным и расплавленным металлом охлаждали в жидком азоте, а затем размещали в камере хроматографа для анализа содержания выделяемого водорода. В связи с тем, что лазерную сварку проводили без присадочной проволоки отнести количество водорода, которое выделяется, к весу наплавленного металла не представляется возможным. С учетом этого, содержание диффузионного водорода в металле определяли по количеству его в расплавленном металле и сравнивали с количеством водорода, который находился в наплавленном металле образцов, выполненных с использованием дуговой и гибридной лазерно-дуговой сварки.

Полученные результаты исследований свидетельствуют, что при указанных условиях и способах сварки в наплавленном металле образцов, выполненных дуговым и гибридным лазерно-дуговым способами, наблюдаются ультрамикроскопические концентрации содержания диффузионного водорода, а именно: 0,2...0,3 и 0,4 мл/100 г соответственно. При лазерной сварке содержание диффузионного водорода в расплавленном металле еще ниже и составляет 0,07 мл/100 г.

В заключение следует отметить, что сравнительная оценка свойств стыковых сварных соединений стали N-A-XTRA-70, выполненных дуговой, лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой проволокой Union NiMoCr диаметром 1 мм в смеси Ar + CO₂ показала, что гибридная лазерно-дуговая сварка позволяет обеспечить достаточно высокий уровень механических свойств сварных соединений, низкое содержание диффу-

зионного водорода в металле швов с точки зрения обеспечения высокой стойкости против образования холодных трещин.

1. Мусяченко В. Ф. Основы металлургии и технологии сварки высокопрочных низколегированных сталей: (Курс лекций для специалистов-сварщиков) / В. Ф. Мусяченко: Междунар. семинар-практикум ООН по сварке. – К.: Наук. думка, 1976. – 52 с.
2. Мусяченко В. Ф. Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей / В. Ф. Мусяченко, Л. И. Миходуй. – М.: Машиностроение, 1987. – 80 с.
3. Походня И. К. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных конструкционных сталей / И. К. Походня, В. И. Швачко // Автоматическая сварка. – 1997. – № 5. – С. 3–10.
4. Структура и свойства соединений высокопрочной стали в условиях внешнего статического нагружения / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. – Вып. 73. – Днепропетровск: ПГАСА, 2014. – С. 213–219.
5. Moore P. L. Microstructures and properties of laser/arc hybrid welds and autogenous laser welds in pipeline steels / P. L. Moore, D. S. Howse, E. R. Wallach // Science and Technology of Welding and Joining. – 2004. – Vol. 9, Is. 4. – P. 314–322.
6. Ках П. Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки / П. Ках, А. Салминен, Дж. Мартикаинен // Автоматическая сварка. – 2010. – № 6. – С. 38–47.
7. Hybrid laser/arc welding of advanced higt strength steel in different butt joint configurations / M. Atabaki, J. Ma, G. Yang [et al.] // Materials and Design. – 2014. – 64. – P. 573–587.
8. Перспективы применения лазерной и гибридной сварки сталей для повышения эксплуатационного ресурса трубопроводов / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, А. В. Бернадский [и др.]. // Автоматическая сварка. – 2010. – № 10. – С. 37–40.
9. Microstructure and mechanical properties of laser-MAG hybrid welded thick-section weathered steel joint / X. Y. Gu, Z. Z. Duan, X. P. Gu [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 81, Iss. 5. – P. 825–831.
10. Grigoryants A. G. Special features of laser welding using fibre and CO2 lasers / A. G. Grigoryants, V. A. Grezev // Welding International. – 2015. – Vol. 29, Is. 12. – P. 968–973.

Поступила в редакцию 25.03.2016

ТРЕХМЕРНАЯ ПЕЧАТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБЪЕМНЫХ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ СВАРОЧНЫХ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ (Обзор)

**В. Н. КОРЖИК¹, В. Ю. ХАСКИН¹, А. А. ГРИНЮК^{1,2}, В. И. ТКАЧУК¹, С. И. ПЕЛЕШЕНКО³,
В. В. КОРОТЕНКО^{1,2}, А. А. БАБИЧ¹**

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев-56, пр-т Победы, 37. E-mail: mail@KPI.ua

³Южно-Китайский технологический университет. 510641, г. Гуанжоу, КНР. E-mail: sviatoslav@qq.com

В современной промышленности все более актуальным становится изготовление металлических изделий сложной формы при помощи трехмерной печати. Для этого чаще всего применяют лазерные технологии (SLS- и SLM-процессы), реже — электронно-лучевые (EBF₃). И те и другие отличаются достаточно высокой себестоимостью и невысокой производительностью. В данной работе рассмотрены новые тенденции применения сварочных технологий для трехмерной печати сложных металлических изделий, в том числе, дополняемых сопутствующей или последующей механической обработкой. Показано, что использование сварочных технологий для получения металлических объемных изделий значительно снижает себестоимость их изготовления при одновременном повышении производительности по сравнению с SLS- и SLM-процессами. Наиболее перспективной сварочной технологией трехмерной печати является плазменно-дуговая с применением проволок или порошков. Она позволяет при сравнительно малом тепловложении создавать качественные объемные изделия с толщиной стенки 3,0...50,0 мм из сплавов на основе Fe, Ni, Co, Cu, Ti, Al, а также композитных материалов, содержащих тугоплавкие компоненты. Применение сварочных технологий позволяет получать как сравнительно небольшие, так и длинномерные изделия, не нуждающиеся в финишной механической обработке (например, выращивать ребра жесткости на крупногабаритных панелях, создавать сотовые панели, строительные конструкции и т.д.). Сочетание сварочных технологий трехмерной печати с сопутствующей или финишной механической обработкой (чаще всего ЧПУ-фрезерованием) позволяет изготавливать готовые к применению сложнопрофильные металлические изделия. Библиогр.19, табл. 2, рис. 8.

Ключевые слова: трехмерная печать, металлические изделия, сварочные технологии, механическая обработка, материалы, оборудование

В настоящее время трехмерная (3D) печать или быстрое прототипирование (rapid prototyping) объемных изделий сложной формы рассматривается, как «технология XXI века», которая принципиально изменит структуру промышленного производства и экономики, обеспечит автоматическое проектирование деталей, гибкость и быстроту изготовления различных изделий, перераспределение производства от больших предприятий к мелким или изготовление деталей непосредственно у потребителя [1]. Трехмерная печать — это технология аддитивного производства. Процесс начинается с получения данных виртуального проектирования посредством компьютерного моделирования с использованием программного обеспечения систем автоматизированного проектирования (Computer-aided design — CAD). Машина для 3D-печати считывает данные из файла модели CAD, с помощью программных (Computer-aided manufacturing — CAM) модулей деталь делится (режется) на слои, для каждого из которых автоматически создается траектория перемещения инструмента, которая мо-

жет учитывать множество технологических и геометрических факторов. В сумме все программы для каждого слоя формируют управляющую программу, согласно которой движется рабочий инструмент ЧПУ-манипулятора. Инструмент накладывает последовательные слои жидкого, порошкового или листового материала, создавая физическую модель из набора поперечных сечений. Эти слои, соответствующие созданным в модели САД виртуальным поперечным сечениям, автоматически соединяются для создания окончательной формы.

Существуют различные процессы трехмерной печати, но их объединяет то, что прототип изготавливается путем послойного наложения материала. Основное преимущество быстрого прототипирования состоит в том, что прототип создается за один прием, а исходными данными для него служит непосредственно геометрическая модель детали. Следовательно, при этом отпадает необходимость в планировании последовательности технологических процессов, специальном оборудовании для обработ-

3D аддитивные технологии

ки материалов на каждом этапе изготовления, транспортировке от станка к станку и т. д.

Среди известных и достаточно широко применяемых в настоящее время процессов трехмерной печати можно отметить такие, как стереолитография [2], струйное выдавливание с расплавлением термопластичного полимерного материала (Fused Deposition Modeling — FDM) [3], избирательное лазерное спекание (Selective Laser Sintering — SLS) [4]. Такие процессы, при всей их эффективности, обладают одним существенным ограничением — в качестве основного конструкционного или связующего материала в них применяется пластик, что значительно ограничивает номенклатуру изготавливаемых изделий по температуре эксплуатации, нагрузкам, механической прочности и другим показателям.

Для расширения возможностей трехмерной печати требуется наличие технологий получения высокопрочных объемных изделий из металлов, сплавов, в том числе с высокой твердостью. В ряде научно исследовательских центров США (например, NASA's Langley Research Center, Houston и Johnson Space Center, Hampton) ведется разработка электронно-лучевого процесса изготовления металлических изделий произвольной формы (Electron beam freeform fabrication — EBF₃) [5]. При этом электронный пучок используется в качестве источника энергии для плавления подава-

мой проволоки в вакууме. Данная методика была продемонстрирована на алюминиевых и титановых сплавах, представляющих интерес для аэрокосмического использования [6]. По нашему мнению, она может быть также распространена на сплавы на основе никеля и железа. Однако применение данного процесса ограничено необходимостью применения дорогостоящей и сложной вакуумной техники.

Одной из перспективных технологий получения высокопрочных объемных металлических изделий является избирательное лазерное плавление (Selective Laser Melting — SLM), обеспечивающее их формирование путем сплавления порошков из различных металлов и сплавов лазерным лучом [7]. Данная технология дает возможность получать сложные объемные металлические изделия с высокой степенью детализации их элементов и высокой плотностью (до 99 %), а также с высокой размерной точностью (± 50 мкм).

Вместе с тем, при всей его эффективности и гибкости, процесс SLM также обладает рядом ограничений, сужающих его использование (табл. 1):

необходимость применения дорогостоящего и энергетически затратного оборудования с высокой стоимостью обслуживания, что обуславливает высокую себестоимость процесса трехмерной печат-

Таблица 1. Сравнение распространенных SLM-технологий трехмерной печати металлических изделий с новой PAM-технологией на основе плазменно-дуговой сварки

Показатели	Технология трехмерной печати металлических изделий			
	Селективное лазерное плавление – SLM (фирма LENS)	Селективное лазерное плавление – SLM (фирма POM)	Селективное лазерное плавление – SLM (фирма AeroMet)	Плазменно-дуговое плавление – PAM
Характеристики используемого оборудования	Nd:YAG-лазер, мощность 1 кВт	CO ₂ -лазер, мощность 2 кВт	CO ₂ -лазер, мощность 14 кВт	На основе сварки, мощность 2...20 кВт
Производительность по наращиваемому металлу, (см ³ /час)	8	8	160	>1000...15000
Возможность обработки по осям (степеням свободы)	3 оси	3 оси	3 оси	4-5 осей
Тип используемого материала для 3D-печати	Металлический порошок	Металлический порошок	Металлический порошок	Порошки металлов, сплавов, композиционных материалов, смеси порошков. Проволока сплошная и порошковая (металлический сердечник с порошковым наполнителем)
Коэффициент использования материала, %	Около 40	Около 40	Около 70	Более 90
Области применения	Изготовление и ремонт мелких дорогостоящих деталей сложной формы	Изготовление и ремонт мелких дорогостоящих деталей сложной формы	Изготовление и ремонт мелких дорогостоящих деталей сложной формы	Изготовление и ремонт средних и крупных объемных изделий различного назначения
Ориентировочная стоимость основных единиц оборудования (за 1 кВт мощности)	Стоимость лазера 80,000...120,000 дол. США			Стоимость сварочного оборудования 1000...5000 дол. США

ти и приводит к высокой стоимости изготавливаемых изделий;

относительно низкая производительность трехмерной печати (обычно для наиболее распространенных машин не более $10 \text{ см}^3/\text{ч}$ наращиваемого металла);

ограничения по материалу – для SLM используются дорогостоящие порошки с жесткими требованиями по гранулометрическому и химическому составу, текучести и другим характеристикам;

недостаточно высокие прочностные характеристики изготовленных изделий.

С учетом сказанного, актуальным является рассмотрение сварочных технологий для трехмерной печати металлических изделий сложной формы, поскольку сварка, при большей производительности, также позволяет реализовать принцип аддитивного производства, а именно послойного формирования объемных конструкций. Кроме того, сварочные технологии разрабатывались задолго до появления трехмерной печати и являются гораздо более зрелыми и менее затратными. Поэтому сварочные процессы актуально использовать при разработке экономичного способа производства максимально плотных объемных металлических деталей и инструментов [8].

В работе [9] приводится следующая хронология попыток использования сварочных технологий для получения трехмерных конструкций сложной формы:

1926 г. Бейкер запатентовал «использование электрической дуги в качестве источника тепла для получения объемных объектов, напыляя расплавленный металл в накладываемые слои»;

1971 г. Юджи (Mitsubishi) — изготовление сосуда высокого давления используя сварку под флюсом, электрошлаковую технологию и TIG для получения изделий с функционально-градиентными стенками;

1983 г. Куссмаул использовал Shape Welding (фигурную сварку или сварку с заформовкой) для изготовления крупногабаритных изделий из высоколегированной стали (20MnMoNi5) весом 79 т;

1993 г. Принц и Вейс запатентовали комбинированную технологию наращивания материала с помощью сварки с фрезерованием на станках с ЧПУ (Shape Deposition Manufacturing – SDM);

1994–1999 гг. Университет Кренфилда разработал технологию SMD для изготовления оболочек двигателей для корпорации Rolls-Royce (Великобритания).

Также имеются данные о предпринятых в Германии в 1960-х годах попытках создания объемных металлических конструкций с помощью дуговой сварки с заформовкой (Shape Welding). На основе этого процесса такие компании, как Krupp

и Thyssen, организовали изготовление крупногабаритных деталей простой геометрии, например, сосудов высокого давления весом до 500 т [10]. Успешные попытки применения дуговой сварки для изготовления крупных металлических конструкций и изделий из аустенитных сталей были предприняты компанией The Babcock & Wilcox Company (США) в виде создания технологии под названием — процесс «плавления с заформовкой» (Shape Melting) [11]. Как уже отмечалось, в корпорации Rolls-Royce (Великобритания) проводятся работы по применению дуговой сварки в качестве технологии, обеспечивающей высокую производительность формовки и снижение уровня отходов, которые могут возникнуть при традиционной обработке в процессе изготовления изделий из дорогих сплавов [12]. В настоящее время в данной корпорации успешно внедряют эту технологию для производства различных частей самолетов из дорогостоящих сплавов на основе никеля и титана.

Кроме вышеперечисленных примеров, научно-исследовательская работа по трехмерной дуговой сварке ведется в университете Ноттингема, (Великобритания), университете Вуллонгонга (Австралия) и Южном методистском университете в Далласе (США, штат Техас) [13]. Группы исследователей из Индийского Института технологий (Бомбей, Индия) и Института технологии производства и автоматизации Фраунгофера представили свои концептуальные идеи объединения сварки с фрезерованием (combining a welding operation with milling). Исследовались также характерные дефекты формирования объемных изделий сварочными способами и разрабатывались пути их устранения [14]. Была показана необходимость контроля температуры наращиваемых слоев. Особое внимание обращалось на создание изделий из титановых [15] и никелевых [16] сплавов для задач аэрокосмической отрасли. В целом, основные сварочные и родственные технологии для аддитивного производства можно представить в виде табл. 2 [17].

В ИЭС им. Е. О. Патона также была подтверждена принципиальная возможность формирования крупногабаритных объемных конструкций с помощью дуговой сварки. Одним из ярких примеров может служить создание Г. Дочкиным объемных сварных скульптур и картин из титанового сплава по собственному уникальному методу, разработанному в середине 1970-х годов [18]. Решались также отдельные производственные задачи, связанные с изготовлением уникальных изделий оборонной промышленности.

В упомянутых работах в основном изучались возможности применения для трехмерной печат-

3D аддитивные технологии

Таблица 2. Основные технологии аддитивного производства, использующие процессы локального плавления [17]

	Напыление				Порошок/Изложница		
	Плазма (проволока)	Электронный луч (проволока)	Лазер (проволока)	Лазер (порошок)	Лазер (порошок)	Электронный луч (порошок)	Связующее (порошок)
Схема процесса							
Иллюстрация							
Описание	Свободное напыление проволоки с использованием дуговой плазмы	Напыление проволоки, расплавленной при помощи лазерного или электронного луча в камере	Осаждение порошка, расплавляемого с помощью лазера в камере	Лазерное или электронно-лучевое селективное плавление в изложнице, находящейся в камере		Система порошок/связующее, требующая расплавления в нижнем положении	
Применение	<p>Высокоскоростное расплавление материала и технология его нанесения позволяют выращивать почти точные изделия</p>			<p>Точные и почти чистые наплавленные части</p>	<p>Призматические компоненты нового поколения с высокой геометрической сложностью</p>		<p>Детали сложной формы с внутренними полостями для автомобилей</p>

ти таких сварочных процессов, как дуговая сварка плавящимся электродом в среде защитного газа (GMAW) и дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW). Эти процессы обеспечивают хорошее металлургическое сцепление, а также защиту сварочной ванны и наращиваемых слоев изделий от образования оксидов. Однако эти процессы при их доступности также обладают такими недостатками, как значительный размер зоны термического влияния (ЗТВ) и достаточно большие размеры наращиваемого слоя, что приводит к возникновению нежелательных температурных градиентов и накоплению остаточных напряжений. Кроме этого, в качестве расходного материала для формирования объемных изделий используется преимущественно обычная сварочная проволока, что ограничивает химический состав и свойства этих изделий.

Устранить указанные недостатки можно применяя способы микроплазменного или плазменно-дугового плавления (plasma-arc melting – PAM), а также микроплазменной или плазменно-дуговой сварки (plasma-arc welding – PAW). Эти сварочные технологии способны обеспечить новый уровень трехмерной печати как по сравнению с процессами дуговой сварки (GMAW, GTAW), так и по сравнению с лазерным селективным спеканием (SLM), ввиду следующих достоинств:

температура в факеле плазменной дуги может достигать 30000 °С, что существенно больше, чем в обычной электрической дуге, поэтому плазма может расплавить практически любой тугоплав-

кий материал для послойного наращивания объемных изделий;

минимальный нагрев ранее нанесенных слоев при формировании изделий, проникновение тепла в основной металл менее 5 %;

отсутствие разбрызгивания металла при наращивании слоев, чрезвычайно низкое их перемешивание;

возможность регулирования в широких пределах толщины (0,5...5,0 мм) и ширины (1,5...50,0 мм) наносимого слоя металла при аддитивном наращивании объемных изделий;

возможность регулирования состава газовой среды (восстановительной, инертной, окислительной) в процессе аддитивного наращивания слоев при формировании изделия;

более высокая экономичность и производительность процесса (в 2...3 раза и более);

возможность использования широкой номенклатуры расходных материалов (порошки металлов, сплавов, композиционных материалов, порошковые смеси, сплошные и порошковые проволоки), в том числе из сплавов на основе Fe, Ni, Co, Cu, Ti, Al, а также из композитных материалов, содержащих тугоплавкие компоненты — карбиды, бориды и другие (например, WC, Cr₃C₂, TiC, TiB₂) тугоплавкие материалы, композиционные материалы с тугоплавкими компонентами;

возможность изменения состава металла в процессе формирования изделий, получение изделий из материалов с градиентной структурой.

В настоящее время в передовых исследовательских институтах и промышленных корпора-

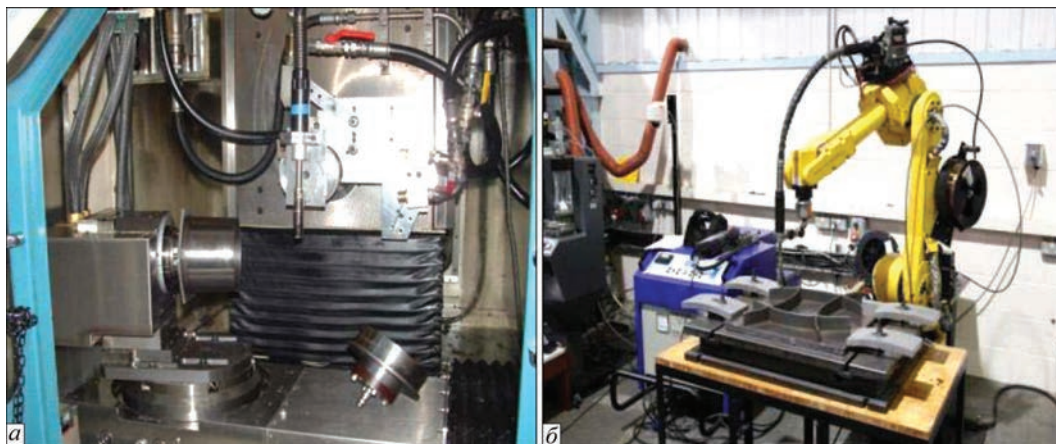


Рис. 1. Комплексы для реализации сварочных аддитивных технологий [9]: *a* – пятиосная система с ЧПУ-фрезерованием и технологией WAAM; *б* – процесс WAAM без механической обработки, реализуемый при помощи антропоморфного робота

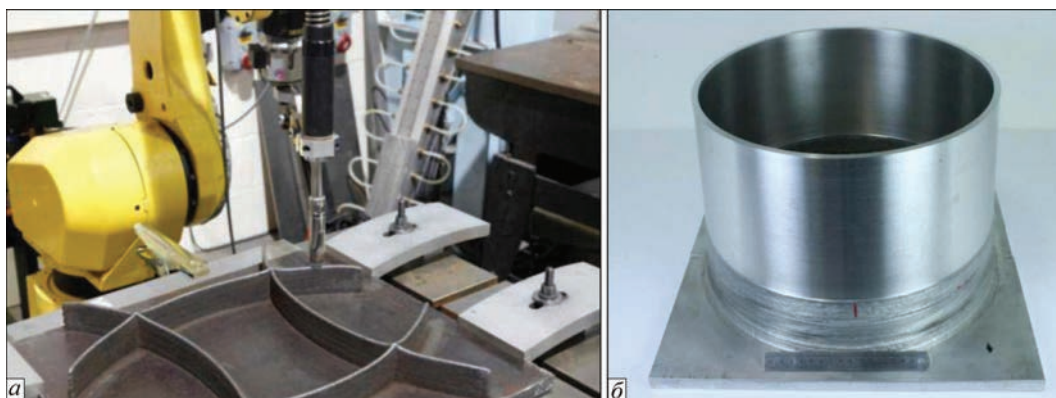


Рис. 2. Примеры объемных изделий из углеродистой стали S355, полученных по технологии WAAM [9]: *a* – панели с пересекающимися ребрами без механической обработки; *б* – цилиндр, механически обрабатываемый после изготовления

в экономически развитых странах ведутся научно-практические исследования по разработке технологий PAM и PAW, а также других сварочных технологий трехмерной печати металлических изделий. Рассмотрим некоторые характерные примеры таких работ.

В университете Кренфилда (Великобритания) разработаны различные комплексы для реализации сварочных аддитивных технологий – как с механической обработкой в процессе наращивания слоев, так и без таковой (рис. 1) [9]. В основе изготовления объемных изделий на этих комплексах лежит технология WAAM (Wire + Arc Additive Manufacture) проволоочно-дугового аддитивного производства (рис. 2). Изделия изготавливаются из различных материалов, например, углеродистой стали, титановых и алюминиевых сплавов и др. При этом может использоваться как обычная (непрерывная или импульсная), так и сжатая электрическая дуга, т. е. плазма (рис. 3). Одним из перспективных направлений использования технологии WAAM является изготовление габаритных сотовых конструкций (рис. 4).

В Южном методистском университете в Далласе (штат Техас, США) были рассмотрены варианты лазерной, дуговой и плазменно-дуговой технологий изготовления трехмерных объектов

с одновременной либо финишной механической обработкой (ЧПУ-фрезерованием) [13]. Были разработаны соответствующие технологические комплексы, а также предложен ряд технических решений, позволяющих изготавливать как относительно простые, так и достаточно сложные изделия (рис. 5). В том числе были проведены исследования в области микроплазменно-



Рис. 3. Корпуса снарядов диаметром 160 и длиной 800 мм с толщиной стенки 8...18 мм массой 32 кг из высокопрочной стали, изготавливаемые по технологии WAAM импульсной MIG-сваркой с производительностью 4 кг/ч, до (*a*) и после (*б*) механической обработки [9]



Рис. 4. Алюминиевая сотовая балочная конструкция повышенной жесткости длиной 3 м [9]

го порошкового выращивания объемных изделий (рис. 6). Показана принципиальная возможность получения градиентных композитных структур таким способом. Анализ особенностей и перспектив указанных сварочных технологий показал, что для наиболее высокопроизводительного и экономичного создания качественных объемных изделий с толщиной стенки 3,0...50,0 мм оптимальным является использование плазменно-дуговой порошковой наплавки слоев высотой 0,5...5,0 мм за один проход.

Помимо изделий машин и механизмов, сварочные технологии трехмерной печати позволяют создавать и строительные конструкции. Примером может служить создание новой технологии MX3D [19]. Проект MX3D создан лабораторией JORIS LAARMAN LAB в сотрудничестве с ACOTECH и HAL (Голландия). Новая технология имеет огромные перспективы, поскольку позволяет быстро создавать сложные металлические сооружения без возведения каких-либо сопутствующих поддерживающих конструкций, например, лесов или временных промежуточных опор. В процессе трехмерной сварки MX3D человек или

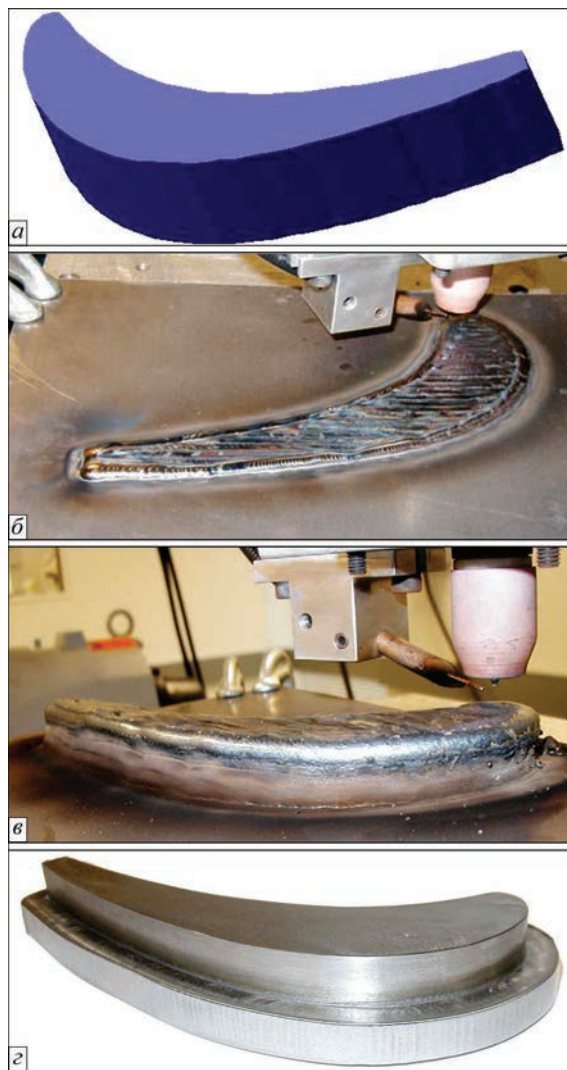


Рис. 5. Процесс изготовления лопатки турбины при помощи сочетания дуговой наплавки и ЧПУ-фрезерования: *a* – CAD-модель; *б* – начало TIG-наплавки; *в* – окончание TIG-наплавки; *г* – заготовка после ЧПУ-фрезерования [13]

сварочный робот сам строит себе опору и двигается вперед по возводимой конструкции. Это уско-

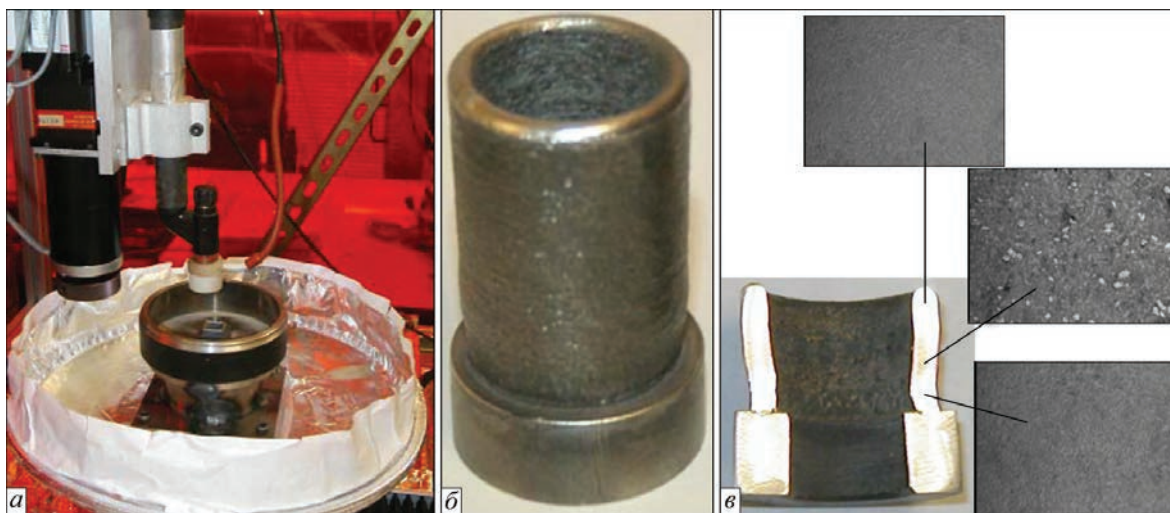


Рис. 6. Микроплазменное порошковое выращивание объемных изделий [13]: *a* – лабораторная установка; *б* – полый однородный цилиндр (инструментальная сталь H-13); *в* – создание градиентной композитной структуры (инструментальная сталь H-13 + карбид вольфрама)

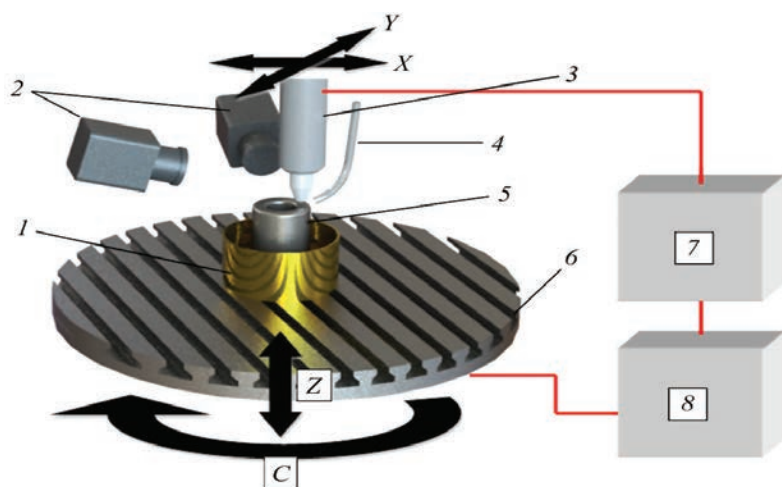


Рис. 7. Схема установки для плазменно-дуговой трехмерной печати объемных изделий (обозначения см. в тексте)

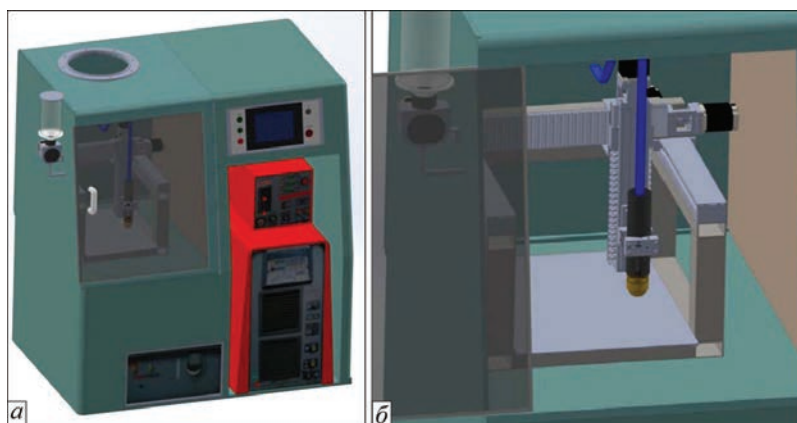


Рис. 8. Спроектированный в ИЭС им. Е. О. Патона комплекс для изготовления трехмерных объектов на основе технологий плазменно-дуговой сварки и наплавки: а — общий вид; б — трехкоординатный манипулятор с плазмотроном

рует и упрощает строительство, к тому же МХ3D может быть полностью роботизирован и работать круглосуточно.

Обобщение данных, приведенных в проанализированных работах, позволяет предложить следующий подход к изготовлению объемных изделий с помощью сварочных технологий: компьютерное моделирование изделия, его изготовление при помощи плазменно-дуговой технологии с использованием проволоки или порошка в условиях контроля температуры и формообразования, механическая обработка минимально необходимого количества участков изделия. Для реализации такого подхода целесообразно отдельно использовать установку для плазменно-дуговой трехмерной печати (рис. 7) и отдельно проводить механическую обработку на фрезерном и/или токарном станке с ЧПУ. Объединять процессы трехмерной печати и финишной механической обработки в рамках одной многоосевой универсальной установки, по нашему мнению, не целесообразно.

После создания компьютерной модели выращиваемой детали (при помощи системы автоматизированного проектирования САД, например

Solidworks) ее автоматически (при помощи системы САМ, например Lazy CAM, Art CAM) разделяют на слои с получением для каждого из слоев управляющих программ, загружаемых в систему ЧПУ комплекса (рис. 7). Выращивание детали 5 производят в экранированной (для улавливания сварочных брызг и неиспользованного порошка) зоне 1, расположенной на поворотном столе 6, имеющем возможность вращения C и пошагово вертикального перемещения Z . Плазмотрон прямого действия 3 установлен на каретке двухкоординатного манипулятора, обеспечивающего точное перемещение по координатам X и Y . В зону действия плазмотрона 3 при помощи системы 4 подается присадочная проволока или порошок. Наблюдение за процессом ведется при помощи системы 2, включающей две ССД-камеры, расположенные под 90° друг к другу, и тепловизор. При этом контролируется не только формообразование детали 5, но и ее температурное состояние. Системы 4 и 2 также расположены на каретке. Электрическое питание плазмотрона 3 обеспечивается источником 7, а управление процессом трехмерной печати — системой ЧПУ 8. По окончании выращивания детали 5 ее

могут передавать на пост механической обработки, обрабатывать непосредственно на той же установке, на которой ее создали, либо оставлять необработанной, при условии получения требуемого качества ее поверхностей.

В настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины ведется изготовление оборудования для создания трехмерных объектов на основе технологий плазменно-дуговой сварки и наплавки. Для этого спроектирован комплекс на базе трехкоординатного манипулятора, оснащенный плазмотроном с источником питания, дозатором присадочного порошка и системой ЧПУ (рис. 8). Управление комплексом осуществляется при помощи общего контроллера с возможностью обмена данными по режимам трехмерной печати и управляющими командами с компьютером. Проводимые работы позволят создать ряд унифицированного оборудования различных типоразмеров для трехмерной печати металлических объемных изделий сложной формы на основе плазменно-дуговых технологий.

Выводы

1. Использование сварочных технологий для получения металлических объемных изделий позволяет значительно снизить себестоимость их изготовления при одновременном повышении производительности по сравнению с SLS- и SLM-процессами.

2. Наиболее перспективной сварочной технологией трехмерной печати является плазменно-дуговая с применением проволок или порошков. Она позволяет при сравнительно малом тепловложении создавать качественные объемные изделия с толщиной стенки 3,0...50,0 мм из сплавов на основе Fe, Ni, Co, Cu, Ti, Al, а также композитных материалов, содержащих тугоплавкие компоненты.

3. Применение сварочных технологий позволяет получать как сравнительно небольшие, так и длинномерные изделия, не нуждающиеся в финишной механической обработке (например, выращивать ребра жесткости на крупногабаритных панелях, создавать сотовые панели, строительные конструкции и т. д.).

4. Сочетание сварочных технологий трехмерной печати с сопутствующей или финишной механической обработкой (чаще всего ЧПУ-фрезерованием) позволяет изготавливать готовые к применению сложнопрофильные металлические изделия.

1. Kruth J. P. Progress in additive manufacturing and rapid prototyping / J. P. Kruth, M. C. Leu, T. Nakagawa // CIRP Annals-Manufacturing Technology. – 1998. – № 47(2). – P. 525–540.
2. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок: монография; под ред. В. Я. Панченко: разд. Лазерные технологии быстрого прототипирования и прямой фабрикации трехмерных объектов. – М.: Физматлит, 2009. – 664 с.
3. Слюсар В. И. Фаббер-технологии. Новое средство трехмерного моделирования / В. И. Слюсар // Электроника: наука, технология, бизнес. – 2003. – № 5. – С. 54–60.
4. Deckard C. R. Recent advances in selective laser sintering / C. R. Deckard, J. J. Beaman // Proceedings of the 14th Conference on Production Research and Technology, Michigan, 1987. – P. 447–451.
5. Каблов Е. Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы / Е. Н. Каблов // Интеллект&Технологии. – №2 (11). – 2015. – С. 52–55.
6. Madigan R. Bruce. Measurement and simulation of titanium alloy deposit temperature in electron beam additive manufacturing / Madigan R. Bruce, Sean F. Riley, Mark J.

- Cola [et al.] // Trends in Welding Research 2012: Proceedings of the 9th International Conference, Chicago, Illinois, USA, June 4–8, 2012. – P. 963–969.
7. Kruth J. P. Selective laser melting of iron-based powder / J. P. Kruth // J. Mater. Process. Technol. – 2004. – V. 149. – P. 616–622.
 8. Karunakaran K. P. Low cost integration of additive and subtractive processes for hybrid layered manufacturing / K. P. Karunakaran, S. Suryakumar, Vishal Pushpa, Sreenathbabu Akula // Robotics and Computer-Integrated Manufacturing. – October 2010. – V. 26(5). – P. 490–499.
 9. Colegrove P. High deposition rate high quality metal additive manufacture using wire + arc technology [Электронный ресурс] / P. Colegrove, S. Williams // Cranfield University, 2013. – Режим доступа: <https://xyzist.com/wp-content/uploads/2013/12/Paul-Colegrove-Cranfield-Additive-manufacturing.pdf>
 10. Venuvinod P. K. Rapid prototyping: laser-based and other technologies / Patri K. Venuvinod, Weiyin Ma // Springer Science+Business Media, LLC, New York, 2004. – 389 p.
 11. Pat. № EP0340939A1 (US4857694): Cooling workpieces being manufactured by shape melting / T. E. Doyle, P. M. Ryan // The Babcock & Wilcox Company. – В 23 К 9/04, В 23 К 37/003, В 23 К 37/00F; 8.11.1989.
 12. Martina F. Investigation of methods to manipulate geometry, microstructure and mechanical properties in titanium large scale wire+arc additive manufacturing / F. Martina // School of Aerospace, Transport and Manufacturing, Cranfield University, UK, 2014. – 178 p.
 13. Kovacevic R. Development of machine for rapid manufacturing/repair [Электронный ресурс] / R. Kovacevic // The 2003 CTMA Symposium, March 31–April 3, Salt Lake City, USA, 2003. – Режим доступа: www.engr.smu.edu/rcam
 14. Abdullah F. Alhuzaim. Investigation in the use of plasma arc welding and alternative feedstock delivery method in additive manufacture / Abdullah F. Alhuzaim // A thesis submitted in partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science General Engineering, Montana Tech of the University of Montana, 2014. – 228 p.
 15. Baufeld B. Additive manufacturing of Ti–6Al–4V components by shaped metal deposition: microstructure and mechanical properties / Bernd Baufeld, Omer Van der Biest, Rosemary S. Gault // Materials & Design. – 2010. – V. 31. – P. 106–111.
 16. Clark D. Shaped metal deposition of a nickel alloy for aero engine applications / D. Clark, M. R. Bache, M. T. Whittaker // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – V. 203. – P. 439–448.
 17. Chad H. Metallic additive manufacturing: Comprehensive Overview and Findings on 3D Printing for Construction, CMIC 2014, Sept. 2014. – [Электронный ресурс]. – / Henry Chad: Режим доступа: <https://www2.iceaustralia.com/ei/images/cm14/cm14presentations/plenary/henry.pdf>.
 18. Искусство Григория Дочкина // CWELD – оборудование и материалы для сварки и резки: новости, 1.08.2015. – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://adiosgroup.ru/?p=242>.
 19. 3D-сварка от MX3D распечатает мост над водой: новости, 17/06/2015. – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://weldworld.ru/news/razrabotka/5583-3d-svarka-ot-mx3d-raspechataet-most-nad-vodoy.html>.

Поступила в редакцию 22.03.2016

Конференция ММITWRP-2016

Восьмая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (ММITWRP-2016) 19–23 сентября 2016 г., отель «Курортный», г. Одесса, Украина

Первое информационное сообщение: <http://pwi-scientists.com/rus/mmi2016>

Архив трудов конференции: <http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings>

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕОРИИ РАСТУЩИХ ТЕЛ ПРИ РАСЧЕТЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ДЕТАЛЕЙ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ АДДИТИВНЫХ НАПЛАВОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

И. К. СЕНЧЕНКОВ¹, И. А. РЯБЦЕВ², Э. ТУРЫК³, О. П. ЧЕРВИНКО¹

¹Институт механики им. С.П.Тимошенко НАН Украины.

03057, Киев-57, ул. Нестерова, 3. E-mail: ang@imech.freenet.kiev.ua

²Институт электросварки им.Е.О.Патона НАН Украины. 0360, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

³Институт сварки. 44100, г. Гливице, Польша, ул. Б. Чеслава, 16-18.

E-mail: eugeniusz.turyk@glivice.pl

На основе теории растущих тел и унифицированной модели течения разработана модель оценки термомеханического состояния детали при многослойной наплавке, а также конечно-элементная методика численной реализации модели. На примере наплавки (наращивания) цилиндра по боковой поверхности установлено, что схема одномоментного наращивания позволяет достаточно быстро получить количественные оценки уровня напряжений и деформаций при анализе различных вариантов технологических решений многослойной наплавки деталей. Однако она не позволяет учесть существенную неоднородность и ячеистую структуру распределений, а лишь описывает плавное усредненное изменение характеристик напряжений и деформаций вдоль цилиндра. Она не позволяет также исследовать такие тонкие технологические вопросы, как влияние на напряженно-деформированное состояние детали различных схем перекрытия наплавляемых валков. В этом случае рекомендуется использовать методику расчета по схеме поваликового наращивания (наплавки). Удовлетворительное в целом согласование расчетных и экспериментальных данных свидетельствует об обоснованности и достоверности разработанного подхода к моделированию термомеханических процессов при многослойной наплавке деталей. Библиогр. 14, рис. 9.

Ключевые слова: наплавка, аддитивные технологии, теория растущих тел, напряженно-деформированное состояние, остаточные напряжения, наплавленные валки, наплавленные слои

По общепринятому определению аддитивные технологии — это технологии производства деталей сложной формы по трехмерной компьютерной модели последовательным послойным нанесением материала [1–4]. Согласно этому определению наплавку также можно отнести к аддитивным технологиям. Однако до сих пор при разработке аддитивных технологий с использованием сварочных источников нагрева основное внимание уделялось лазеру и электронному лучу [5, 6]. Другим способам, в частности наплавке, в качестве аддитивных технологий уделено меньше внимания. Не достаточно анализировался также тот факт, что послойное нанесение расплавленного металла в аддитивных технологиях ведет к тому, что в готовых деталях формируется определенное напряженно-деформированное состояние (НДС), которое может привести к остаточным деформациям или появлению в них трещин.

Экспериментальные методы исследования НДС являются дорогими и трудоемкими процессами, дающими весьма ограниченную инфор-

мацию. Поэтому разработка моделей и методик математического моделирования напряженно-деформированного и микроструктурного состояния деталей в процессе наращивания, остаточного состояния, а также напряжений в процессе эксплуатации является актуальной задачей.

Цель данной работы — создание модели и методики расчета напряженно-деформированного состояния деталей, изготавливаемых с применением аддитивных наплавочных технологий. В основе методики лежит теория растущих тел [7], которая в наибольшей степени моделирует процесс многослойной наплавки [8].

Механическое поведение материала описывается моделью Боднера–Партома [9], которая включает следующие соотношения в прямоугольной декартовой системе координат $Oxyz$:

– закон течения и уравнение пластической несжимаемости

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^p + \dot{\epsilon}_{ij}^e, \quad \dot{\epsilon}_{kk}^p = 0, \quad i, j = x, y, z; \quad (1)$$

– закон течения Прандтля–Рейсса

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \frac{D_0}{J_2^{1/2}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{K_0 + K}{\sqrt{3J_2}} \right)^{2n} \right] s_{ij}, \quad (2)$$

где

$$J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij}; \quad s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk}; \quad \sigma_{kk} = \sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz};$$

– эволюционное уравнение для параметра изотропного упрочнения K

$$\dot{K} = m_1 (K_1 - K) \dot{W}_p, \quad K(0) = 0, \quad (3)$$

где $\dot{W}_p = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p$; D_0, K_0, K_1, m_1, n — параметры модели;

– закон Гука

$$\sigma_{kk} = 3K_v (\epsilon_{kk} - 3\alpha(\theta - \theta_0)), \quad s_{ij} = 2G(e_{ij} - \epsilon_{ij}^p), \quad (4)$$

$$e_{ij} = \epsilon_{ij} - \frac{1}{3} \epsilon_{kk} \delta_{ij},$$

где G, K_v, α — модули сдвига, объемного сжатия и коэффициент линейного теплового расширения.

Соотношения дополняются универсальными уравнениями квазистатического равновесия и теплопроводности, а также соответствующими граничными и начальными условиями.

Рассматриваются две модели процесса многослойной наплавки деталей. Первая — поваликовая послойная наплавка (рис. 1, а), вторая — одномоментная послойная наплавка (рис. 1, б).

В первой модели наращивания учитывается наплавка каждого индивидуального валика в каждом из слоев. Во второй модели, называемой одномоментной наплавкой, теория растущих тел используется для моделирования последовательного одномоментного нанесения каждого отдельного наплавляемого слоя. Временной интервал между

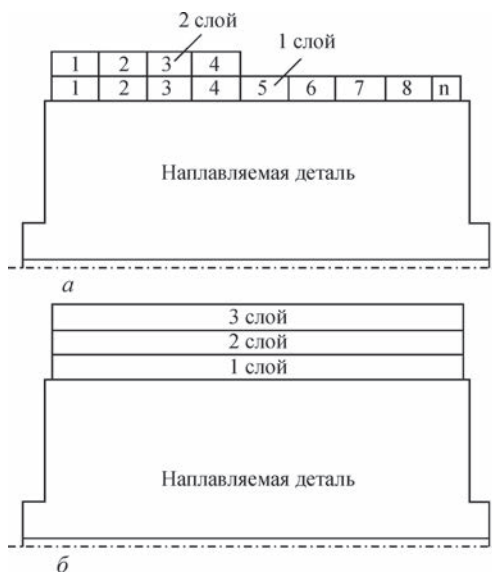


Рис. 1. Схемы моделей многослойной наплавки: а — поваликовая послойная (цифрами указаны номера валиков в порядке их наложения в каждом слое); б — одномоментная послойная

присоединениями этих валиков или слоев, их размеры, температура материала, время охлаждения и т. п. выбираются из условия их эквивалентности геометрическим, энергетическим и прочим параметрам технологического процесса наплавки.

При моделировании растущих в процессе наплавки тел используются два подхода. Первый из них предусматривает построение конечно-элементной сетки (КЭ-сетки), которая покрывает как наплавляемую деталь, так и все наплавляемые в будущем слои. Таким образом, количество узлов КЭ-сетки не изменяется в процессе численного моделирования. Сущность второго, более экономичного, подхода состоит в последовательном присоединении элементов наращиваемого материала. При этом количество конечных элементов изменяется. Области наплавки в первом подходе или наплавляемому элементу во втором подходе первоначально приписываются свойства материала «пустоты», который считается термоупругим материалом со следующими характеристиками:

$$E = 0; \nu = 0,5; \alpha = 0, \quad (5)$$

где E — модуль упругости, ν — коэффициент Пуассона, α — коэффициент линейного термического расширения.

Значение коэффициента Пуассона $\nu = 0,5$ выбрано из условия соответствия свойствам расплавленного (несжимаемого) материала, которым будет заполняться элемент. При этом может иметь место только деформация формоизменения. Теплофизические свойства «пустоты» принимаются такими же, как у наплавляемого металла. Следовательно, элемент «пустой» только с точки зрения механики. В процессе заполнения, который рассматривается как процесс, развивающийся во времени, «пустые» элементы КЭ-сетки будут заполняться расплавом наплавляемого материала. В расчетах учитывается тот факт, что в процессе заполнения элементов (наплавки) деформируется вся КЭ-сетка, как покрывающая деталь, так и «пустые» элементы.

Пусть в момент заполнения t^* некоторый пустой элемент сетки $\Delta V(t^*)$, примыкающий к поверхности наращивания, имеет деформацию ϵ_{ij} и пусть он заполняется расплавом материала, имеющим температуру θ^* , и, который в момент заполнения является ненапряженным. Тогда в наплавляемом элементе:

$$\sigma_{ij} = 0, \quad i, j = x, y, z \quad \text{при } t = t^*. \quad (6)$$

Условие (6) в терминах определяющих уравнений $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}(\epsilon_{kl}, \theta)$ можно записать в виде:

$$\sigma_{ij}(\epsilon_{kl}^*, \theta^*) = 0 \quad \text{в элементе сетки} \quad (7)$$

$$\Delta V(t^*) i, j, k, l \leftrightarrow x, y, z.$$

Равенство (7) указывает на отсутствие напряжений (условие (6)) в наплавляемом элементе ΔV , который имеет начальную деформацию ϵ_{ij}^* при температуре заполнения θ^* .

Предполагается, что неупругая деформация наплавленного металла в момент времени t^* заполнения элемента сетки отсутствует:

$$\epsilon_{ij}^p(t^*) = 0 \text{ в элементе сетки } \Delta V(t^*). \quad (8)$$

Для того, чтобы были выполнены условия (2) и (3), необходимо при $t > t^*$ модифицировать уравнение закона Гука для изотропного материала (4) следующим образом:

$$\begin{aligned} s_{ij} &= 2G_f(e_{ij} - \epsilon_{ij}^p - e_{ij}^*), \\ \sigma_{kk} &= 2K_f(\epsilon_{kk} - \epsilon_{kk}^* - 3\alpha_f(\theta - \theta^*)), \end{aligned} \quad (9)$$

а в уравнениях (2) и (3) принять:

$$\epsilon_{ij}^p(t^*) = 0, \quad K(t^*) = 0, \quad K_0(t^*) = K_{0f}(\theta^*). \quad (10)$$

Здесь нижний индекс f показывает, что параметры относятся к материалу наплавленного слоя.

Таким образом, чтобы выполнить условие (6) в приповерхностном наращиваемом слое для всех элементов наплавляемого материала определяющие уравнения (1)–(4) индивидуализируются теми конкретными значениями деформации ϵ_{ij}^* и температуры θ^* , при которых происходило их заполнение в момент времени $t = t^*$.

В качестве примера рассмотрим спиральную наплавку боковой поверхности цилиндра. В меридиональном сечении схема заполнения наплавленного слоя отдельными валиками (см. рис. 1, а) приведена на рис. 2.

Пусть началу наплавки N -го валика отвечает момент времени $t = t_N$. Процесс реализуется в такой последовательности:

1. В интервале времени $(t_N, t_N + t_Q)$, где t_Q — эффективное время работы источника, происходит одновременно разогрев: (а) «пустой» области 3 равномерно распределенным объемным источником тепла мощностью Q_K (индекс K — наплавка); (б) примыкающей области 4 сварочной дугой, являющейся объемным источником тепла мощностью Q_L (индекс L — дуга).

2. В момент $t = t_N + t_Q$ оба источника отключаются, и происходит «заполнение» области 3, под которым понимается замена в этой области «пустого» материала со свойствами (1) материалом, описываемым системой уравнений (1)–(4) с учетом модификации (9) и (10), где ϵ_{ij}^* и θ^* — деформации и температуры в узловых точках области 3 в момент заполнения.

3. В интервале времени (t_{N+Q}, t_{N+1}) происходит остывание за счет теплопроводности вглубь детали и теплообмена с окружающей средой.

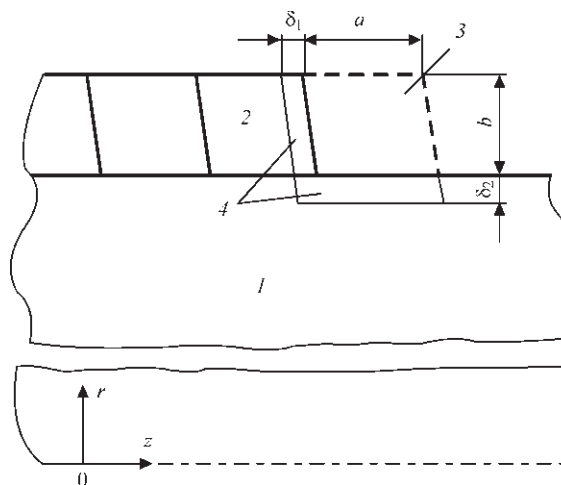


Рис. 2. Схема заполнения (наплавки) N -го валика: 1 — деталь; 2 — ранее наплавленный $(N-1)$ -ый валик; 3 — область, отвечающая следующему N -ному валику и подлежащая заполнению (до заполнения — «пустая» область); 4 — нагреваемая сварочной дугой области приповерхностного объема в детали и ранее наплавленном валике; δ_1 — ширина нагреваемой области в материале валика $N-1$ при выполнении N -го валика; δ_2 — ширина нагреваемой области в основном металле при выполнении N -го валика; штрих-пунктирная линия — ось детали

4. В момент $t = t_{N+1}$ подсоединяется новый механически «пустой» элемент и процесс повторяется.

Тепло, поступающее в тело при наплавке, определяется соотношением:

$$\bar{Q} = \eta_T(\eta_E + \eta_Y)IU\Delta t_1 = \bar{Q}_E + \bar{Q}_Y, \quad (11)$$

где η_T — эффективный коэффициент мощности; η_E — эффективный к. п. д. нагрева детали дугой; η_Y — эффективный к. п. д. нагрева каплями электрода; \bar{Q}_E и \bar{Q}_Y — теплоты, соответственно, передаваемая телу детали дугой и поступающая в электрод:

$$\bar{Q}_E = \eta_T\eta_E IU\Delta t_1, \quad \bar{Q}_Y = \eta_T\eta_Y IU\Delta t_1, \quad (12)$$

где Δt_1 — время наплавки ряда валиков, которое определено исходя из геометрических размеров наплавляемой поверхности и скорости наплавки.

Соответствующие объемные мощности тепловых источников вычисляются по формулам:

$$Q_E = \frac{\bar{Q}_E}{V_E t_Q}, \quad Q_Y = \frac{\bar{Q}_Y}{V_Y t_Q}, \quad (13)$$

где V_E — объем области, в которой действует источник тепла, получаемый вращением плоской фигуры 4 или 3 меридионального сечения вокруг оси детали; V_Y — объем области, получаемый вращением фигуры 3 (см. рис. 2), t_Q — эффективное время работы теплового источника.

Для схемы заполнения (см. рис. 2) приняты следующие значения набора геометрических параметров: $\delta_1 = 10^{-3}$ м, $\delta_2 = 0,5 \cdot 10^{-3}$ м, а параметры

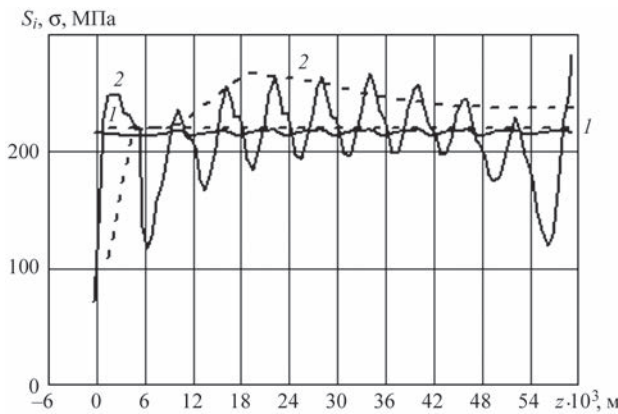


Рис. 3. Интенсивность напряжений s_i (кривая 1) и среднее напряжение σ_0 (кривая 2) в первом наплавленном слое после наплавки второго слоя

a и b определялись по ширине и высоте валика. Значения δ_1 , δ_2 и t_Q выбирались с помощью численного эксперимента из условия приблизительного равенства температур в объемах $V_{\dot{E}}$ и $V_{\dot{Y}}$ в момент заполнения области валика 3 расплавленным материалом.

Приняты следующие значения приведенных величин при определении тепловложения [8]: $\eta_T = 0,6$; $\eta_{\dot{E}} = 0,8$; $\eta_{\dot{Y}} = 0,2$. Расчеты проводились с использованием физико-механических характеристик соответствующих материалов. Краевая задача термомеханики решалась методом конечных элементов. Подробное описание численной методики дано в работах [10–12].

Приведем сравнение результатов расчетов остаточного напряженно-деформированного состояния, полученных в рамках схем постепенного и одновременного наращивания (см. рис. 1, $a, б$).

В качестве примера рассматривается цилиндр из стали 35ХМ, наращиваемый двумя слоями хромоникелевой стали 10Х18Н10 с аустенитно-ферритной структурой. Цилиндр имеет диаметр $D = 0,126$ м и длину $L = 0,250$ м. Толщины первого и второго слоев одинаковы и равны 2,3 мм. Наплавка ведется с предварительным подогревом $\theta = 300$ °С.

В схеме постепенного наращивания для сокращения объема вычислений наносится по 10 ва-

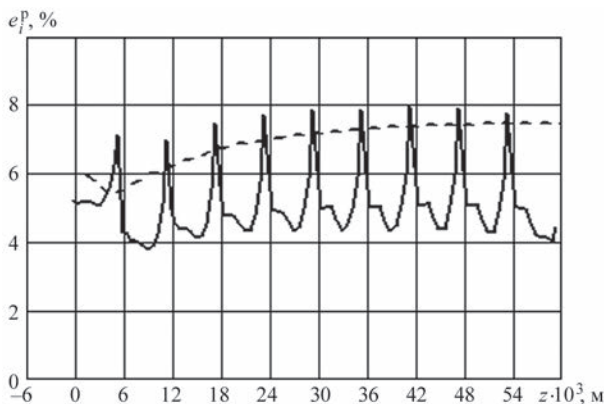


Рис. 4. Интенсивность остаточных неупругих деформаций в первом наплавленном слое после наплавки второго слоя

ликов в каждом слое. Расчеты показали, что концевые эффекты локализованы в зонах первых и последних трех валиков. Следовательно, в области между третьим и седьмым валиками имеет место остаточное напряженно-деформированное состояние, которое можно ассоциировать с областью регулярного состояния основной части полностью наращенного цилиндра.

В качестве характеристик напряженно-деформированного состояния используются интенсивность девиатора тензора напряжений

$$s_i = J_2^{1/2},$$

интенсивность неупругих деформаций

$$\epsilon_i^p = (-e_{ij}^p e_{ij}^p)$$

и среднее нормальное напряжение

$$\sigma_0 = (\sigma_{rr} + \sigma_{zz} + \sigma_{\phi\phi}) / 3.$$

Интенсивность s_i отвечает за неупругие процессы и разрушение по вязкому механизму. Среднее напряжение обобщенно идентифицирует состояние растяжения ($\sigma_0 > 0$) или сжатия.

На рис. 3 и 4 показаны распределения характеристик НДС вдоль линии Oz при $r = 0,064$ м (половина толщины первого слоя). Здесь и ниже сплошные линии отвечают схеме поваликовой, а штриховые — одномоментной послойной наплавки.

Распределения вдоль срединной линии $r = 0,064$ м остаточных напряжений и деформаций, которые сформировались во втором наращенном слое после его остывания до 20 °С, представлены сплошными линиями на рис. 5 и 6.

Анализ представленных результатов позволяет сделать следующие выводы:

1. Схема одномоментного послойного наращивания не позволяет учесть неоднородной ячеистой структуры распределений, а описывает плавное усредненное изменение характеристик напряжений и деформаций вдоль наплавляемого цилиндра.

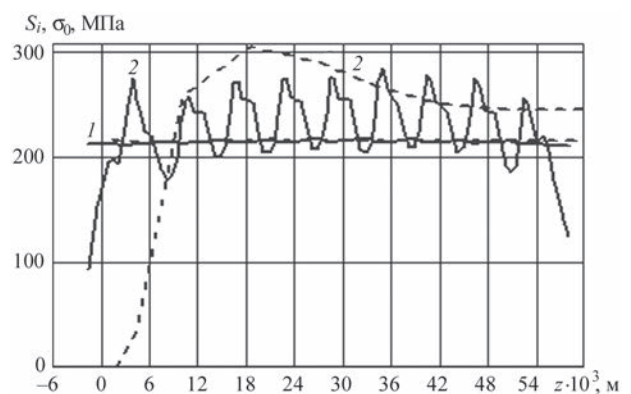


Рис. 5. Интенсивность напряжений s_i (кривая 1) и среднее напряжение σ_0 (кривая 2) во втором наплавленном слое

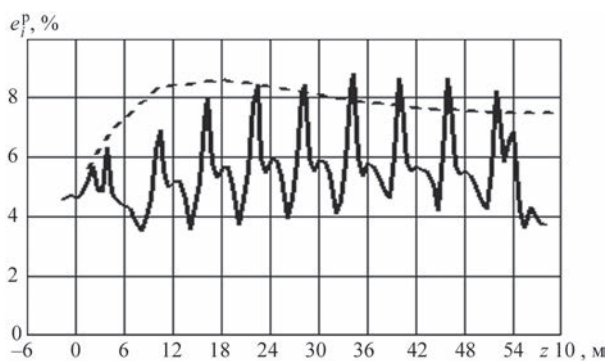


Рис. 6. Интенсивность остаточных неупругих деформаций ε_i^p во втором наплавленном слое

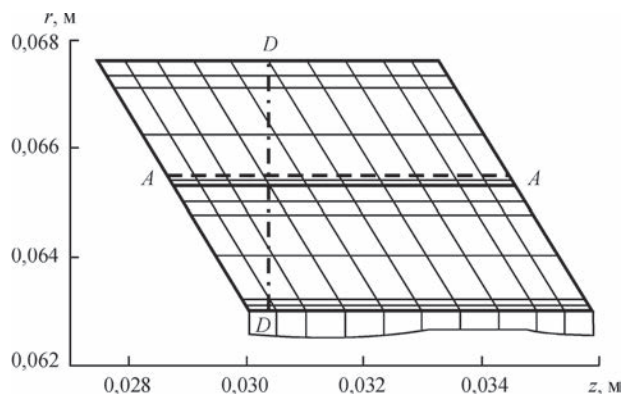


Рис. 7. Схематический фрагмент наплавленных слоев. Штрихпунктирная линия $D-D$ — ось отверстия; штриховая линия $A-A$ — глубина отверстия; тонкие линии — КЭ-сетка

2. Схеме одномоментного послойного наращивания отвечают более протяженные зоны концевых возмущений напряженно-деформированного состояния.

3. В области регулярного распределения характеристик НДС результаты расчетов по одномоментной послойной схеме удовлетворительно согласуются с результатами, полученными на основе схемы поваликовой наплавки. В силу этого обстоятельства при упрощенных расчетах можно использовать мгновенную послойную схему.

Результаты численного моделирования сравниваются с экспериментальными данными. Измерения проводились с помощью метода сверления отверстий (The hole-drilling method) [13, 14].

Исследование проводилось на шестом валике при двухслойной поваликовой наплавке слоев. Соответствующий фрагмент наращенного слоя показан на рис. 7. Для измерения остаточных напряжений в центре валика, расположенного в сечении $z = 0,0304$ м, сверлилось отверстие диаметром 1,6 мм на глубину $\Delta r = 2,2$ мм. Ось отверстия обозначена вертикальной штрих-пунктирной линией. Линия $A-A$ показывает глубину отверстия.

На рис. 8 сплошными линиями показаны расчетные осевые распределения компонент σ_{zz} (кривая 1) и $\sigma_{\varphi\varphi}$ (кривая 2) в сечении $A-A$. Треугольниками обозначены экспериментальные значения максимального и минимального главных напря-

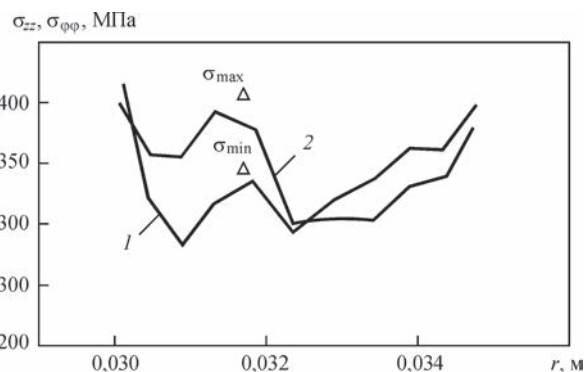


Рис. 8. Осевое напряжение (кривая 1) и окружное напряжение (кривая 2) вдоль линии $A-A$ на фрагменте наплавленных слоев, приведенном на рис. 7. Треугольниками показаны экспериментальные значения

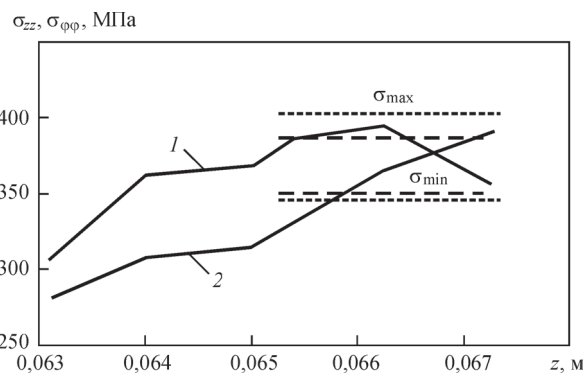


Рис. 9. Распределение остаточных осевых σ_{zz} (линия 1) и окружных $\sigma_{\varphi\varphi}$ (линия 2) напряжений по толщине наплавленного слоя в сечении $z = 0,0304$ м. Пунктирные линии — экспериментальные значения средних по толщине главных напряжений в наплавленном слое; штриховые линии — расчетные значения этих величин

жений σ_{\min} и σ_{\max} . Видно, что в пределах валика компоненты напряжения изменяются весьма существенно. Однако в рассматриваемом сечении имеет место хорошее согласование данных.

Сопоставление удобнее проводить с использованием радиальных распределений напряжений в наращенном слое. Согласно экспериментальной методике измеренные напряжения соответствуют и должны сравниваться со следующими расчетными величинами в данном сечении:

$$\sigma_{\min} = \left\langle \min(\sigma_{zz}(r), \sigma_{\varphi\varphi}(r)) \right\rangle_{\Delta r},$$

$$\sigma_{\max} = \left\langle \max(\sigma_{zz}(r), \sigma_{\varphi\varphi}(r)) \right\rangle_{\Delta r}.$$

Здесь $\langle f(r) \rangle_{\Delta r}$ обозначает усредненную по глубине отверстия величину:

$$\langle f(r) \rangle = \frac{2}{r_0^2 - (r_0 - \Delta r)^2} \int_{r_0 - \Delta r}^{r_0} f(r) r dr,$$

где r_0 — наружный радиус наращенного ролика.

На рис. 9 сплошными линиями показаны расчетные распределения вдоль радиуса компонент

3D аддитивные технологии

напряжений σ_{zz} (кривая 1) и $\sigma_{\varphi\varphi}$ (кривая 2) в исследуемом сечении.

Штриховыми линиями показаны экспериментальные, а пунктирными — расчетные значения средних по глубине отверстия максимального и минимального главных напряжений. Видно, что максимальное и минимальное главные напряжения не связаны с какой-то одной компонентой. Так, на поверхности преобладает компонента $\sigma_{\varphi\varphi}$, а в более глубоких слоях максимальное значение определяется компонентой σ_{zz} .

Выводы

1. На основе теории растущих тел и унифицированной модели течения разработана модель оценки термомеханического состояния детали в процессе многослойной наплавки, а также конечно-элементная методика численной реализации модели. Удовлетворительное в целом согласование расчетных и экспериментальных данных свидетельствует об обоснованности и достоверности разработанного подхода к моделированию термомеханических процессов при многослойной наплавке.

2. На примере наплавки (наращивания) цилиндра по боковой поверхности установлено, что схема одномоментного наращивания позволяет достаточно быстро получить количественные оценки уровня напряжений и деформаций при анализе различных вариантов технологических решений многослойной наплавки деталей. Однако она не позволяет учесть существенную неоднородность и ячеистую структуру распределений, а лишь описывает плавное усредненное изменение характеристик напряжений и деформаций вдоль цилиндра. Она не позволяет также исследовать такие тонкие технологические вопросы, как влияние на напряженно-деформированное состояние детали различных схем перекрытия наплавляемых валков. В этом случае рекомендуется использовать методику расчета по схеме поваликового наращивания (наплавки).

1. Балякин А. В. Применение аддитивных технологий для создания деталей камеры сгорания / А. В. Балякин, В. Г. Смелов, Л. А. Чемпинский // *Авиационная и ракетно-космическая техника. Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета*. – 2012. – № 3 (34). – С. 47–51.
2. Marya S. Additive manufacturing, derivative of welding and joining technology. A literature review / S. Marya, J. Y. Hascoet, S. K. Panigrah [et. al.] // *Документ IIW: DOC. XII-2185-14; DOC. IV-1195-14*.
3. Смуров И. Ю. О внедрении аддитивных технологий и производств в отечественную промышленность / И. Ю. Смуров, С. Г. Конов, Д. В. Котобан // *Новости материаловедения. Наука и техника*. – 2015. – № 2 (14). – С. 11–20.
4. Ковалев О. Б. Фундаментальные проблемы моделирования и диагностики процессов в лазерных технологиях аддитивного производства объемных металлоизделий / О. Б. Ковалев // *Сб. трудов XI Всероссийского съезда по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики*, Казань, 20–24 августа 2015 года. С. 1836–1838.
5. Махненко В. И. Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров / В. И. Махненко., Т. Г. Кравцов. – Киев: Наукова Думка, 1976. – 160 с.
6. Махненко В. И. Численное исследование термомеханических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств / В. И. Махненко, Т. Г. Кравцов, В. В. Севрюков // *Автоматическая сварка*. – 2001, № 1. – С.
7. Арутюнян Н. Х. Механика растущих вязкоупруго-пластичных тел / Н. Х. Арутюнян, А. Д. Дроздов, В. Э. Наумов. – М.: Наука, 1987. – 471 с.
8. *Технология сварки, пайки и резки. Энциклопедия. Т. III-4. Под редакцией Б. Е. Патона*. – М.: Машиностроение, 2006. – 768 с.
9. Bodner S. R. Unified plasticity – an engineering approach (Final report), Faculty of Mechanical Engineering, Technion – Israel Inst. of Techn. Haifa 32000, Israel – 2000. – 105 p.
10. Рябцев И. А. Теория и практика наплавочных работ / И. А. Рябцев, И. К. Сенченков. – Киев: Экотехнология, 2013. – 400 с.
11. Рябцев И. А. Наплавка, материалы, технологии, математическое моделирование / И. А. Рябцев, И. К. Сенченков., Е. Турык // *Гливице: Изд-во Силезского политехн. ин-та*. 44 – 100. – 2015. – 590 с.
12. Сенченков И. К. Расчет остаточных напряжений при многослойной спиральной наплавке цилиндрических деталей на основе теории наращивания вязкопластических тел / И. К. Сенченков, И. А. Рябцев, Е. Турык, Г. А. Табиева // *Сварочное производство*. – 2005, № 9. – С. 18 – 25.
13. Standard test method for determining residual stresses by the hole drilling strain-gage method. – ASTM Standard E 837.
14. Measurement of residual stresses by the hole drilling strain gage method / Measurements Group Inc. Tech. Note, 1993. – 19 p.

Поступила в редакцию

Компания Ярдвэй Групп, КНР приглашает на работу трех инженеров-сварщиков

Требования к кандидатам:

- ◆ степень бакалавра или выше по специальностям: сварка, машиностроение, электротехника и родственные специальности;
 - ◆ мужчины, возраст 25–49 лет;
- ◆ базовое знание разговорного английского языка;
- ◆ интерес к китайской культуре, желание работать в КНР и других странах мира.

Сферы деятельности

Послепродажное обслуживание сварочного оборудования на предприятиях клиентов.
Модернизация существующего и разработка нового сварочного оборудования.

Приветствуется опыт работы в иностранных компаниях.

E-mail: masha@kiwayzh.com.

Tel: +8613809235810 (Kyiv time from 9:00-17:00). <http://www.yardwaygroup.com/>

3D ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА ТИТАНОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

С. В. АХОНИН, Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, В. Ю. БЕЛОУС, И. К. ПЕТРИЧЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящее время 3D-печати и аддитивным технологиям уделяется много внимания в исследовательских центрах по всему миру. В связи с тем, что титан химически активный металл, электронно-лучевые технологии представляются наиболее перспективными для разработки технологии металлической 3D-наплавки деталей из сплавов на основе титана. В работе изучалась возможность создания электронно-лучевой наплавки сложной формы из технического титана. Наплавка осуществлялась с применением 2-х координатного манипулятора и перемещающегося рабочего стола, формирование детали производилось на титановой подложке, в качестве наплавочного материала использовалась титановая сварочная проволока марки ВТ1-00. Получены детали прямолинейной формы высотой 35 мм и цилиндрической формы высотой 45 мм с толщиной стенки 10 мм. Изучены структуры наплавленных слоев, отмечено отсутствие пористости металла цилиндрической и прямолинейной наплавки. Структура металла наплавленных слоев аналогична структуре литого металла технического титана ВТ1-0. Микротвердость металла детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой с применением сварочной проволоки ВТ1-00, соответствует уровню микротвердости литого металла технического титана ВТ1-0. Показано, что технология электронно-лучевой наплавки позволяет получать детали сложной формы из титана с однородной структурой. Библиогр. 4, рис. 9.

Ключевые слова: 3D-печать, электронно-лучевая 3D-наплавка, электронный луч, титан, структура

В настоящее время 3D-печати и аддитивным технологиям уделяется много внимания в исследовательских центрах по всему миру [1]. В случае изготовления металлических деталей разрабатываются технологии, согласно которым в качестве источника тепла используется лазер — т. н. SLS-технологии [2] или электронный луч. Причем компания Sciaky, специализирующаяся на разработке технологий и оборудования для сварки, разрабатывает технологию, согласно которой создание детали производится методом послойной наплавки материала в расплаве, сформированном электронным лучом — т. н. EBDM (Electron Beam Direct Manufacturing, «прямое изготовление электронно-лучевым пучком») [3].

В связи с тем, что титан является химически активным металлом, электронно-лучевые технологии в вакуумной камере, обеспечивающей надежную защиту расплавленного и остывающего металла, представляются нам наиболее перспективными для разработки технологии непосредственного создания металлических деталей из титана путем 3D-наплавки металлическими материалами [4]. В этом случае имеется возможность использовать стандартные сварочные материалы, широко применяющиеся для выполнения сварочных и наплавочных работ.

Целью работы являлось изучение возможности создания деталей из титанового сплава методом электронно-лучевой 3D-наплавки с использованием присадочных проволок на основе титана.

Электронно-лучевую 3D-наплавку проводили на модернизированной установке УЛ-144, оснащенной энергоблоком ЭЛА 60/60, специальной сварочной пушкой и специализированным подающим механизмом для подачи присадочной проволоки в электронно-лучевой камере.

В процессе работы изучалась возможность изготовления деталей двух типов: 1 — тела вращения; 2 — прямолинейной формы.

Использование тела вращения для создания 3D-деталей является более простой задачей. Проведенные исследования позволили отработать технологию 3D-наплавки с применением постоянно существующей ванны расплавленного металла. Схема процесса электронно-лучевой 3D-наплавки тела вращения представлена на рис. 1. При 3D-наплавке детали — стакана, представляющего собой тело вращения, использовалась непрерывно существующая ванна расплавленного металла. В процессе 3D-наплавки тела вращения электронно-лучевая пушка совершает перемещения в горизонтальной плоскости совместно с механизмом подачи присадочного металла в виде проволоки. Деталь формируется на водоохлаждаемой формирующей подложке, совершающей вращательное движение. По мере выполнения слоя, стол с закрепленной деталью и водоохлаждаемой формирующей подложкой опускается вниз. При этом расстояние между присадочной проволокой и катодом электронно-лучевой пушки является фиксированным и не изменяется в процессе создания всей де-

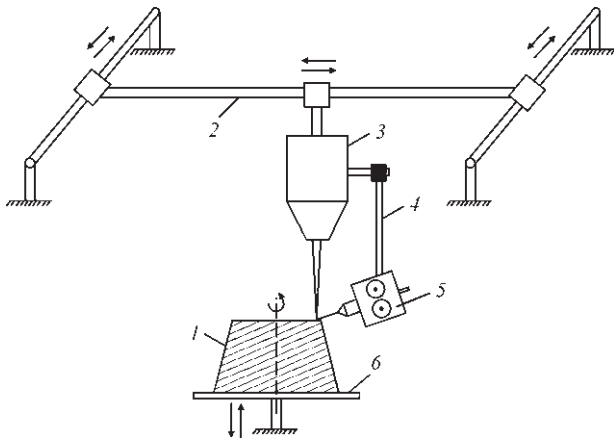


Рис. 1. Схема электронно-лучевой 3D-наплавки тела вращения с применением постоянно существующей ванны: 1 — изготавливаемое изделие; 2 — манипулятор; 3 — электронно-лучевая пушка; 4 — штанга держателя подающего механизма; 5 — подающий механизм; 6 — поворотный стол с механизмом вертикального перемещения

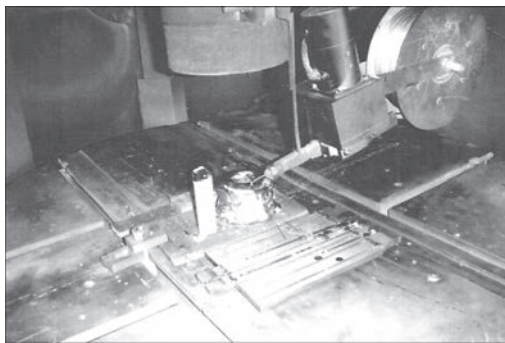


Рис. 2. Расположение детали с формой тела вращения и механизма подачи присадочной проволоки в камере электронно-лучевой установки

тали. Пример детали, имеющей форму тела вращения, представлен на рис. 2 и рис. 3.

Однако технологические возможности метода 3D-наплавки с применением постоянно существующей ванны ограничены. Гораздо больше возможностей предоставляет технология послойной 3D-наплавки с применением периодически формирующейся ванны расплавленного металла.

Экспериментально отработана техника создания детали прямолинейной формы, представляющей собой вертикальную стенку, формируемую на

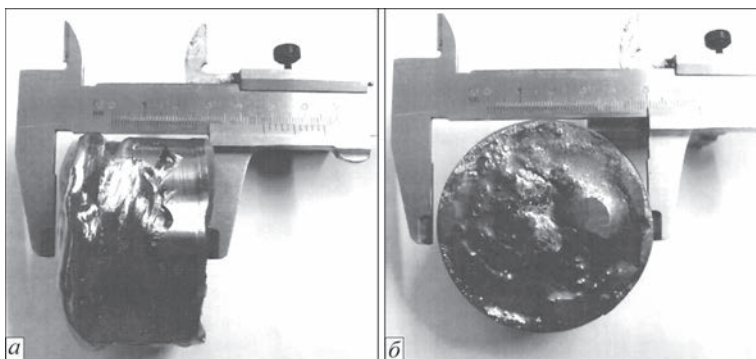


Рис. 3. Внешний вид детали с формой тела вращения: а — вид сбоку; б — вид снизу

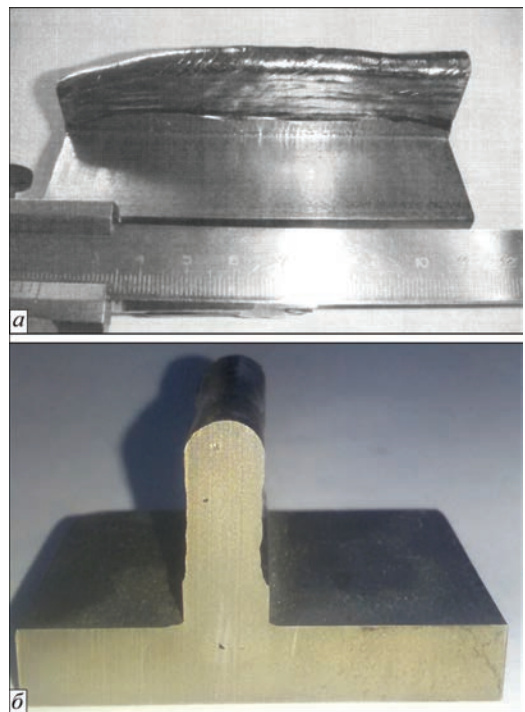


Рис. 4. Образец детали прямолинейной формы, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой с применением периодически формирующейся ванны расплавленного металла: а — внешний вид; б — поперечное сечение прямолинейной детали

металлической подкладке. При 3D-наплавке прямолинейной детали электронно-лучевая пушка и механизм подачи перемещаются в горизонтальной плоскости, при этом расстояние между присадочной проволокой и катодом электронно-лучевой пушки также является фиксированным и не изменяется в процессе создания всей детали. По мере выполнения слоя, стол с закрепленной деталью и подложкой опускается вниз. Развертка и фокусировка луча осуществлялась по специальной программе, для обеспечения требуемых размеров ванны расплавленного металла.

В случае 3D-наплавки детали прямолинейной формы после выполнения очередного слоя ванна расплавленного металла формировалась в месте старта заново. 3D-наплавка детали прямолинейной формы осуществлялась на подложку из титана марки ВТ1-00 толщиной 10 мм. Подложка при наплавке перемещалась в вертикальном направлении, а электронно-лучевая пушка и механизм подачи перемещались в горизонтальной плоскости. Количество слоев необходимых для стенки детали высотой 35 и шириной 8 мм составило 18 проходов. Подача присадочной проволоки, разведение ванны жидкого металла и перемещение ванны по поверхности формируемой детали осуществлялось по автоматической комплексной программе. Программа позволяет менять

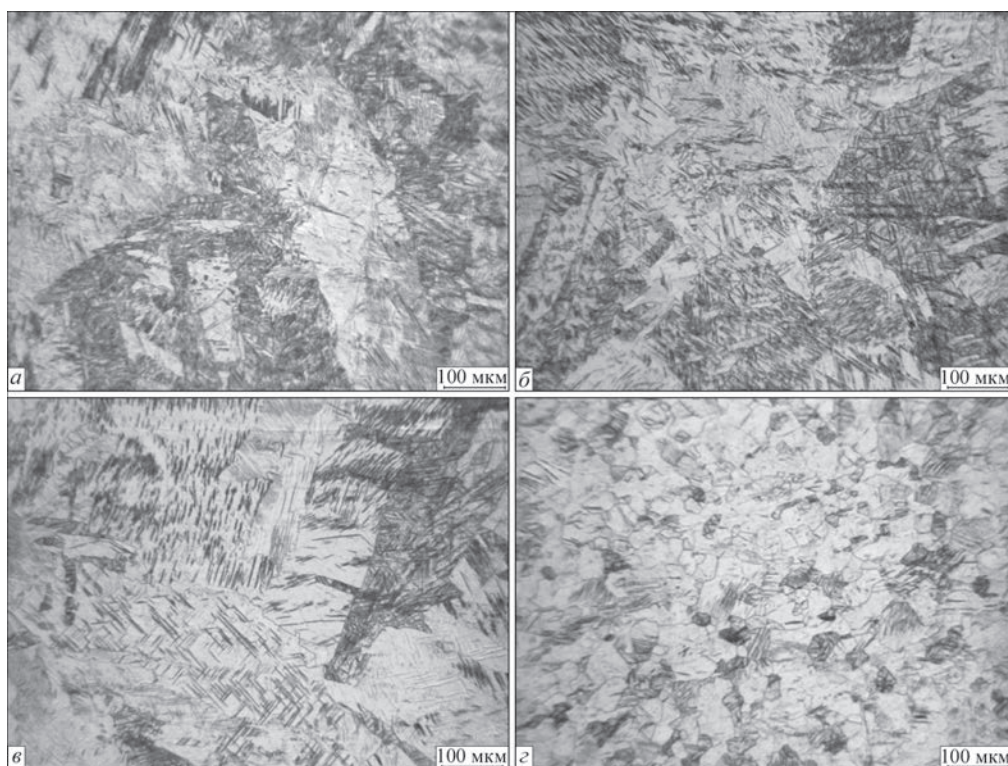


Рис. 5. Структура металла прямолинейной детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой: *a–в* — наплавленный металл; *г* — металл подложки

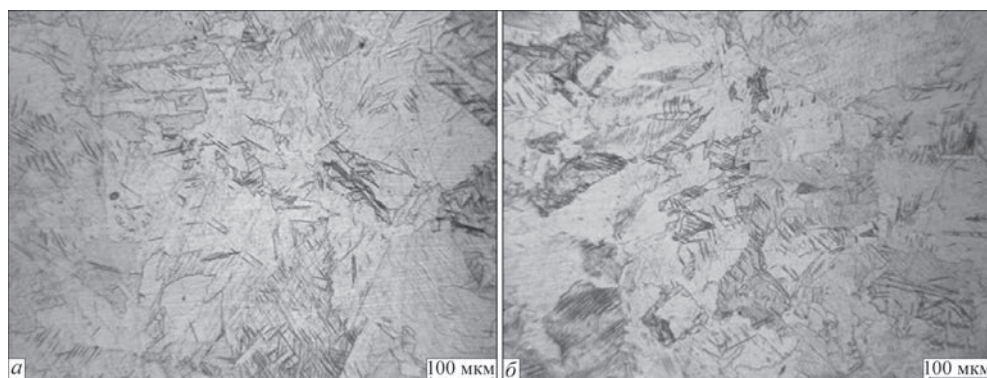


Рис. 6. Структура металла ЗТВ прямолинейной детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой: *a* — вблизи наплавленного металла; *б* — вблизи от металла подложки

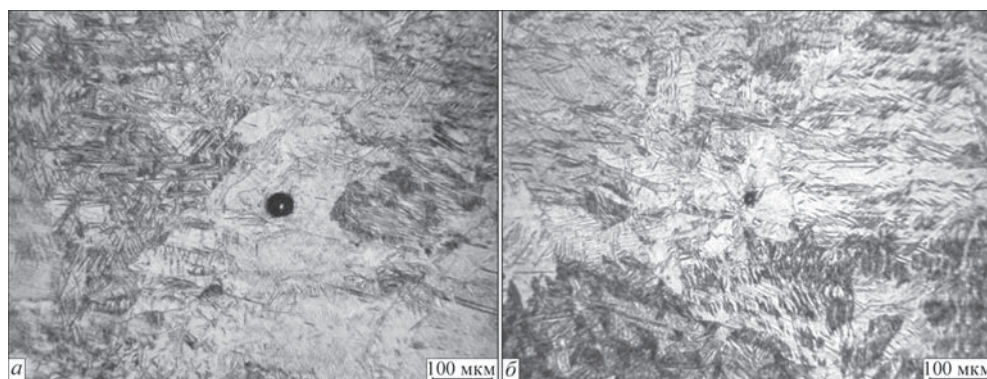


Рис. 7. Структура наплавленного металла прямолинейной детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой

высоту и ширину стенки формируемой детали в широких пределах. Пример детали прямолинейной формы, представлен на рис. 4.

Проведенные исследования изготовленных деталей показали, что в случае использования в ка-

честве строительного материала для электронно-лучевой 3D-наплавки сварочной проволоки ВТ1-00св, а материала подложки — технического титана ВТ1-00 толщиной 10 мм, структура наплавленных слоев аналогична структуре литого

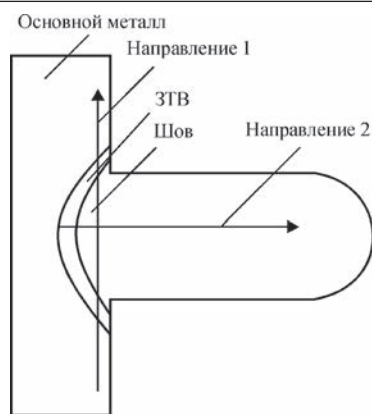


Рис. 8. Схема измерения микротвердости наплавленного металла прямолинейной детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой

металла базового сплава. Наплавленный металл присадочной проволокой марки ВТ1-00 состоит из крупных зерен неправильной формы с зубчатыми границами (рис. 5, *а-в*), размер зерен составляет 0,5...3 мм, большинство зерен имеют двойники. Металл подложки имеет более мелкозернистую структуру и состоит из равноосных зерен α -фазы размером 10...50 мкм (рис. 5, *г*), в некоторых зернах имеют место двойники.

Несмотря на то, что наплавка осуществлялась в несколько слоев, на шлифе зоны сплавления между слоями структурно не выявляются. На рис. 6 представлены микроструктуры металла зоны термического влияния (ЗТВ) от наплавки. Участок ЗТВ, где металл в ходе наплавки претерпевал фазовую перекристаллизацию, также, как и наплавленный металл, состоит из зерен неправильной формы с зубчатыми границами. Размер зерен ЗТВ уменьшается по мере удаления от наплавленного металла (рис. 6, *а, б*). В зернах металла ЗТВ также присутствуют двойники. Характерного для электронно-лучевой сварки дефекта — микропористости, при исследовании наплавленного металла не было обнаружено. Однако при исследовании наплавленного металла прямолинейной детали сечением 10×25 мм была обнаружена одна пора диаметром около 35 мкм (рис. 7, *а*) и несколько мелких пор диаметром меньше 10 мкм (рис. 7, *б*). Других дефектов не замечено. Малое количество пор, возможно, объясняется большей длительностью существования ванны расплавленного металла по сравнению со сварочными режимами.

Измерения микротвердости наплавленного металла прямолинейной детали (рис. 8), изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой показали, что микротвердость наплавленного металла нахо-

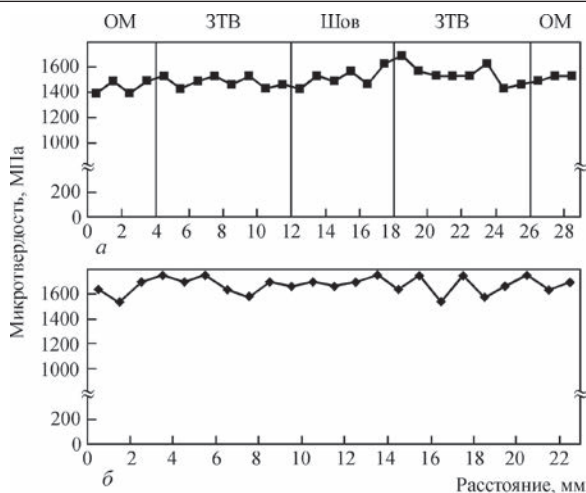


Рис. 9. Микротвердость наплавленного металла прямолинейной детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой: *а* — направление 1; *б* — направление 2 (см. рис. 8)

дится на уровне металла подкладки, что позволяет предположить, что механические свойства металла наплавленной детали, будут соответствовать уровню литого металла базового титанового сплава (рис. 9).

Выводы

1. Разработана техника электронно-лучевой 3D-наплавки, позволяющая изготавливать детали двух типов с формой тела вращения и тела прямолинейной формы.
2. В случае использования в качестве базового металла титанового α -сплава ВТ1-00 структура наплавленных слоев аналогична структуре литого металла базового титанового сплава.
3. Микротвердость металла детали, изготовленной электронно-лучевой 3D-наплавкой, соответствует уровню микротвердости литого металла базового титанового сплава.

1. Hideki Kyogoku. The current status and outlook for metal Additive Manufacturing in Japan / Hideki Kyogoku // Metal Additive Manufacturing, Autumn/Fall 2015. – Vol. 1, № 3. – P. 31–39.
2. Dutta B. The additive manufacturing (AM) of titanium alloys / B. Dutta, Francis H. Froes // Titanium Powder Metallurgy. – 2015. – P. 447–468.
3. Xiaoqing Wang. Scanning speed effect on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy processed by electron beam additive manufacturing / Xiaoqing Wang, Xibing Gong, Kevin Chou // 43rd Proceedings of the North American Manufacturing Research Institution of SME. – 2015. – Vol. 1. – P. 287–295.
4. Whittaker D. Developments in the additive manufacturing of titanium at PM Titanium 2015 / D. Whittaker // Metal Additive Manufacturing, Autumn/Fall. – 2015. – Vol. 1, № 3. – P. 53–60.

Поступила в редакцию 19.02.2016

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ КРУПНЫХ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА

В. А. ШАПОВАЛОВ, В. В. ЯКУША, А. Н. ГНИЗДЫЛО, Ю. А. НИКИТЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрено использование аддитивных сварочных технологий применительно к выращиванию супербольших монокристаллов тугоплавких металлов. Кратко проанализированы основные методы получения монокристаллов вольфрама и молибдена из жидкой фазы. Показана перспективность плазменно-индукционной технологии для выращивания крупных плоских монокристаллов вольфрама и молибдена. Описана технологическая схема аддитивного выращивания плоских монокристаллов тугоплавких металлов с применением плазменно-индукционного способа. Установлено, что разработанный способ предоставляет возможность гибкого управления тепловым полем выращиваемого монокристалла. Использование локальной расплавленной зоны, формируемой плазменной дугой небольшой мощности, с параметрами, характерными для сварочных процессов, позволяет выращивать крупные монокристаллы вольфрама размером 210×180×20 мм. Кристаллы формируются в условиях нагрева высокочастотным полем индуктора до температур, характерных для диапазона горячей деформации. Приведены результаты исследований структурного совершенства выращиваемых кристаллов, которые подтверждают тот факт, что условия формирования монокристаллов при плазменно-индукционной зонной плавке обеспечивают качество монокристаллической структуры более высокое, чем способы, в которых не используется дополнительный подогрев (электронно-лучевой и плазменно-дуговой). Выявлено, что для плазменно-индукционного процесса характерно образование регулярных дислокационных структур, для которых свойственно объединение дислокаций в малоугловые границы. Библиогр. 9, рис. 7.

Ключевые слова: аддитивные сварочные технологии, плазменно-индукционная зонная плавка, монокристаллы вольфрама и молибдена, дислокационная субструктура

Выращивание монокристаллов вольфрама и молибдена имеет свои особенности, связанные с физическими свойствами этих металлов, а точнее высокой температурой плавления. Именно высокая температура плавления определила два способа плавки, основанных на использовании высококонцентрированных источников нагрева: электронно-лучевой и плазменно-дуговой. Наибольшее применение в промышленном производстве монокристаллов получил электронно-лучевой нагрев [1].

Традиционная схема выращивания монокристаллов вольфрама — это бестигельная зонная плавка или способ выращивания с плавающей зоной (рис. 1). Кристаллы, выращенные с применением указанного способа, имеют совершенную структуру и гладкую поверхность, неровности и шероховатость которой зависят от стабильности технологических режимов — стабильности поддержания мощности, генерируемой кольцевой электронно-лучевой пушкой, и стабильности скорости перемещения зоны. Однако при всей относительной простоте способа выращивания был выявлен серьезный недостаток — ограничение диаметра кристалла. С увеличением диаметра возрастала мощность электронно-лучевой пушки, увеличивались объем расплавленной зоны, температура перегрева и вероятность проливов. Процесс становился неустой-

чивым. Получаемые таким способом кристаллы имели максимальный диаметр 25 мм для вольфрама и 30 мм для молибдена [2].

Поиски путей преодоления возникших трудностей частично были решены с использованием периферийной зонной плавки. Но этот прием не позволил существенно увеличить диаметр выращиваемых монокристаллов. Кроме того, с увеличением диаметра возросли напряжения в кристалле, что приводило к ухудшению монокристаллической структуры [3, 4].

Применение низкотемпературной плазмы и использование трансформированного способа Вернейля (рис. 2) открывало надежды на развитие технологии в плане увеличения диаметра кристаллов, возможности выращивания профилированных монокристаллов.

Кристаллы, выращенные с применением плазменно-дугового нагрева, имели более шероховатую поверхность, наблюдалось некоторое отклонение от геометрии (рис. 3), а количество структурных нарушений

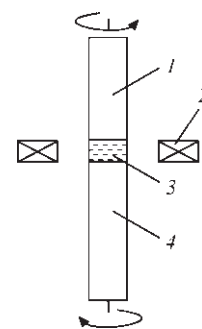


Рис. 1. Схема вертикальной бестигельной зонной плавки: 1 — поликристаллический пруток; 2 — нагреватель; 3 — «плавающая» зона; 4 — монокристалл

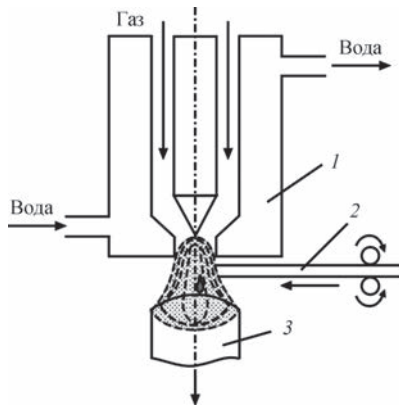


Рис. 2. Схема метода выращивания монокристаллов тугоплавких металлов с применением плазменно-дугового нагрева: 1 — плазматрон; 2 — пруток; 3 — кристалл

на порядок превышало аналогичный показатель для кристаллов, выращенных с применением электронно-лучевого нагрева [5].

Дальнейшее развитие технологии выращивания монокристаллов вольфрама и молибдена получило в связи с разработкой в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины нового способа выращивания крупных монокристаллов плазменно-индукционной зонной плавки. Основные отличия способа — подогрев растущего монокристалла энергией высокочастотного поля, удержание от проливов металлической ванны с помощью электромагнитных сил, возникающих при взаимодействии токов индуктора и тока, наводимого в кристалле, и самое главное, послойное (аддитивное) наращивание монокристалла вследствие перемещения локальной металлической ванны, подпитываемой путем переплава расходоуемого поликристаллического прутка (рис. 4).

Именно использование локальной металлической ванны, формируемой плазменной дугой небольшой мощности, с параметрами, характерными для сварочных процессов, позволило развить указанный способ для выращивания супербольших профилированных монокристаллов вольфрама и молибдена 210×180×20 мм (рис. 5) [6].

Суть способа заключается в том, что плазматрон, совершая возвратно-поступательное движение, перемещает металлическую ванну, которая, получая подпитку от переплавляемых прутков, формирует кристалл слой за слоем, напоминая по своей сути дуговую наплавку. После каждого прохода плазматрона монокристалл опускается вниз



Рис. 3. Внешний вид монокристалла вольфрама, выращенного с применением плазменно-дугового нагрева

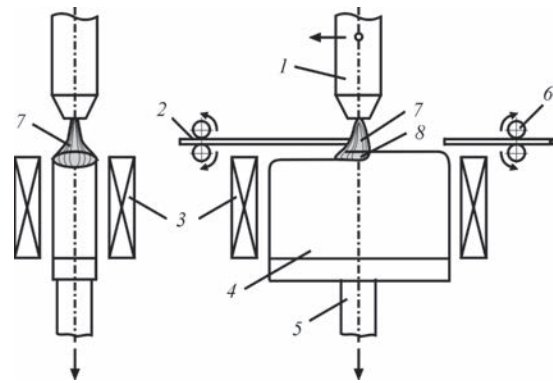


Рис. 4. Схема установки для аддитивного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов с применением плазменно-индукционного способа: 1 — плазматрон; 2 — расходоуемый пруток; 3 — индуктор; 4 — монокристалл; 5 — поддон; 6 — механизм подачи прутков; 7 — плазменная дуга

на высоту наплавленного слоя, обеспечивая, таким образом, стабильные условия, в которых происходит процесс наращивания. Кристалл формируется в условиях нагрева высокочастотным полем индуктора до температур, характерных для диапазона горячей деформации. Как известно, при этих температурах перемещение дислокаций происходит под действием одновременно внешних напряжений и температурного воздействия. Дислокации оказываются не привязаны жестко к «своей» плоскости скольжения и могут переходить из одной плоскости в другую, выбирая себе самый легкий путь. Это рассматривается как дополнительная степень свободы у дислокаций. При таком неупорядоченном движении дислокаций увеличивается вероятность их встреч и поэтому растет, с одной стороны, количество случаев их аннигиляции (уменьшается плотность дислокаций), а с другой — склонность к образованию регулярных дислокационных структур, для которых характерно объединение дислокаций в малоугловые границы (рис. 6). Условия, в которых происходит формирование монокристалла, обеспечивают качество монокристаллической структуры более высокое, чем способы, в которых не используется дополнительный подогрев (электронно-лучевой и плазменно-дуговой) [7].

Кристаллы, выращенные с применением указанного способа, имеют менее гладкую боковую



Рис. 5. Монокристаллы вольфрама, полученные плазменно-индукционным способом

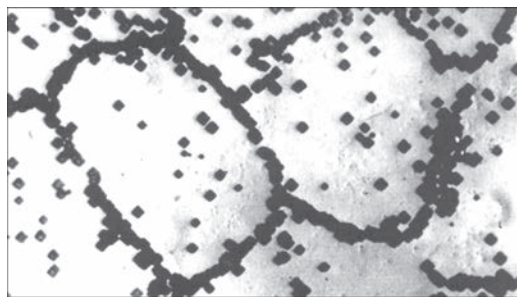


Рис. 6. Микроструктура ($\times 400$) вольфрама (плоскость (001)) поверхность, но это не препятствует их использованию без дополнительной обработки как заготовок для широкоформатного проката.

Интересными являются результаты исследования структуры кристаллов с помощью оптических и рентгеновских методов. На рис. 7 показаны результаты рентгеновского исследования монокристаллов.

Как показали сравнительные исследования, структура таких кристаллов более совершенна, чем плазменно-дуговых, практически отсутствует грубая макромозаичность. Дальнейшее накопление экспериментальных фактов позволит оптимизировать управление формированием структуры при выращивании кристаллов.

Развитие аддитивных сварочных технологий применительно к выращиванию супербольших монокристаллов тугоплавких металлов позволяет производить новый материал и расширить его применение в следующих областях [8, 9]:

- рентгенотехника (экраны, антикагоды);
- электроника (мишени для распыления, тигли для выращивания монокристаллов оксидов и нитридов);
- электротехническая промышленность (контакты и провод);
- лазерная техника (зеркала для оптических и рентгеновских лазеров);
- ядерная энергетика (термоэмиссионные преобразователи космических электростанций, диверторы ИТЕР, элементы активной части);
- аэрокосмическая техника (сопла).

Выводы

1. Анализ реально существующих способов получения монокристаллов позволяет заключить, что плазменно-индукционный метод лишен недостатков, присущих ранее разработанным методам, и предоставляет наиболее широкие возможности для процесса выращивания супербольших профилированных монокристаллов вольфрама.

2. Условия формирования монокристаллов при плазменно-индукционной зонной плавке обеспечивают качество монокристаллической структуры более высокое, чем способы, в которых не исполь-

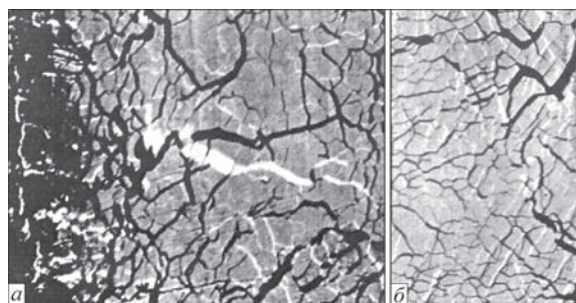


Рис. 7. Рентгеновские топограммы углового сканирования рефлекса; продольное (а) и поперечное сечение (б) кристалла зуются дополнительный подогрев. Для плазменно-индукционного процесса характерно образование регулярных дислокационных структур, для которых свойственно преимущественное объединение дислокаций в малоугловые границы.

3. Наиболее перспективные направления в применении крупных ориентированных монокристаллов следующие: тепловые и рентгеновские экраны, диверторы ИТЕР, оболочки эмиттеров термоэмиссионных преобразователей ядерных энергетических установок, зеркала мощных лазеров и др.

1. Манохин А. И. Современное состояние проблемы металлических монокристаллов / А. И. Манохин, Г. С. Бурханов // Высококачественные и монокристаллические металлические материалы. – М.: Наука, 1987. – С. 5–13.
2. Кервалишвили И. Д. Тепловые условия – фактор, определяющий получение совершенных кристаллов / И. Д. Кервалишвили, Ю. Ф. Щелкин // Физика и химия обработки материалов. – 1982. – № 5. – С. 70–78.
3. Предтеченский Б. С. Дислокации в монокристаллах молибдена, полученных зонным плавлением / Б. С. Предтеченский, Л. С. Старостина // Рост и дефекты металлических кристаллов; под ред. Д. Е. Овсиенко. – К.: Наукова думка, 1972. – С. 213–217.
4. Глебовский В. Г. Влияние условий кристаллизации на структурное совершенство монокристаллов вольфрама / В. Г. Глебовский, В. Н. Семенов, В. В. Ломейко // Высококачественные и монокристаллические металлические материалы. – М.: Наука, 1987. – С. 38–42.
5. Савицкий Е. М. Применение плазменного нагрева для выращивания монокристаллов тугоплавких металлов / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов, Н. Н. Раскатов // Металлические монокристаллы. – М.: Наука, 1978. – С. 5–10.
6. Shapovalov V. Large refractory metals single crystals grown by plasma-induction zone melting / V. Shapovalov, V. Yakusha, A. Manulyk // XXIV International Materials Research Congress 2015. 16–20 August, 2015., Advanced Structural Materials, Cancun, Mexico. (S6B-O007).
7. Шаповалов В. А. Изучение температурного поля профилированных монокристаллов вольфрама, получаемых плазменно-индукционным способом / В. А. Шаповалов, В. В. Якуша, Ю. А. Никитенко // Современная электрометаллургия. – 2014. – № 3. – С. 31–35.
8. Смирнов В. П. Термоядерная энергетика – крупнейший международный инновационный проект / В. П. Смирнов // Российский химический журнал. – 2008. – № 6. – С. 79–94.
9. Филатов О. Г. Экспериментальный комплекс НИИЭФА для имитации эксплуатационных факторов «первой стенки» реактора ИТЭР / О. Г. Филатов, И. В. Мазуль // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2003. – № 3. – С. 3–31.

Поступила в редакцию 21.04.2016

АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ (Обзор)

В. В. ЖУКОВ, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. А. ШАПОВАЛОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены различные особенности способов аддитивного производства металлических изделий. Отмечена перспективность технологий, использующих в качестве расходного материала металлическую проволоку. Показано современное состояние исследовательских работ в области аддитивного производства послойной электродуговой объемной наплавкой. Библиогр. 20, табл. 3, рис. 10.

Ключевые слова: аддитивное производство, прототипирование, формообразование и управление структурой, лазерная наплавка расходимой проволокой, изготовление произвольных форм электронным лучом, электродуговая послойная объемная наплавка

Термином «аддитивное производство» (АП) принято называть группу технологических способов быстрого прототипирования, которые позволяют создавать цельные, объемные изделия из различных материалов по трехмерной компьютерной модели [1]. Стандарт ASTM F2792-12A дает определение термину АП как «способ соединения материалов, при котором происходит послойное создание объекта по заданной цифровой трехмерной модели». Первые способы АП, появившиеся в начале 1980-х годов, в основном были специализированы на производстве изделий из полимерных пластиков и резин. В настоящее время эти способы нашли успешное и коммерческое применение в таких областях, как аэрокосмическое производство, машиностроение, медицина, архитектура и дизайн, бытовая электроника, ювелирное производство, военная промышленность [2–5]. Наряду с развитием способов АП, использующих в качестве расходных полимерные материалы, развивались и способы, использующие металлические сплавы.

Возможность изготовления металлического изделия конечной формы или близкой к конечной в одну технологическую операцию видится перспективной в области непосредственного производства. Условная область применения способа производства, при прочих равных условиях, может быть представлена в виде зависимости сложности формы от количества изделий. На рис. 1. представлена область применения АП в сфере металлургического производства [6]. Способы АП могут быть конкурентоспособными при необходимости изготовить небольшое количество изделий или деталей сложной формы, или изделий с заданной структурой.

По сравнению с классическими способами производства (включая механообработку на фрезерных станках с ЧПУ), способы АП имеют определенные преимущества:

- возможность полной автоматизации процесса создания изделия (включая этап создания цифровой трехмерной модели), что снижает количество человеко-часов, необходимых на изготовление изделия, и в целом снижает общее время изготовления.

- конкурентоспособность применения способов АП для изготовления изделий из дорогостоящих титановых и никелевых сплавов, ввиду низкого коэффициента расхода материала. Это преимущество особенно важно в области аэрокосмической промышленности, изготовление деталей которой зачастую характеризуется высоким коэффициентов расхода материала (рис. 2).

В табл. 1 приведены различные способы АП, сгруппированные в соответствии со стандартом ASTM F2792. Этот стандарт предполагает подразделять способы АП в области производства металлических изделий по используемому принципу: основанные на сплавлении (спекании) порошковой подложки; основанные на впрыски-



Рис. 1. Качественная позиция области применения АП относительно распространенных способов производства [6]

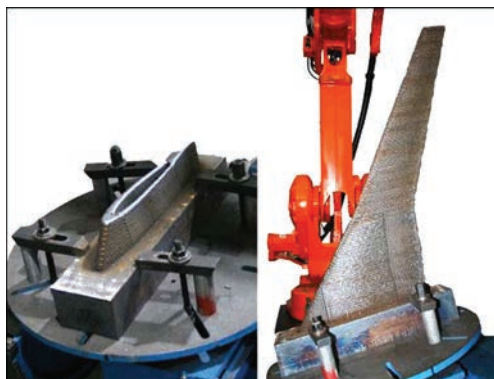


Рис. 2. Модель крыла, созданного по технологии WAAM [7]

вании связующего на порошковую подложку; основанные на наплавке концентрированным источником энергии; основанные на ламинировании листового металлического материала.

Следует отметить, что большинство способов были запатентованы в 1990-е годы и в связи с истечением сроков действия патентов [3, 8], появляется множество вариантов одного и того же способа. В табл. 1 приведены наиболее цитируемые в литературе названия способов.

Способы аддитивного производства изделий из металла имеют отличительные особенности. В табл. 2 представлено сравнение некоторых технологических характеристик различных способов АП.

Способы, использующие в качестве расходного материала порошок, на данный момент шире внедрены по сравнению со способами, использующими в качестве расходного материала проволоку, в связи с возможностью производить изделия со значительной геометрической точностью. Кроме того, способы, использующие металлический порошок, дают возможность производить изделия из порошковых металлических компози-

ций, обладающих свойствами, которые присущи изделиям порошковой металлургии. Однако производительность порошковых способов АП очень низкая, исчисляемая десятками грамм в минуту, что ограничивает возможность их применения для изготовления крупногабаритных изделий. К тому же необходимость защитной камеры и особенности транспортировки и хранения металлических порошковых материалов накладывают определенные сложности на применение порошковых способов АП. Способ LENS и подобные ему способы, использующие принцип наплавки металлическим порошком, подаваемым в струе защитного газа в область действия лазерного луча, хотя и не требуют для проведения наплавки защитной камеры, тем не менее из-за рассыпания порошка требуют изоляции рабочей площадки и индивидуальной защиты обслуживающего персонала [6, 13].

Способы АП, использующие в качестве расходного материала проволоку, по сравнению с порошковыми способами АП обладают 100%-ной эффективностью использования материала, а так же значительно большей массовой производительностью, что оправдывает применение способов для создания крупногабаритных изделий. Несмотря на низкую точность и грубую поверхность, способы, использующие в качестве расходного материала проволоку, дают возможность производить заготовки деталей при значительной экономии материала на последующих стадиях обработки (рис. 3).

При исследовании металла изделий, выполненных по технологиям АП с использованием проволоки и порошка [6], отмечена схожесть микроструктуры образцов, выполненных разными способами. Тем не менее, отмечается наличие некоторой пористости металла изделия, выполнен-

Т а б л и ц а 1. Классификация способов АП по используемому принципу действия

Принцип	Название способа/оригинальное название (англ.)	Расходуемый материал
Сплавление порошковой подложки	Выборочное лазерное спекание/Selective laser sintering (SLS) [9]	Металлический порошок
	Выборочное лазерное оплавление/Selective laser melting (SLM) [10]	
	Электроннолучевое оплавление/Electron beam melting (EBM) [11]	
Впрыскивание связующего на порошковую подложку	Струйная 3D печать на порошковой подложке/Powder bed and inkjet 3D printing (3DP) [12]	Металлический порошок
Наплавка концентрированным источником энергии	Лазерное изготовление конечных форм/Laser engineered net shaping (LENS) [13]	
	Лазерная наплавка расходной проволокой/Wire fed laser beam (WFLB) [14]	
	Изготовление произвольных форм электронным лучом/Electron beam freeform fabrication (EBF3) [15]	
	Дуговое аддитивное производство из проволоки/Wire and arc additive manufacturing (WAAM) [16]	
Ламинирование металлических листов	Ультразвуковое аддитивное производство/Ultrasonic Additive Manufacturing (UAM) [17]	Листовой металл, фольга

Таблица 2. Технологические характеристики некоторых способов АП [6]

Используемый материал	Сокращенное название способа	Высота наносимого слоя, мкм	Скорость наплавки, г/мин	Точность исполнения, мм	Шероховатость поверхности, мкм
Порошок	LC*	–	1...30	$\pm 0,025$ – $\pm 0,069$	1...2
	SLM	20...100		$\pm 0,04$	9...10
	SLS	75	~0,1	$\pm 0,05$	14...16
	DLF*	200	10	$\pm 0,13$	~20
Проволока	WAAM	~1500	12	$\pm 0,2$	200
	EBF3	–	до 330	низкая	высокая

* Способы LC – Laser Consolidation (Лазерное соединение) и DLF – Direct Light Fabrication (Прямое лазерное изготовление) являются разновидностями способа LENS.

ного по технологии АП с использованием расходуемого порошка.

Способы АП, использующие в качестве расходуемого материала проволоку, в зависимости от источника концентрированной энергии могут подразделяться на лазерные, электронно-лучевые и электродуговые. Отмечается [14], что лазерные способы АП отличаются повышенной точностью, по сравнению с другими способами, использующими проволоку. Тем не менее, лазерные способы объемной наплавки имеют низкую энергетическую эффективность — 2...5 %. Способы электронно-лучевой аддитивной наплавки обладают куда более значительной энергетической эффективностью — 15...20 %, однако изначально способ электронно-лучевого наплавления произвольных металлических форм был разработан в NASA для перспективного применения в космическом пространстве [15] и требует применения оборудования для создания вакуумной среды. Соответственно размер деталей, произведенных электронно-лучевой наплавкой проволокой ограничен размером вакуумной камеры (с учетом размещаемого в ней оборудования). Кроме того, необходимость работы с вакуумным оборудованием накладывает определенные сложности на применение способа.

По сравнению с лазерной и электронно-лучевой наплавкой, электродуговая наплавка произвольных форм, с привлечением способов электродуговой сварки плавящимся или неплавящимся электродом в защитном газе обладает значительной энергоэффективностью. Некоторые способы TIG или MIG сварки могут достигать энергоэффективности до 90 % [6]. Тем не менее все способы АП проволокой обладают рядом общих особенностей, таких как остаточные напряжения и деформации изделия, вызванные интенсивным нагревом, относительно низкая точность изготовления и характерная «ступенчатая» поверхность.

Однако способы проволочного АП остаются перспективной и развивающейся областью металлургического производства [8] и, в особенности, способы электродугового аддитивного производства. На данный момент относительно немного публикаций посвящено проблеме аддитивного

производства на основе электродуговой сварочной технологии. И хотя первые статьи посвященные электродуговой аддитивной наплавке появились в 1990-е годы [3, 18], проблемы формирования структуры металла шва, проблемы, связанные с формообразованием шва в нестационарных условиях теплоотвода, остаются нерешенными и актуальными [15, 19].

Исследователи Ноттингемского университета еще в 1992 г. способом электродуговой сварки изготовили объемное изделие типа прямоугольного короба (рис. 4) из стали состава, мас. %: 0,08 С, 0,9 Si, 1,5 Mn. Высота стенки изделия составляла 100 мм и была выполнена за 70 сварочных проходов.

Анализ механических характеристик полученного металла показал небольшое расхождение при испытании на растяжение образцов, вырезанных вдоль и поперек направления сварки (см. табл. 3).

Результаты измерения твердости по Викерсу (при нагрузке 10 кг) показали повышение значений *HRV* от дна до верха стенки изделия от 146,3

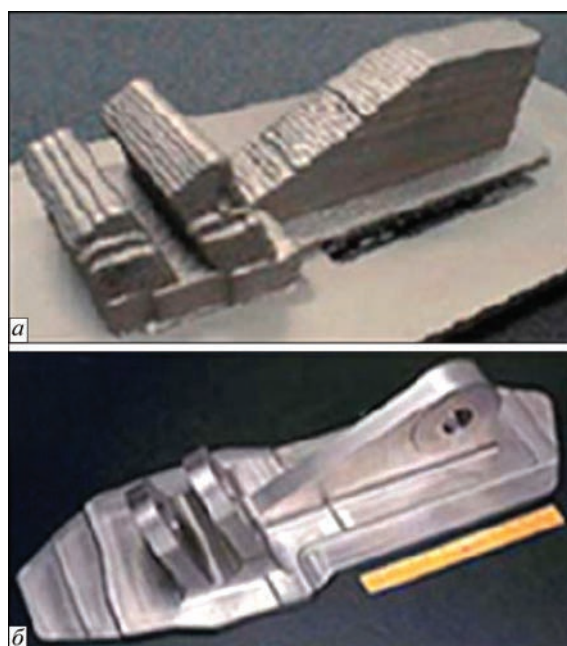


Рис. 3. Заготовка (а) детали (б) выполненной способом WFLB

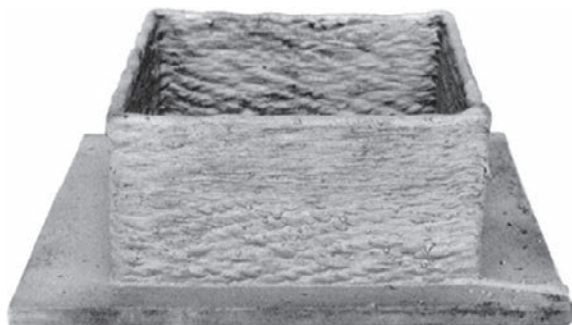


Рис. 4. Экспериментальное изделие, полученное способом электродуговой аддитивной наплавки

Таблица 3. Результаты механических испытаний металла электродуговой аддитивной наплавки

Ориентация вырезки образца	Предел прочности на растяжение, МПа	Относительное удлинение, %
Вертикальная	489	35,0
Горизонтальная (верх)	484	22,5
Горизонтальная (дно)	499	33,1

до 172,6 соответственно. Такое повышение твердости может быть связано с отпускными процессами, проходящими при наложении наплавочных валиков. Тем не менее изучение микроструктуры показало, что в 99,5 % случаях металл образцов имеет равномерную, равноосную феррито-перлитную структуру с размером зерна приблизительно 60 мкм (рис. 5, а). Однако для локальной области, ограниченной последним слоем наплавки, характерно присутствие дендритных зерен, размером приблизительно 600×100 мкм (рис. 5, б).

Область последнего наплавленного слоя не испытывает повторного (и последующих циклов) нагрева, как то претерпевают предыдущие слои. С этим фактом может быть связано некоторое ухудшение показателей относительного удлинения образцов, вырезанных из верха стенки изготовленного изделия.

Исследователи так же отмечают изменение геометрии наплавленных слоев с увеличением высоты наплавленного металла.

Авторы работы [19] проводили схожие исследования на аустенитной нержавеющей стали 308S93. При этом так же был изготовлен «короб»

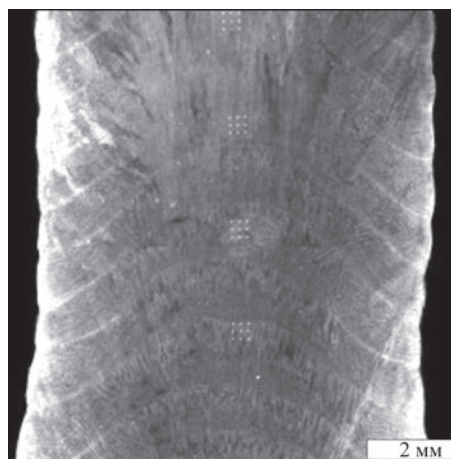


Рис. 6. Макроструктура поперечного сечения вертикально наплавленной стенки из стали 308S93 способом электродугowego АП

с длиной стенки 130×130 мм, с высотой стенки 31 мм, наращенной за 30 сварочных проходов, толщина стенки — 8 мм. Параметры наплавки составили: расход проволоки — 2 м/мин; сварочный ток — 160 А; скорость хода сварочной головки — 0,25 м/мин.

Результаты исследования макроструктуры поперечного сечения стенки (рис. 6) показали L-образную форму наплавленных слоев, повторяющих форму усиления шва.

Микроструктура металла состоит преимущественно из феррита и аустенита (рис. 7, а) в виде разориентированных равноосных кристаллитов, тогда как структура в области последнего, верхнего слоя (рис. 7, б), состоит из продолжительных ферритных иголок, ориентированных в соответствии с теплоотводом, и областей феррита Видманштетта.

Среднее значение твердости HRV при нагрузке 100 гр составило 186±15. Механические испытания показали среднее значение предела прочности 537 МПа при среднем относительном удлинении 59 %. Так же исследователями отмечена тенденция к ухудшению свойств металла от низа к верху наплавленной стенки.

В работе [18] приведены результаты исследования в области возможности формирования раз-

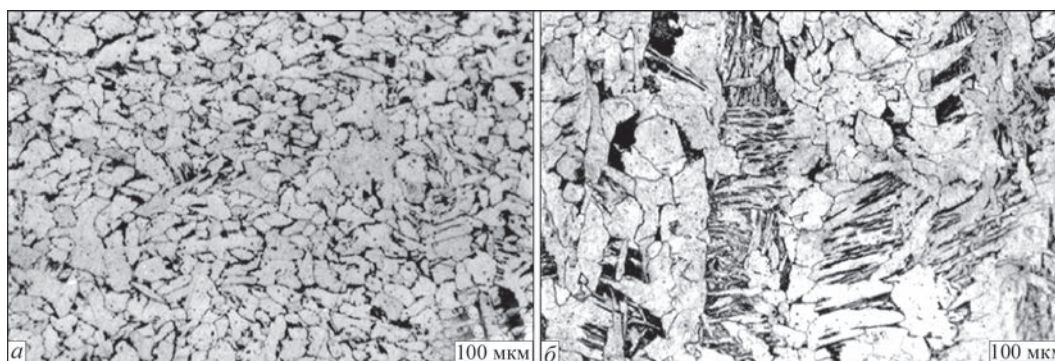


Рис. 5. Микроструктура изделия, полученного способом электродуговой аддитивной наплавки: а — середина стенки изделия; б — верх стенки изделия

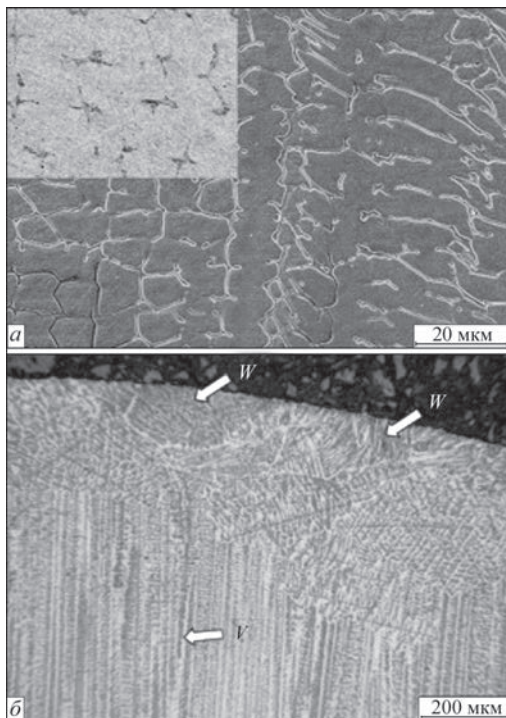


Рис. 7. Микроструктура шва поперечного сечения вертикально наплавленной стенки из стали 308S93, способом электродугового АП: *a* — середина стенки; *b* — верх стенки (*V* — продолжительные игольчатые ферритные формирования; *W* — феррит Видманштетта)

личных геометрических элементов создаваемого изделия. В частности, был произведен подбор режимов для создания горизонтальной потолочной стенки (рис. 8, *a*). В результате создано изделие с разнонаправленными плоскостями, без изменения наклона затравочной плиты в процессе изготовления (рис. 8, *b*).

Следует отметить, что многие исследователи, [7, 15, 18, 19] занимающиеся проблемами электродуговой объемной наплавки, концентрируют свое внимание преимущественно на вопросах формообразования. В то же время некоторые [6] выполняют различные исследования в области точности воплощения формы изделия и достижения заданных свойств как, например, влияние параметров сканирования и геометрических параметров шва на качество поверхности после наплавки (рис. 9) или влияние остаточных напряжений и деформаций на степень точности изготовления изделия путем изменения программы сканирования (рис. 10).

Однако с точки зрения качества и надежности металлического изделия первостепенной является структура металла, а не форма изделия. И хотя, в случае создания металлических изделий путем пространственной послойной наплавки, форма наплавочного шва жестко связана с условиями теплоотвода и, соответственно, с условиями формирования внутренней структуры металла, тем не менее, первостепенной задачей формирования

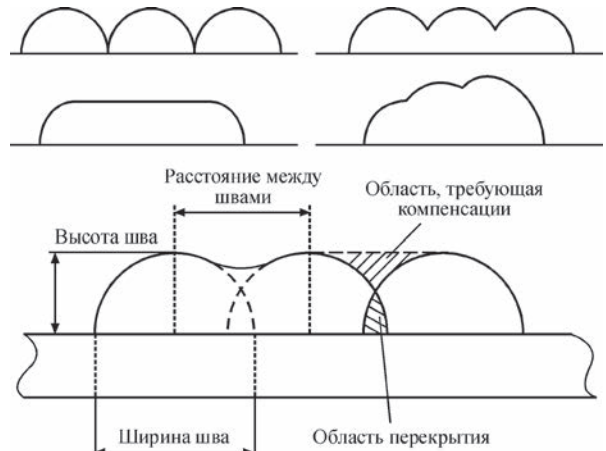


Рис. 9. Особенности геометрии шва и влияние позиционирования наплавочного инструмента на качество наплавленной поверхности

металлического изделия должен оставаться структурный фактор.

Подходы управления структурой при послойном формировании слитка, разработанные в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины [20], могут быть применены для создания металлических изделий сложной геометрической формы. Особенности формирования геометрических параметров шва в зависимости от условий охлаждения должны быть не первопричиной исследования, а следствием и технологической особенностью, которую следует учитывать,

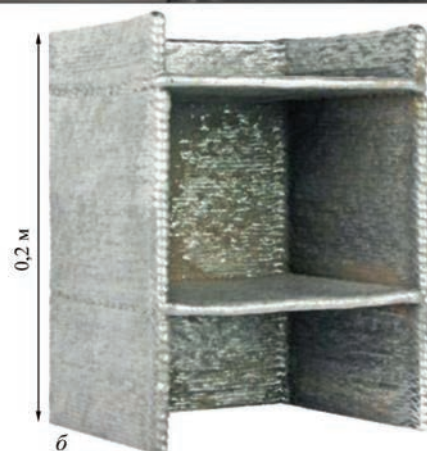
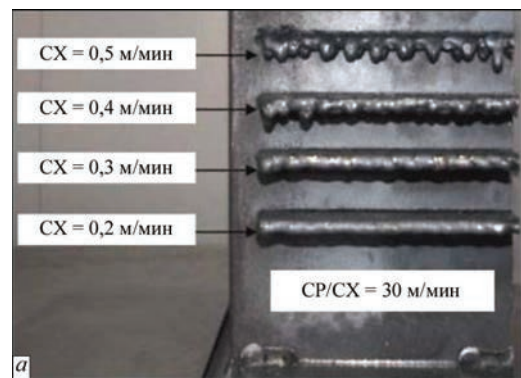


Рис. 8. Подбор режимов наплавки для создания навесных горизонтальных поверхностей

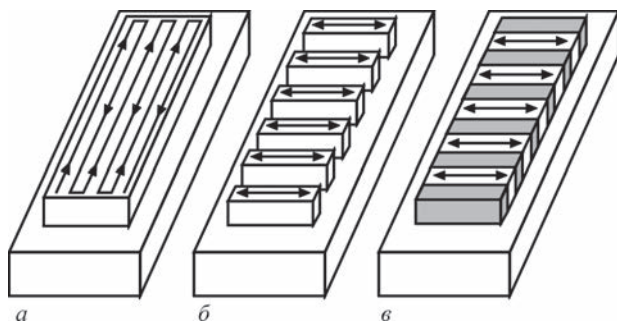


Рис. 10. Варианты сканирующего движения наплавочного инструмента в процессе создания элемента типа «стена»

не стремясь получить равноразмерное формирование слоев, что невозможно, при условии получения равномерной структуры при изготовлении сложного изделия с элементами различной массивности.

На данный момент в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины существуют все предпосылки к созданию технологии объемной послойной элетродуговой автоматической наплавки объемных металлических изделий.

1. Wong K. V. A review of additive manufacturing / K. V. Wong, A. Hernandez // International Scholarly Research Network Mechanical Engineering. — 2012. — Vol. 2012. — Article ID 208760. — 10 pages — Режим доступа: <http://downloads.hindawi.com/journals/isrn/2012/208760.pdf>.
2. Rizwan Ali P.M. Review on diverse materials applied for additive manufacturing / P. M. Rizwan Ali, C. R. Hara Theja, Syed Mahammad Syed Sheb, C. Yuvaraj // International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology (IJRASET). — 2015. — Vol. 3. Issue VII. — P. 16–20. — Режим доступа: <http://www.ijraset.com/fileserve.php?FID=2945>.
3. Wohlers T. History of additive manufacturing. / T. Wohlers, T. Gomet // Wohlers Report [Электронный ресурс]. — 2014. — Режим доступа: <http://wohlersassociates.com/history2014.pdf>.
4. Guessasma S. Challenges of additive manufacturing technologies from an optimisation perspective / S. Guessasma, W. Zhang, J. Zhu, S. Belhabib, H. Nouri // International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization. — 2016. — № 6, A9. — 13 p. — Режим доступа: <http://www.ijsmdo.org/articles/smdo/pdf/2015/01/smdo150009.pdf>.
5. Quadrennial Technology Review 2015 [Электронный ресурс] / The U.S. Department of Energy (DOE), 1000 Independence Avenue SW., Washington, DC 20585-0121. — 2015. — Режим доступа: http://energy.gov/sites/prod/files/2015/09/f26/Quadrennial-Technology-Review-2015_0.pdf.
6. Ding D. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. — 2015. — № 81(1-4). — P. 465–481. — DOI 10.1007/s00170-015-7077-3. — Режим доступа: https://www.researchgate.net/publication/275973182_Wire-feed_additive_manufacturing_of_metal_components_technologies_developments_and_future_interests.
7. Williams S. W. Wire + arc additive manufacturing / S. W. Williams, F. Martina, A. C. Addison, et. al. // Materials Science and Technology. — 2015. — 7 p. — DOI 10.1179/1743284715Y.0000000073. — Режим доступа: https://www.researchgate.net/publication/277921887_WireArc_Additive_Manufacturing.
8. Frazier W. E. Metal additive manufacturing: a review / W. E. Frazier // Journal of Materials Engineering and Performance.

- 2014. — № 23 (6). — P. 1917–1928. — Режим доступа: <http://link.springer.com/article/10.1007/s11665-014-0958-z/fulltext.html>.
9. Simchi A. On the development of direct metal laser sintering for rapid tooling / A. Simchi, F. Petzoldt, H. Pohl // Journal of Materials Processing Technology. — 2003. — № 141. — P. 319–328. — Режим доступа: http://www.ibrarian.net/navon/paper/On_the_development_of_direct_metal_laser_sinterin.pdf?paperid=21177098.
10. Kruth J. P. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting / J. P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, et.al. // Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, USA. — 2004. — P. 44–59. — Режим доступа: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/Manuscripts/2004/2004-06-Kruth.pdf>.
11. Pal D. Prediction of mechanical properties of electron beam melted Ti6Al4V parts using dislocation density based crystal plasticity framework / D. Pal, N. Patil, B. E. Stucker // Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, USA. — 2012. — P. 37–43. — Режим доступа: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/Manuscripts/2012/2012-40-Pal.pdf>.
12. Michaels S. Metal parts generation by three dimensional printing / S. Michaels, E. M. Sachs, M. J. Cima // Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, USA. — 1992. — P. 244–250. — Режим доступа: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/Manuscripts/1992/1992-28-Michaels.pdf>.
13. Atwood C. Laser engineered net shaping (LENS™): A tool for direct fabrication of metal parts / C. Artwood, M. Griffith, L. Harwell, et. al. // 17th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, Orlando, USA. — 1998. — P. 16–19. — Режим доступа: <http://digital.library.unt.edu/ark:/67531/metadc621198/>.
14. Brandla E. Additive manufactured Ti–6Al–4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications / E. Brandla, B. Baufeldb, C. Leyens, R. Gaultd // Proceedings of the Laser Assisted Net Shape Engineering. — 2010. — Vol. 5, Part B. — P. 595–606. — Режим доступа: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389210005134>.
15. Dave V. R. Electron beam solid freeform fabrication of metal parts / V. R. Dave, J. E. Matz, T.W. Eagar // Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, USA. — 1995. — P. 64–70. — Режим доступа: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/Manuscripts/1995/1995-09-Dave.pdf>.
16. Jandric Z. Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition / Z. Jandric, M. Labudovic, R. Kovacevic // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2004. — 44(7–8). — P. 785–796. — Режим доступа: <https://www.smu.edu/~media/Site/Lyle/RCAM/Publications/Effect%20of%20heat%20sink%20on%20microstructure%20of%20three-dimensional.ashx>.
17. Friel R. J. Ultrasonic additive manufacturing – a hybrid production process for novel functional products / R. J. Friel, R. A. Harris // Proceedings of the Seventeenth CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machining (ISEM). — 2013. — Vol. 6. — P. 35–40. — Режим доступа: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2212827113000784>.
18. Dickens P. M. Rapid prototyping using 3-D welding / P. M. Dickens, M. S. Pridham, R. C. Cobb, I. Gibson, G. Dixon // Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, USA. — 1992. — P. 280–290. — Режим доступа: <http://sffsymposium.engr.utexas.edu/Manuscripts/1992/1992-32-Dickens.pdf>.
19. Skiba T. Microstructure and mechanical properties of stainless steel component manufactured by shaped metal deposition / T. Skiba, B. Baufeld, O. van der Biest // ISIJ International. — 2009. — Vol. 49, № 10. — P. 1588–1591. — Режим доступа: https://www.jstage.jst.go.jp/article/isijinternational/49/10/49_10_1588/_pdf.
20. Шаповалов В. А. Управление структурной металла в процессе кристаллизации / В. А. Шаповалов, Г. М. Григоренко // Современная электрометаллургия. — 2015. — № 2. — С. 51–54.

Поступила в редакцию 18.04.2016

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИСКРЕТНО-АДДИТИВНОГО ФОРМИРОВАНИЯ МИКРООБЪЕМОВ МЕТАЛЛА, КРИСТАЛЛИЗУЮЩЕГОСЯ ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКЕ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО, А. В. ЯРОВИЦЫН, Н. О. ЧЕРВЯКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы особенности изменения погонной энергии, площади поперечного сечения валика и производительности при однослойной микроплазменной порошковой наплавке никелевого жаропрочного сплава ЖС32 на узкую подложку шириной 1...2 мм. Установлено, что ряд ее режимов на сварочном токе 5...15 А отличается минимальной погонной энергией. Для минимального и максимального ее уровня проведена расчетная оценка напряженно-деформированного состояния сварного соединения при наращивании торца пластины однослойной и трехслойной наплавкой. Показано, что величина погонной энергии при микроплазменной наплавке определяет ширину зоны пластической деформации и величину суммарных пластических деформаций в результате повторных нагревов при многослойной наплавке. Предложены новые технологические принципы для выбора режимов многослойной и 3D-микроплазменной порошковой наплавки изделий из никелевых жаропрочных сплавов, обеспечивающие минимальные тепловложения в изделие и регламентирующие требования к величине сварочного тока, длительности существования металла сварочной микрованны в расплавленном состоянии и ее объему. Библиогр. 20, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: микроплазменная порошковая наплавка, узкая подложка, никелевый жаропрочный сплав ЖС32, эффективная мощность нагрева изделия, погонная энергия, площадь поперечного сечения валика, объем сварочной микрованны, производительность наплавки, напряженно-деформированное состояние сварного соединения

Известно, что величина погонной энергии является важнейшим технологическим параметром, который при сварке плавлением конструкционных сталей характеризует размеры сварочной ванны, длительность ее существования и площадь участка зоны термического влияния (ЗТВ), нагретого до температуры более 600 °С [1].

Для условий сварки на токах более 50 А в защитных газах, под флюсом и покрытыми электродами величина погонной энергии может находиться в диапазоне 0,87...3,78 кДж/мм (мостовые конструкции) [2]; для орбитальной сварки технологических трубопроводов неплавящимся электродом в инертных газах — 0,6...0,9 кДж/мм [3]. При сварке низколегированных сталей, склонных к закалке, величину погонной энергии целесообразно регулировать, исходя из условий охлаждения металла ЗТВ в интервале 600...500 °С и диаграмм анизотермического распада аустенита [1–3]. При микроплазменной сварке величина погонной энергии, как правило, находится в диапазоне 20...35 Дж/мм при пропорциональном значении тока и скорости сварки в диапазоне 2...40 А и 5...87 м/ч соответственно для металла толщиной 0,1...0,5 мм [4].

При однослойной микроплазменной порошковой наплавке на узкую подложку [5] на токах до 35 А применительно к восстановлению кромок деталей авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) из никелевых жаропрочных сплавов величина погонной энергии может составлять 0,25...3,0 кДж/мм [6]. Качество сварного соединения «основной-наплавленный металл» при многослойной микроплазменной порошковой наплавке никелевых жаропрочных сплавов по критерию склонности к образованию трещин зависит от величины суммарного тепловложения и производительности наплавки [7, 8].

Целью работы является изучение взаимосвязи тепловложения и размеров сечения валика (объема сварочной микрованны) при однослойной микроплазменной наплавке на узкую подложку шириной $\delta = 1,0...2,0$ мм на токе 5...15 А с порционной подачей порошка никелевых жаропрочных сплавов с содержанием упрочняющей γ' -фазы более 45 об. %.

Методика проведения экспериментов и обработки экспериментальных данных. Наплавки выполнялись в условиях свободного формирования на кромку пластины размерами 30...40×90...100 мм из аустенитной нержавеющей стали толщиной 1,0, 1,6 и 2,0 мм. Расстояние от наплавляемой поверхности до внешнего среза

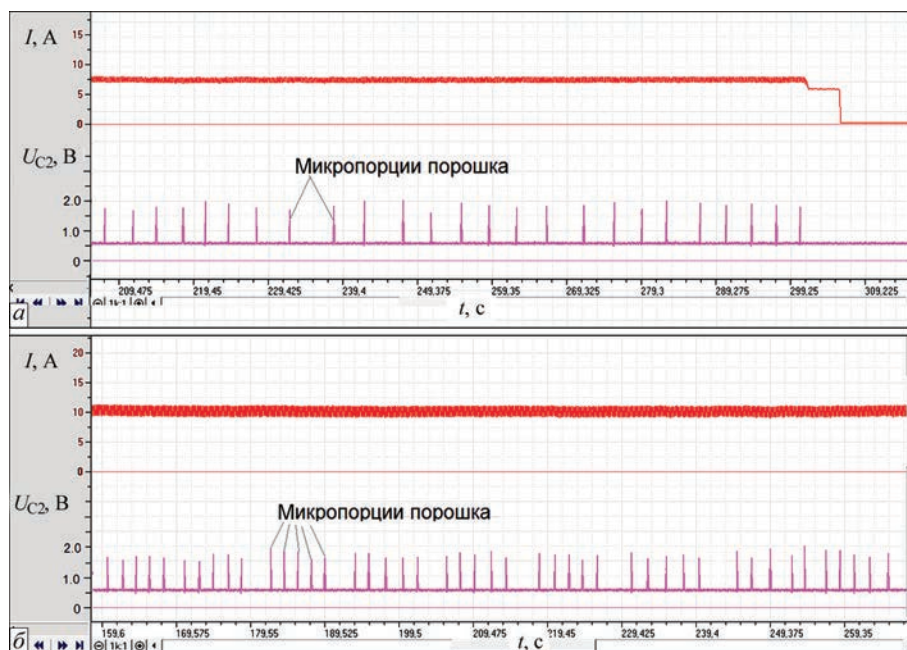


Рис. 1. Фрагменты осциллограмм микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку шириной $\delta = 1,6$ мм с различным количеством микропорций присадочного порошка, вводимых в сварочную микрованну: *a* — 1 шт.; *б* — серия из 5 шт. U_{C2} — управляющий сигнал рабочего механизма дозатора, соответствующий подаче одной микропорции

микроплазмотрона составляло 5 мм. Использовался присадочный порошок никелевого жаропрочного сплава ЖС32 [9] фракцией +63...–160 мкм. Эксперименты выполняли на установке УПНС-304М2/МЗ. Масса порции порошка, подаваемой в столб микроплазменной дуги, составляла в среднем 0,14 г. Использовался микроплазмотрон ППС04 с диаметрами каналов сопел: плазменного — 2,5 мм; фокусирующего — 4,5 мм. В качестве плазмообразующего ($Q_{пл} = 1,0$ л/мин) и транспортирующего ($Q_{тр} = 4...5$ л/мин) газа был выбран аргон высшего со-

рта по ГОСТ 10157–79; в качестве защитного газа — смесь 95 % Ar + 5 % H_2 ($Q_3 = 7$ л/мин).

В процессе формирования валика в дискретно-аддитивном режиме после порционного наполнения расплавленной присадкой сварочная микрованна смещалась вперед и снова наполнялась ее новым объемом. В разных сериях экспериментов он последовательно увеличивался за счет ввода в зеркало сварочной ванны от 1 до 5 микропорций порошка (рис. 1) одновременно с постепенным изменением сварочного тока в диапазоне 5...15 А. Период порционной подачи дисперсной присадки находился в диапазоне $T_{п} = 1,5...5,0$ с и выбирался таким образом [6], чтобы на переднем фронте наплавки обеспечивался угол смачивания основного и наплавляемого металла $\alpha = 30...60^\circ$ (рис. 2, *a*), исходя из стабильного образования заданной формы валика. Если при плавном увеличении сварочного тока при подаче единичных микропорций порошка ЖС32 обеспечивалось выполнение данного условия при $T_{п} = 1,5...1,8$ с, то далее в неподвижную сварочную микрованну вводилась дисперсная присадка серией из 2...5 микропорций. Во всех экспериментах глубина проплавления основного металла не превышала 1,5 мм, а доля основного металла в наплавленном составляла до 20 %. Пример наплавленного на узкую подложку валика представлен на рис. 2, *б*.

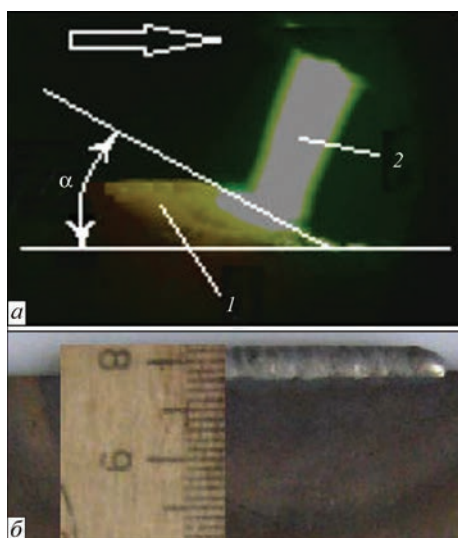


Рис. 2. Особенности формирования валика при наплавке на узкую подложку шириной $\delta = 1,0...2,0$ мм: 1 — наплавляемый валик; 2 — микроплазменная дуга; стрелкой указано направление наплавки; α — угол смачивания α основного и наплавляемого металла на переднем фронте наплавки; *б* — внешний вид наплавленного валика

Обработку экспериментальных данных и расчет энергетических показателей режимов наплавки выполняли по методике [7]. Погонная энергия (с учетом эффективного КПД нагрева изделия [1]) определялась как отношение введенного в анод тепла микроплазменной дуги Q_{Σ} к приведенной

длине эллиптического цилиндра наплавленного валика L . Его площадь поперечного сечения F_B рассчитывалась по методике [8].

Анализ экспериментальных данных. Результаты экспериментов (рис. 3) свидетельствуют, что на узкой подложке шириной 1,0...2,0 мм в условиях свободного формирования наплаваемого валика удерживается сварочная микрованна с поперечным сечением F_B до 35 мм² (объемом примерно до 125 мм³). Это соответствует эффективной высоте наплавленного металла* $h = 3...4$ мм. Зависимость $F_B = f(q_n)$ в диапазоне 75...250 Вт и 1,5...35 мм² соответственно описывается степенной функцией типа $F_B = aq_n^n$, коэффициенты которой изменяются с шириной узкой подложки. С ее увеличением уменьшается наклон данной зависимости к оси абсцисс, т. е. наращивание поперечного сечения наплаваемого валика при увеличении значений $q_n > 175$ Вт протекает более интенсивно, в том числе, из-за повышения коэффициента использования дисперсной присадки при расширении сварочной микрованны [10].

Установлено, что в условиях дискретно-аддитивного формирования наплаваемого на узкую подложку валика ряд режимов микроплазменной порошковой наплавки отличается минимальной погонной энергией 490...700 Дж/мм (рис. 4, табл. 1). Такие режимы характеризуются:

- величиной эффективной тепловой мощности дуги, на 25...40 Вт больше соответствующего ее значения, достаточного для начала стабильного формирования наплаваемого металла;

- площадью поперечного сечения валика 5,5...7,5 мм² и эффективной высотой наплавленного металла до 2,0...2,5 мм.

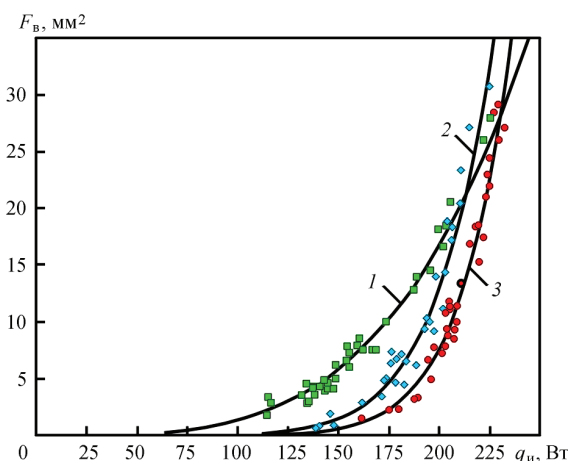


Рис. 3. Зависимость площади поперечного сечения наплавленного валика F_B от эффективной тепловой мощности дуги q_n при наплавке на узкую подложку шириной δ : 1 — 1,0; 2 — 1,6; 3 — 2,0 мм

* Высота прямоугольника шириной δ , вписанного в контур поперечного сечения наплавленного валика и снизу ограниченного первоначальным уровнем неоплавленной поверхности узкой подложки [8]

Таблица 1. Характеристики режимов микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм, соответствующих минимуму погонной энергии Q_{Σ}/L (v — скорость наплавки; G_n — производительность наплавки)

δ , мм	q_n , Вт	F_B , мм ²	Q_{Σ}/L , Дж/мм	v , м/ч	G_n , г/мин
1,0	145	6,5	490	1,15	0,9
1,6	170	5,5	700	0,9	0,75
2,0	195	7,5	600	1,15	0,9

Примечание: по экспериментальным данным.

Таким образом показано, что положение минимума погонной энергии соответствует сварочному току, на 2,5...3,5 А больше ее значения, при котором начинается оплавление основного металла узкой подложки.

Увеличение погонной энергии в 2,0...2,5 раза при уменьшении на 30...40 Вт эффективной тепловой мощности микроплазменной дуги от значения минимума погонной энергии обусловлено увеличением времени горения дуги между введением микропорций порошка для обеспечения на переднем фронте наплавки соответствующего угла контакта между основным и наплавленным металлом и стабильного формирования валика. Увеличение погонной энергии в 2,5...3,0 раза с правой стороны от значения минимума погонной энергии вызвано необходимостью увеличения времени горения дуги при введении серии из 2...5 микропорций присадочного порошка в неподвижное зеркало микрованны.

При последовательном увеличении эффективной тепловой мощности микроплазменной дуги и производительности наплавки ее скорость изменяется в диапазоне 0,4...1,20 м/ч (рис. 5). При $F_B = 5,5...7,5$ мм² наблюдаются ее максимальные значения 0,95...1,25 м/ч. Далее скорость наплавки замедляется до 0,4...0,6 м/ч, что обусловлено увеличением длительности наполнения микрованны наплаваемым металлом. Установлено, что режимы наплавки на узкую подложку, соответ-

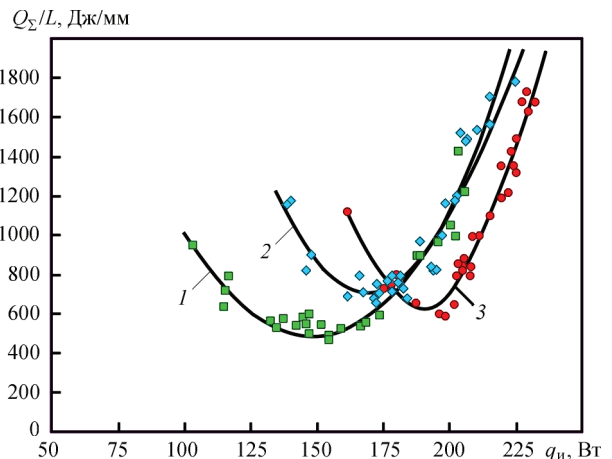


Рис. 4. Зависимость погонной энергии Q_{Σ}/L от эффективной тепловой мощности дуги q_n при наплавке на узкую подложку шириной δ : 1 — 1,0; 2 — 1,6; 3 — 2,0 мм

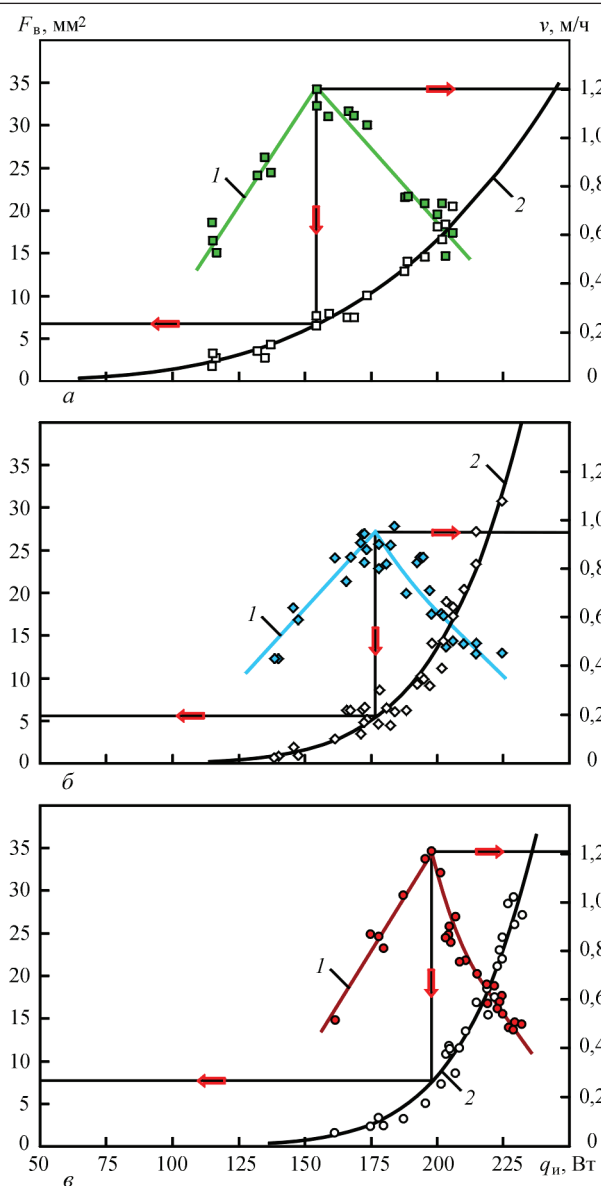


Рис. 5. Зависимость площади поперечного сечения наплавленного валика F_v и скорости наплавки v от эффективной тепловой мощности дуги q_n при наплавке на узкую подложку шириной δ : 1 — 1,0; 2 — 1,6; 3 — 2,0 мм

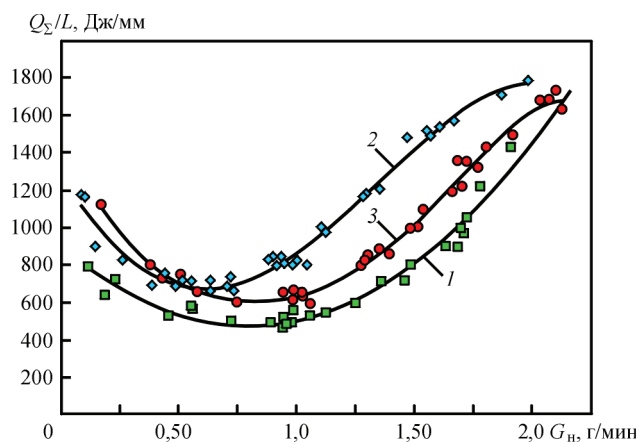


Рис. 6. Зависимость погонной энергии Q_{Σ}/L от производительности наплавки G_n на узкую подложку шириной δ : 1 — 1,0; 2 — 1,6; 3 — 2,0 мм

ствующие минимальной погонной энергии Q_{Σ}/L и максимальной скорости наплавки v практически совпадают (см. рис. 3–5, табл. 1): $\Delta q_n \leq 10$ Вт ($I \leq 0,63$ А); $\Delta v \leq 0,05$ м/ч; $\Delta Q_{\Sigma}/L \leq 10$ Дж/мм.

Производительность наплавки G_n изменяется в диапазоне 0,1...2,3 г/мин пропорционально величине погонной энергии $Q_{\Sigma}/L = 490...1800$ Дж/мм (рис. 6). При минимальных значениях погонной энергии наплавки она составляет 0,55...1,2 г/мин.

Для микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм с минимальной глубиной проплавления основного металла погонная энергия прямо пропорциональна частоте введения микропорций порошка, площади поперечного сечения наплавленного валика и производительности наплавки. Указанные факторы могут изменять ее величину в 2,4...3,7 раза.

Оценка напряженно-деформированного состояния сварного соединения при однослойной и многослойной наплавке на узкую подложку. Соотношение экспериментальных данных (рис. 4–6) с ранее опубликованными результатами [7, 8] позволяет предполагать, что даже в условиях ограниченных эффективной тепловой мощности дуги ($q_n = 100...250$ Вт) и глубины проплавления основного металла (до 1,5 мм) при микроплазменной порошковой наплавке на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм с разными уровнями погонных тепловложений $Q_{\Sigma}/L = 490...2000$ Дж/мм показатели напряженно-деформированного состояния сварного соединения «основной-наплавленный металл» могут существенно отличаться.

Соответствующая оценка базировалась на определении продольных сжимающих деформаций ϵ_{xx}^0 в тонкой пластине с градиентом температуры $T(z)$ согласно расчетной схеме Б. Болли и Дж. Уэйнера [11] в состоянии предельного нагрева [1, 12] и работе Н. О. Окерблома [13] (приближенная оценка напряжений и деформаций свободной полосы, возникающих при наложении валика на одну из продольных ее кромок [12, 14]).

Для расчета продольных деформаций при одноосном напряженном состоянии, возникающих в тонкой пластине с градиентом температур T по оси z использовалась следующая математическая модель:

$$\epsilon_{xx}^0 = \frac{\alpha(T)}{[1-\nu]} \left[-T(z)dz + \frac{1}{b} \int_0^b T(z)dz + \frac{12z}{b^3} \int_0^b T(z)zdz \right]; \quad (2)$$

$$\epsilon_{xx}^y = \frac{\sigma_T(T)}{E(T)}, \quad (3)$$

где ϵ_{xx}^0 , ϵ_{xx}^y — соответственно полная и упругая продольная деформация; $\alpha(T)$ — коэффициент линейного термического расширения, $1/^\circ\text{C}$; $E(T)$ — модуль упругости (Юнга), МПа; $\nu = 0,5$ — коэф-

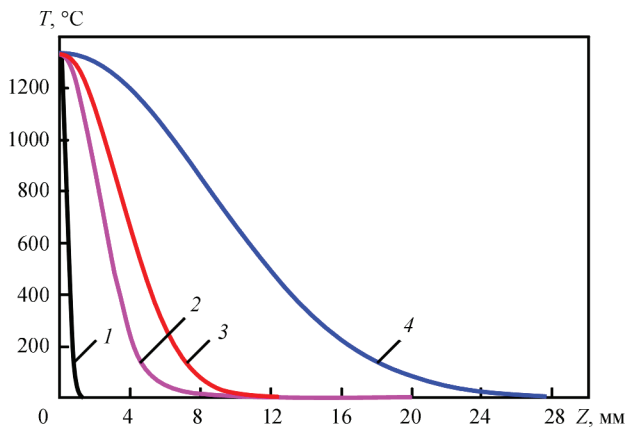


Рис. 7. Принятые экспоненциальные распределения функции $T(z)$, характерные для следующих режимов наплавки узкой подложки шириной $\delta \leq 2$ мм: 1 — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 0,22$ мм, лазерно-порошковая наплавка [15–17]; 2, 3 — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 2,2$ и $4,2$ мм, микроплазменная порошковая наплавка на режимах погонной энергии менее 1000 Дж/мм; 4 — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 10,5$ мм, микроплазменная порошковая наплавка на режимах с погонной энергией примерно 2000 Дж/мм

коэффициент Пуассона; b — размер узкой подложки в направлении оси z , м.

В описанной выше математической модели принимались следующие допущения и упрощения:

- валик наплавляется одновременно на всю длину торца пластины;
- термомеханические процессы протекают в упругом состоянии, а пластическая деформация определяется как разность общих продольных деформаций $\epsilon_{xx}^0(T)$ и упругих продольных деформаций ϵ_{xx}^y при заданном значении температуры;
- теплофизические зависимости $\alpha(T)$, $E(T)$ и $\sigma_T(T)$ для сплава ЖС32 с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ принимались по данным работ [18–19] с учетом дополнительной их экстраполяции от $1000 \dots 1100$ °C до температуры солидуса T_s при кристаллизации никелевого жаропрочного сплава;

– в граничном состоянии нагрева распределение температуры задавалось экспоненциальной функцией типа $T(z) = T_{\max} e^{-kz}$, где в точке $z = 0$ выполняется условие $T_{\max} = T_s$.

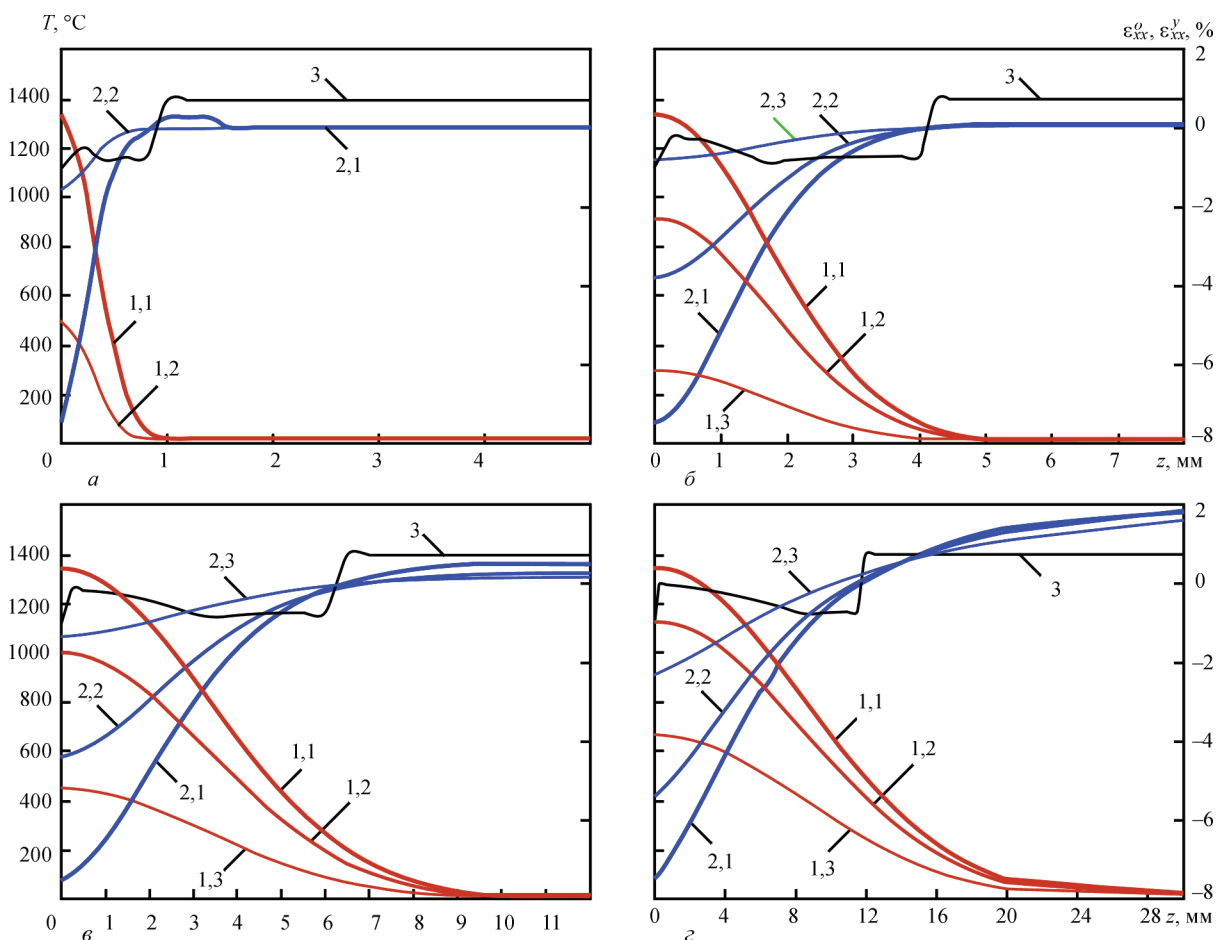


Рис. 8. Изменение распределения общих ϵ_{xx}^0 продольных деформаций в ЗТВ в состоянии предельного нагрева при 3-х слойной наплавке на узкую подложку из никелевого жаропрочного сплава ЖС32 $\langle 001 \rangle$; 1,1, 1,2, 1,3 — распределение температуры $T(z)$ от линии сплавления для последнего наплавленного валика и при повторных нагревах двух предыдущих соответственно; 2,1, 2,2, 2,3 — распределение $\epsilon_{xx}^0(z)$ от линии сплавления для последнего наплавленного валика и при повторных нагревах двух предыдущих соответственно; 3 — распределение упругих продольных деформаций $\epsilon_{xx}^y(z)$ от линии сплавления в последнем наплавленном валике; а — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 0,22$ мм; б — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 2,2$ мм; в — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 4,2$ мм; з — $Z_{600\text{ }^\circ\text{C}} = 10,5$ мм

Таблица 2. Распределение при максимальных нагревах $|\Delta\epsilon_{xx}^0|$ и суммарные значения $\sum |\Delta\epsilon_{xx}^0|$ амплитуд изменения продольных деформаций для 3-х слойной наплавки на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм в зависимости от величины температурного градиента $Z_{600^\circ\text{C}}$ в ЗТВ (по данным рис. 8)

Слой наплавки	$ \Delta\epsilon_{xx}^0 $, % при $Z_{600^\circ\text{C}}$, мм			
	0,22	2,2	4,20	10,50
1 (текущий)	7,5	7,6	8,0	9,4
2	1,5	3,8	4,6	7,2
3	–	0,8	1,5	3,9
$\sum \Delta\epsilon_{xx}^0 $	9,0	12,2	14,1	20,5

Такой подход через функцию температурного градиента $T(z)$ позволил оценить продольные деформации $\epsilon_{xx}^0(T)$ для реальных условий однослойной и 3-х слойной наплавки на узкую подложку шириной $\delta = 1,0...2,0$ мм, где основным и наплавленным металлом являлся никелевый жаропрочный сплав ЖС32 <001> с содержанием упрочняющей γ' -фазы 62...65 об. %. Различные режимы/условия наплавки моделировались выбором значений коэффициента k исходя из положений изотермы 600°C (рис. 7).

С учетом эффективной высоты наплавленного слоя для лазерного (0,5 мм) и микроплазменного процесса (1,5...5,0 мм) при 3-х слойной наплавке также выполнялась оценка сжимающих продольных деформаций в точках максимальных температур нагревов: $T_{\text{max1}} > T_{\text{max2}} > T_{\text{max3}}$ (на текущей линии сплавления и на ее предыдущих уровнях положения в глубине узкой подложки), где индексы 2, 3 — возрастающие порядковые номера наплавленных ранее валиков относительно текущей наплавки. Результаты численной оценки градиента продольных деформаций $\epsilon_{xx}^0(T)$ по оси z для однослойной и 3-х слойной наплавки никелевого жаропрочного сплава ЖС32 в состоянии предельного нагрева приведены на рис. 8.

Оценка напряженно-деформированного состояния при однослойной наплавке торца тонкой пластины показывает, что максимальные продольные сжимающие деформации ϵ_{xx}^0 составляют примерно 7,5 % и не зависят от величины температурного градиента в ЗТВ, а амплитуда изменения продольных деформаций $|\Delta\epsilon_{xx}^0|$ по глубине основного металла при различных условиях наплавки изменяется незначительно — с 7,5 до 9,5 %. Снижение соответствующего температурного градиента с 3350 до $70^\circ\text{C}/\text{мм}$ ($Z_{600^\circ\text{C}} = 0,22...10,5$ мм) вызывает расширение более чем в 20 раз участка ЗТВ, подверженного пластическим деформациям.

Для диапазона погонных энергий 490...2000 Дж/мм, соответствующего условиям микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм, зона пластических деформаций

составляет 3...10 мм. Оценка напряженно-деформированного состояния при 3-х слойной наплавке торца тонкой пластины показывает, что при повышенных значениях погонной энергии (примерно 1800...2000 Дж/мм) на 40...65 % возрастает величина суммарных пластических деформаций в процессе повторных нагревов по сравнению с ее значениями в случае менее 1000 Дж/мм (см. рис. 8, табл. 2). Суммарные значения амплитуд изменения продольных деформаций $\sum |\Delta\epsilon_{xx}^0|$ в предельном состоянии нагрева для 3-х слойной наплавки на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм при $Q_{\Sigma}/L < 1000$ Дж/мм не превышают максимальных значений пластичности никелевого жаропрочного сплава ЖС32 <001> при испытаниях на одноосное растяжение (14,5 % при $T \leq 1000^\circ\text{C}$, [19]). Вместе с уже полученными практическими результатами [7, 8, 20] это позволяет обосновать принципиальную возможность сохранения технологической прочности при многослойной микроплазменной порошковой наплавке на узкую подложку без проведения релаксирующей термической обработки после наплавки каждого валика.

Оценка возможного технологического эффекта при натурном моделировании 3-х слойной микроплазменной порошковой наплавки с погонной энергией менее 1 кДж/мм. В системе автоматизированного проектирования технической документации Компас-3D V12 выполнено натурное моделирование технологически вероятной формы поперечного сечения валиков, наплавленных на узкую подложку $\delta = 2,0$ мм: за 1 слой с погонной энергией 2000 Дж/мм (рис. 9, а); за 3 слоя с погонной энергией послышной наплавки 600 Дж/мм (рис. 9, б).

Согласно методике [7] в качестве критериев сравнительной оценки принимались суммарные погонные тепловложения. Согласно методике [8]

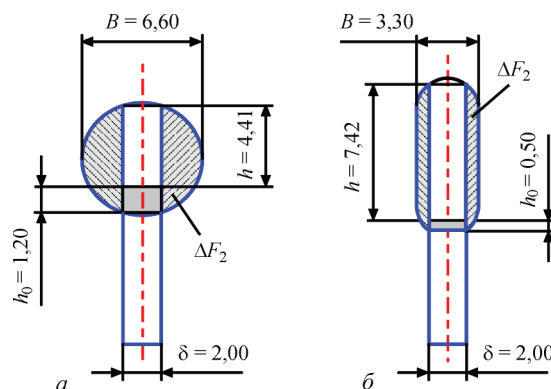


Рис. 9. Натурное моделирование поперечных сечений валиков, наплавленных на узкую подложку $\delta = 2,0$ мм с разными значениями погонной энергии: B — ширина наплавленного валика; h_0 — глубина проплавления основного металла; h — эффективная высота наплавленного валика; ΔF_2 — площадь поперечного сечения бокового усиления валика, которое удаляется последующей механической обработкой

3D аддитивные технологии

– эффективная высота наплавки h и площадь боковых усилений валика $2\Delta F_2$ (см. рис. 9). Установлено, что переход к 3-х слойной наплавке с $Q_{\Sigma}/L = 600$ Дж/мм, наряду со снижением общих тепловложений в изделие примерно на 10 %, позволит увеличить эффективную высоту наплавки примерно на 70 % и снизить не прямые потери присадочного порошка (величину припусков на механическую обработку наплавленного валика) примерно в 2 раза.

Обсуждение результатов исследований. Микроплазменная порошковая наплавка с дискретно-аддитивным формированием может быть реализована в диапазоне технологических параметров, нижняя граница которого ограничена эффективной мощностью микроплазменной дуги, достаточной для оплавления основного металла, а верхняя – предельным объемом сварочной ванны, который может удерживаться на вертикально установленной узкой подложке. Такое формирование при однослойной наплавке на узкую подложку $\delta = 1,0...2,0$ мм с использованием защитного газа 95 % Ag + 5 % H₂ характеризуется следующими показателями: эффективная тепловая мощность микроплазменной дуги $q_{\text{н}} = 100...250$ Вт; погонная энергия $Q_{\Sigma}/L = 490...2000$ Дж/мм; средняя скорость наплавки 0,4...1,25 м/ч; поперечное сечение валика 1,5...35 мм² (объем сварочной микрованны примерно от 3 до 125 мм³); производительность наплавки 0,1...2,3 г/мин. Ряд режимов внутри данного диапазона отличаются наименьшей погонной энергией 490...700 Дж/мм, которая соответственно обеспечивает наименьшие суммарные тепловложения в изделие, и определяется следующей совокупностью показателей: время существования металла сварочной микрованны в расплавленном состоянии — не более 3...6 с; площадь поперечного сечения наплавленного валика 5...8 мм², объем сварочной микрованны примерно 15...25 мм³; доля основного металла в наплавленном менее 0,2; высота наплавленного валика 1,5...2,5 мм; производительность наплавки 0,55...1,0 г/мин; средняя скорость наплавки 0,9...1,25 м/ч.

Предварительно установлено, что в рассматриваемых сварных соединениях «основной-наплавленный металл» систем ЖС26-ЖС32 и ЖС32-ЖС32 при увеличении средних суммарных погонных тепловложений до 5 кДж/мм фиксируются трещины, достаточно легко выявляемые капиллярным контролем. Ограничение погонной энергии послойной наплавки при определенных предельно-допустимых значениях суммарных тепловложений в изделие, при которых склонность к образованию трещин в рассматриваемых сварных соединениях еще не проявляется, позволит

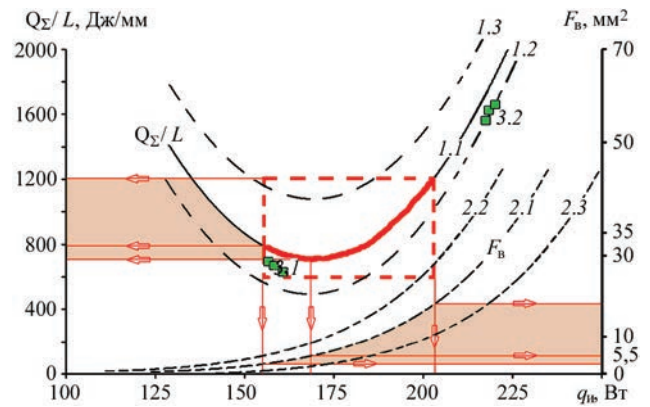


Рис. 10. Базовые принципы выбора рациональных режимов микроплазменной порошковой наплавки в зависимости от величины погонной энергии Q_{Σ}/L , площади поперечного сечения наплавленного валика $F_{\text{в}}$ и эффективной тепловой мощности дуги $q_{\text{н}}$: 1.1 и 2.1 — зависимости Q_{Σ}/L и $F_{\text{в}}$ для базового варианта режимов наплавки (95 % Ag + 5 % H₂); 3.1 и 3.2 – рационально и нерационально выбранные импульсные режимы наплавки; 1.2 и 2.2 — предполагаемое изменение за счет оптимизации состава защитного газа/условий защиты сварочной микрованны/качества дисперсной присадки; 1.3 и 2.3 — режимы наплавки, отличающиеся нерациональным выбором ее технологических параметров, показателей качества присадочного порошка или конструкции соплового узла микроплазматрона

существенно увеличивать число слоев наплавленного металла и, соответственно, высоту восстанавливаемого участка на кромке детали авиационного ГТД.

С точки зрения свариваемости никелевых жаропрочных сплавов режимы многослойной наплавки (в перспективе и 3D-наплавки) с наименьшей погонной энергией также являются более предпочтительными ввиду снижения ширины зоны пластических деформаций в ЗТВ в 2,0...3,3 раза и суммарных пластических деформаций в процессе повторных нагревов на 40...65 % по сравнению с режимами при $Q_{\Sigma}/L = 1800...2000$ Дж/мм.

Обобщенный алгоритм выбора рациональных режимов послойной микроплазменной порошковой наплавки, базирующийся на соблюдении принципа минимума погонной энергии, предложен на рис. 10 (на примере для узкой подложки $\delta = 1,6$ мм). Пунктиром выделена та область режимов наплавки, в которой целесообразно проводить дальнейшую оптимизацию ее параметров путем применения импульсных режимов наплавки, улучшения условий защиты сварочной микрованны и повышения качества присадочного порошка. При импульсном сварочном токе дополнительными критериями рационального выбора технологических параметров соответствующих режимов наплавки будут являться меньшие значения эффективной тепловой мощности дуги, погонной энергии и ширины наплавленного валика по сравнению с соответствующими значениями данных показателей для постоянного сварочного тока.

Выводы

1. При сварочном токе 5...5 А оценен диапазон технологических параметров микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку шириной 1...2 мм при дискретно-аддитивном формировании наплавляемого металла. Установлено, что в защитном газе 95 % Ar + 5 % N₂ ряд ее режимов отличается наименьшей погонной энергией 490...700 Дж/мм и характеризуется ограничением поперечного сечения валика и времени существования металла сварочной ванны в расплавленном состоянии соответственно в пределах 5...8 мм² и 3...6 с.

2. Показано, что такие режимы многослойной наплавки никелевых жаропрочных сплавов с высоким содержанием упрочняющей γ' -фазы отличаются снижением ширины зоны пластических деформаций в ЗТВ в 2,0...3,3 раза, суммарных пластических деформаций в процессе повторных нагревов — на 40...65 %. Ожидаемый технологический эффект при примерно одинаковых общих тепловложениях также уменьшение величины припусков на механическую обработку валика в 2 раза и увеличение эффективной высоты наплавленного металла на 70 %.

3. Предложены новые технологические принципы для выбора режимов многослойной или 3D-микроплазменной порошковой наплавки изделий из никелевых жаропрочных сплавов. Они заключаются в обеспечении наименьшего возможного уровня погонной энергии такого процесса, в первую очередь за счет регулирования поперечного сечения наплавляемого валика и времени существования металла сварочной микрованны в расплавленном состоянии.

1. Теоретические основы сварки: / В. В. Фролов, В. А. Винокуров, В. Н. Волченко [и др.]; под ред. В. В. Фролова. — М.: Высшая школа, 1970. — 592 с.
2. Исследование влияния режимов полуавтоматической сварки на выпрямителях типа ВД-506ДК металлопорошковой проволокой POWER BRIDGE 60M в смесях газов на механические и вязко-пластические свойства наплавленного металла при сварке мостовых конструкций / М. В. Карасев, В. Г. Гребенчук, Д. Н. Работинский [и др.] // Сварка и диагностика. — 2009. — № 4. — С. 19–25.
3. Управление структурой сварных соединений при орбитальной TIG-сварке технологических трубопроводов компрессорных станций / А. В. Шипилов, А. В. Коновалов, В. В. Бровка [и др.] // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. — 2011. — № 6. — С. 44–52.
4. Микроплазменная сварка / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, Д. А. Дудко [и др.]. — К.: Наукова думка, 1979. — 248 с.

5. Гладкий П. В. Плазменная наплавка / П. В. Гладкий, Е. Ф. Переплетчиков, И. А. Рябцев. — К.: «Экотехнология», 2007. — 292 с.
6. Яровицин О. В. Микроплазмовое порошковое наплавление жаропрочных никелевых сплавов с вмістом γ' -фази 45...65 %: автореферат дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.03.06 «Зварювання та споріднені процеси і технології» / О.В. Яровицин. — Київ, ІЕЗ ім. С. О. Патона, 2009 р. — 21 с.
7. Яровицын А. В. Энергетический подход при анализе режимов микроплазменной порошковой наплавки / А. В. Яровицын // Автоматическая сварка. — 2015. — № 5-6. — С. 18–25.
8. Анализ процесса формообразования валика для условий наплавки на узкую подложку / К. А. Ющенко, А. В. Яровицын, Г. Д. Хрушов [и др.] // Автоматическая сварка. — 2015. — № 9. — С. 22–29.
9. Мелехов Р. К. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості. Деградація / Р. К. Мелехов, В. І. Похмурський. — К.: Наукова думка, 2003. — 384 с.
10. Некоторые пути снижения потерь присадочного порошка при микроплазменной порошковой наплавке / К. А. Ющенко, А. В. Яровицын, Д. Б. Яковчук [и др.] // Автоматическая сварка. — 2013. — № 9. — С. 32–38.
11. Боли Б. Теория температурных напряжений. / Б. Боли, Дж. Уэйнер; перевод с англ. под ред. Э.И. Григольюка. — М.: Мир, 1964. — 518 с.
12. Окерблом Н. О. Сварочные деформации и напряжения / Н. О. Окерблом. — М.-Л.: МАШГИЗ, 1948. — 252 с.
13. Талыпов Г. Б. Сварочные деформации и напряжения / Талыпов Г. Б. — Л.: Машиностроение, 1973. — 280 с.
14. Недосека А. Я. Основы расчета и диагностики сварных конструкций / А. Я. Недосека. — К.: Изд-во «Индром», 1998. — 640 с.
15. Melt pool size control in thin-walled and bulky parts via process maps // Proceedings of 12th Solid freeform fabrication symposium. — University of Texas at Austin, 2001. — P. 432–440.
16. Vasinonta A. Process maps for predicting residual stress and melt pool size in the laser-based fabrication of thin-walled structures / A. Vasinonta, J. L. Beuth, M. Griffith // Journal of Manufacturing Science and Engineering. — 2007. — Vol. 129, № 1. — P. 101–109.
17. P. Aggaransi. Localized preheating approaches for reducing residual stress in additive manufacturing / P. Aggaransi, J. L. Beuth // Journal of Manufacturing Science and Engineering. — 2007. — Vol. 129, № 1. — P. 709–720.
18. Будиновский С. А. Применение аналитической модели определения упругих напряжений в многослойной системе при решении задач по созданию высокотемпературных жаростойких покрытий для рабочих лопаток авиационных турбин / С. А. Будиновский, Е. Н. Каблов, С. А. Мубояджан // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. — 2011. — Серия «Машиностроение». — С. 26–37.
19. Голубовский Е. Р. Закономерности изменения аксиальной и азимутальной анизотропии прочностных характеристик монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов для лопаток ГТД / Е. Р. Голубовский, И. Л. Светлов, К. К. Хвацкий // Авиационно-космическая техника и технология. — 2005. — № 10(26). — С. 50–54.
20. Жеманюк П. Д. Опыт внедрения восстановительной микроплазменной порошковой наплавки при ремонте лопаток турбин высокого давления в условиях серийного производства / П. Д. Жеманюк, И. А. Петрик, С. Л. Чигилейчик // Автоматическая сварка. — 2015. — № 8. — С. 43–46.

Поступила в редакцию 28.02.2016

ПРИМЕНЕНИЕ СВАРОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПОДАВЛЕНИЯ ЛИКВАЦИИ В КРУПНЫХ СЛИТКАХ

В. А. ШАПОВАЛОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Вопрос ликвации постоянно находится в поле внимания металлургов. Особенно важным представляется его решение при получении крупных слитков. Дендритная ликвация может настолько ухудшить качество слитка, что он может оказаться непригодным для изготовления крупных деталей ответственного назначения. Показано, что основная причина ликвации — малая скорость кристаллизации. Ее увеличение невозможно при выплавке крупных слитков с помощью традиционных технологий. Поэтому одним из путей подавления дендритной ликвации предлагается поэтапное наплавление (формирование) слитка с помощью сварочных технологий. В статье приведены экспериментальные данные, подтверждающие возможность управления структурой слитка независимо от его размеров. Сделан прогноз относительно областей применения предлагаемого подхода для изготовления изделий ответственного назначения. Библиогр. 10, рис. 5.

Ключевые слова: дендритная ликвация, коэффициент распределения, скорость кристаллизации, ЭШП, ВДП, ЭЛП, ПДП, макро- и микроструктура

Ликвация — это неоднородность химического состава, возникающая при его кристаллизации. Существует дендритная и зональная ликвация. Следствия дендритной ликвации для сплавов: уменьшение коррозионной стойкости; понижение пластичности; образование строчечной структуры при обработке давлением; понижение температуры солидуса, опасность оплавления границ зерна при термообработке; нестабильность структуры и свойств металла во времени.

Зональная ликвация бывает: прямая, обратная, карбидная, внеосевая (шнуровая) и гравитационная. Причина ликвации — различная растворимость легирующего компонента или примеси в твердой и жидкой фазах (рис. 1).

Отношение концентрации примесей в твердой фазе к концентрации примесей в жидкой фазе есть коэффициент распределения

$$K = \frac{C_s}{C_l},$$

где C_s — концентрация компонента в твердой фазе; C_l — концентрация компонента в жидкой фазе.

В металлургических процессах $K < 1$ и зависит от температуры и скорости кристаллизации (для большинства легирующих элементов и примесей). При быстрой (мгновенной) закалке $K = 1$. При очень медленной кристаллизации $K = K_0$, где K_0 — в равновесии. Чем меньше K , тем сильнее ликвация.

Обычно его величина приводится в справочниках для равновесного состояния.

В реальных условиях необходимо говорить об эффективном коэффициенте распределения (рис. 2), который определяется по формуле [1]

$$K = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)e^{-f\delta/D}},$$

где f — скорость кристаллизации, см/с; δ — толщина диффузионного слоя, прилегающего к фронту кристаллизации и обогащенного примесью, см; D — коэффициент диффузии примеси, см²/с.

Традиционные технические приемы для борьбы с ликвацией следующие: регулирование температуры заливаемого металла; регулирование теплового поля на поверхности ван-

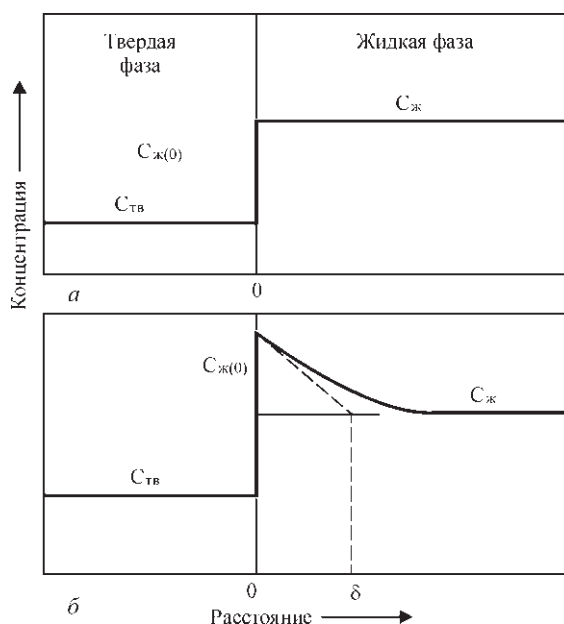


Рис. 1. Схема распределения примесей на границе твердой и жидкой фаз: а — в равновесных условиях; б — в неравновесных условиях (δ — толщина диффузионного слоя)

ны; введение холодильников; электромагнитное перемешивание; виброобработка; реверсивное вращение металла; обработка ультразвуком; электрогидроимпульсная обработка; обработка расплава погружаемым колеблющимся стержнем.

К сожалению, эффективность традиционных технических приемов снижается с увеличением веса слитка. Поэтому разработка новых методов получения крупных слитков является актуальной. Основная причина ликвации — малая скорость затвердевания. Она нелинейно уменьшается с увеличением массы слитка.

Путь борьбы с ликвацией — повышение скорости затвердевания (кристаллизации) до такой величины, которая обеспечит эффективный коэффициент распределения примесей и легирующих элементов примерно равный единице.

Традиционные способы получения крупных слитков, включая и способы специальной металлургии, не могут решить эту проблему. В случае превышения критического диаметра слитка направленная кристаллизация, характерная для слитков ВДП, ЭШП, ЭЛП и ПДП малого диаметра, нарушается и процессы теряют свое преимущество [2–4]. Отвод тепла со средины слитка вниз и через боковую поверхность ограничен, а сверху перегретая металлическая ванна покрывает все поперечное сечение слитка (рис. 3, а).

Для решения проблемы — повышения скорости затвердевания, необходимо организовать отток тепла. Эта возможность появляется, если металлическая ванна будет иметь небольшие размеры, а остальная верхняя торцевая поверхность слитка будет твердой, с отдачей тепла в атмосферу печи (рис. 3, б) (поток q_1). Тогда, перемещая металлическую ванну по наплавленной поверхности с высокой скоростью, можно будет управлять скоростью кристаллизации и процессами ликвации.

Решением проблемы ликвации может быть применение сварочных технологий. Небольшая по размерам сварочная ванна и высокая скорость сварки или наплавки, достигающая нескольких метров в минуту, позволяет с уверенностью прогнозировать получение желаемого результата. Наиболее часто сварочные процессы применяются в 3D-технологиях для получения изделий заданной достаточно сложной формы. Описываются процессы получения роторов мощных турбин [5], приводятся примеры проспектов по изготовлению корпусов ядерных реакторов [6]. Опубликованные работы, в основном, посвящены формообразованию, но совсем незначительное число работ, в которых уделяется внимание управлению структурой (ликвацией).

Наши научные интересы лежат в плоскости управления структурой, в первую очередь, и фор-

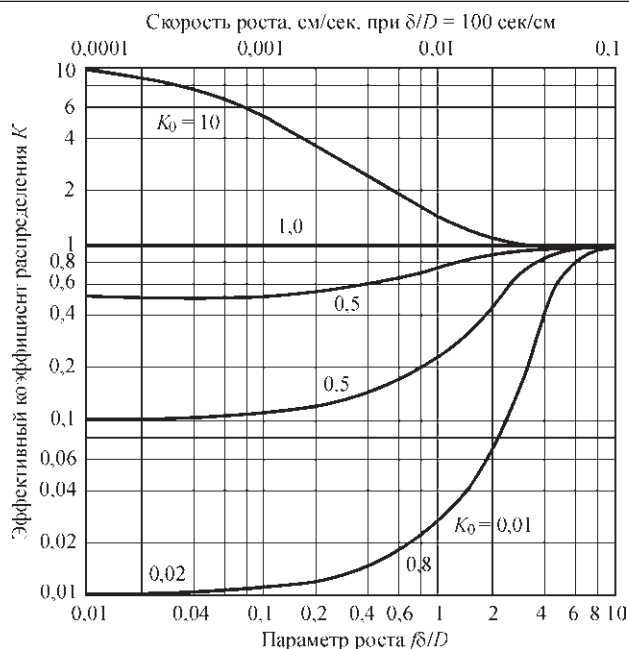


Рис. 2. Зависимость эффективного коэффициента распределения от величины приведенной скорости перемещения границы закристаллизовавшегося металла ($f\delta/D$) [1]

мообразованием, во вторую. Так, снижая скорость перемещения локальной металлической ванны в область малых значений (единицы мм/мин) и используя монокристаллическую затравку мы получаем монокристаллы, теоретически не имеющие предельных размеров [7, 8]. Кристаллы наследуют структуру и кристаллографическую ориентацию затравки. Повышая скорость перемещения сварочного источника в 5...10 раз по сравнению

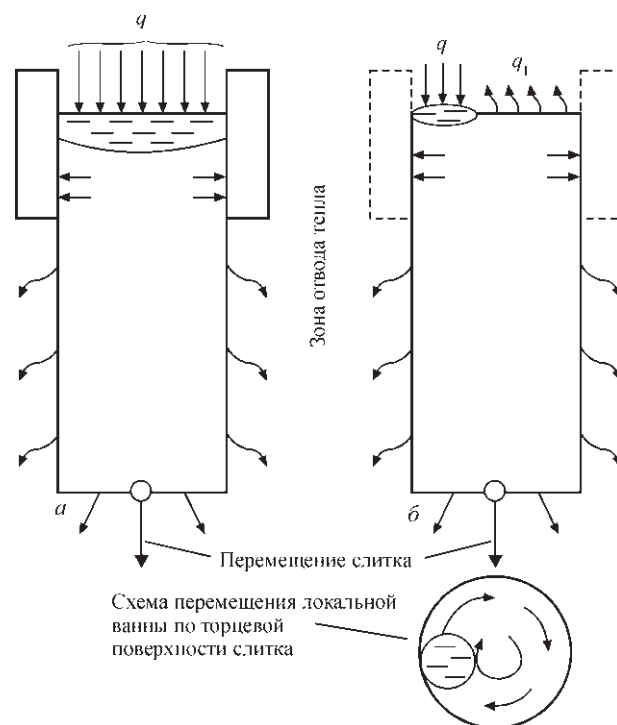


Рис. 3. Схема подвода и отвода тепла от слитка: а — диаметры ванны и слитка равны, б — локальная металлическая ванна

3D аддитивные технологии

со скоростью выплавки слитков в известных переплавных процессах, мы добиваемся случайного и быстрого массового зарождения кристаллов в металлической ванне и, в результате, получения мелкокристаллической структуры [9, 10]. Убедительные результаты широких возможностей управления структурой в сравнении с традиционным ПДП приведены на рис. 4. (размеры слитков сопоставимы).

При ПДП структура слитка имеет две зоны: зону закаленных кристаллов и зону крупных направленных кристаллов — дендритов. Кроме того, в осевой зоне наблюдается транскристаллизация. В слитке, полученном в результате его наращивания при перемещении небольшой металлической ванны, отмечается мелкозернистая структура. Результаты металлографических исследований показывают, что величина зерна находится в пределах 8-9 баллов (рис. 5). Но самое главное — это то, что величина зерна, практически, не зависит от места отбора образцов с слитка: середина, верх, низ. При реализации такого технологического подхода исключается влияние масштабного фактора на структурообразование слитка, что в свою очередь открывает большие возможности повышения эксплуатационных свойств изделий, получаемых из таких слитков, и приводит к

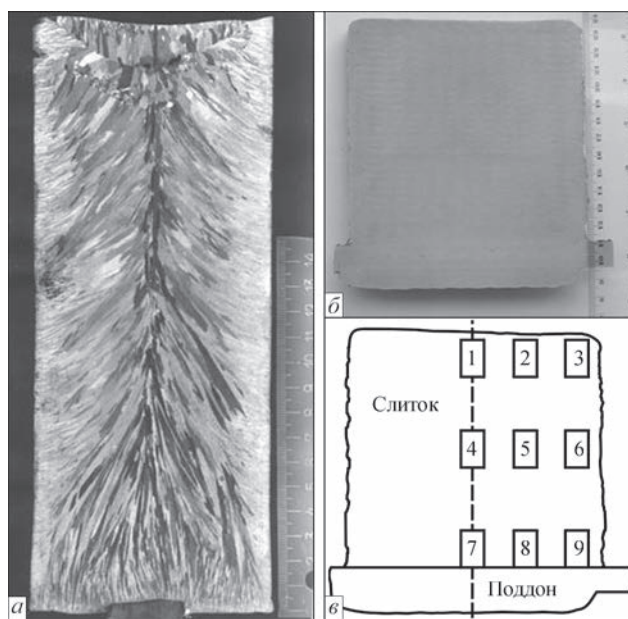


Рис. 4. Макроструктура слитка ПДП (а) и слитка, полученного путем послойной наплавки локальным сварочным источником (б), карта мест отбора образцов (в)

экономии металла в связи с принятием масштабного фактора равным единице, значение которого обычно значительно уменьшается с увеличением габаритных размеров изделий. Кроме того, вес слитка может быть максимально приближен к

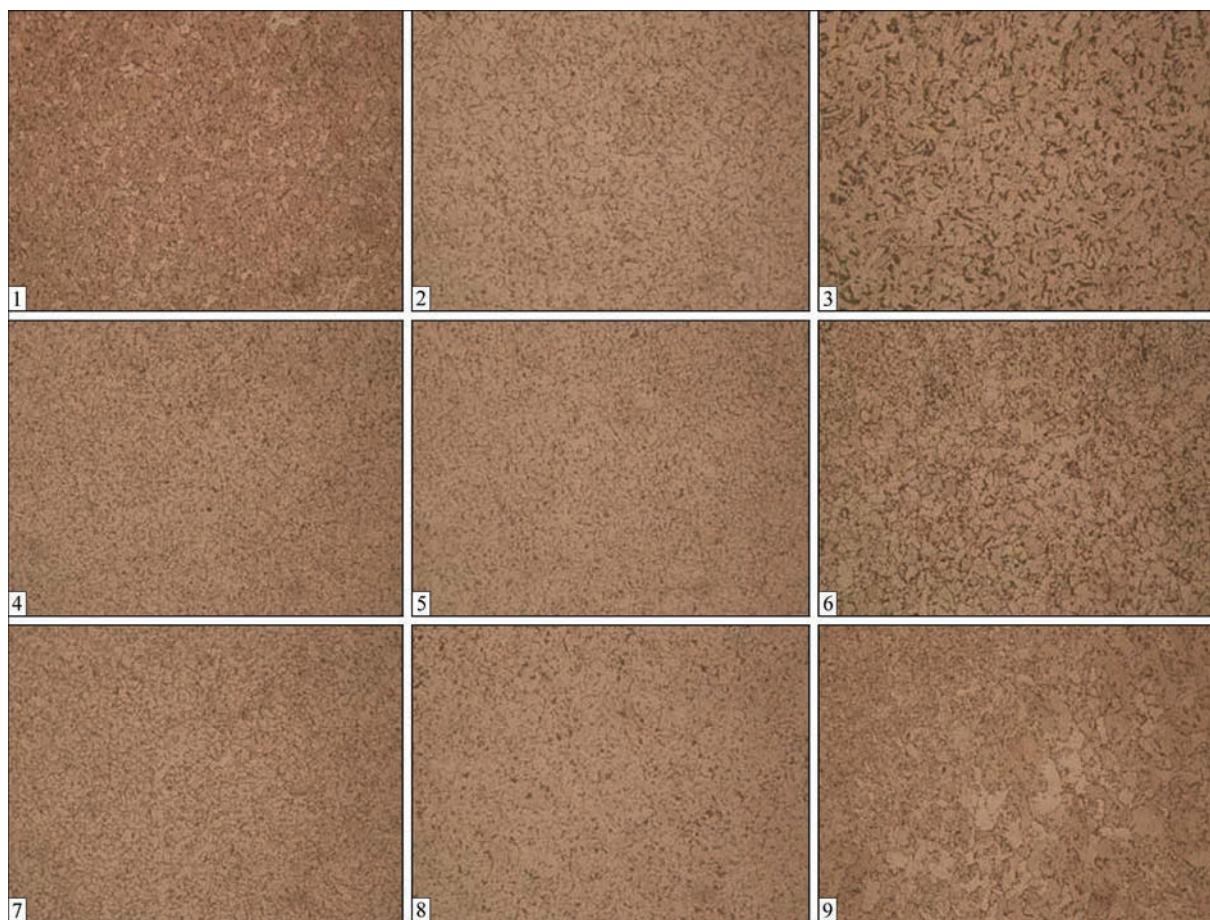


Рис. 5. Микроструктура ($\times 200$) образцов металла слитка, полученного наращиванием при перемещении небольшой металлической ванны

весу готового изделия — нет необходимости отрезать донную и головную части (это треть веса крупного слитка).

Управление структурой и ликвационными процессами крайне важно при производстве изделий ответственного назначения, например, дисков авиационных двигателей. Практически — это может быть замена сложной и дорогостоящей порошковой технологии.

Выводы

1. Показана несостоятельность традиционных технологий по управлению ликвационными процессами при кристаллизации крупных слитков.
2. Обосновано применение сварочных технологий для управления ликвационными процессами.
3. Подтверждена возможность получения однородной структуры по всему сечению слитка, в том числе, в донной и головной частях.
4. Показана перспектива применения разрабатываемого способа для выплавки слитков и заготовок деталей ответственного назначения.

1. Технология полупроводниковых материалов / Под ред. Г. Бриджерса, Дж. Скаффа, Дж. Шайва и Ф. Бионди; пер.

с англ. под ред. М. И. Иглицына. — М.: Оборонгиз, 1961. — 314 с.

2. Флемингс М. Процессы затвердевания / М. Флемингс; пер. с англ. под ред. А. А. Жукова, Б. В. Рабиновича. — М.: Мир, 1977. — 424 с.
3. Нехензи Ю. А. Стальное литье / Ю. А. Нехензи. — М.: ГИИТЛ по черной и цветной металлургии, 1948. — 766 с.
4. Митчел А. Факторы, влияющие на температуру и кристаллизацию слитков при ЭШП / А. Митчел, А. С. Бэ-лэнштайн // Электрошлаковый переплав. — 1985. — Вып. 6. — С. 192–198.
5. Datta R. Shape welding with MnMoNi alloys for heavy components / R. Datta, K. Million, H. Zimmermann // Welding and Cutting. — 2003. — 55, № 4. — P. 216–224.
6. Future prospects of shape welding / U. Dilhey, I. Stein, C. Berger, K. Million, R. Datta, H. Zimmermann // Welding and Cutting. — 2006. — 5, № 3. — P. 164–172.
7. Шаповалов В. А. Крупные плоские монокристаллы вольфрама и молибдена и способы их получения / В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш, В. В. Жолудь, С. Т. Боримская // Чистые металлы: Сб. докладов 7-го международного симпозиума. — Харьков, 2001. — С. 39–42.
8. Шаповалов В. А. Ориентированные монокристаллы вольфрама: получение, исследование и применение / В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш, С. Т. Боримская, В. В. Жолудь // Металлы. — 2001. — № 1. — С. 60–64.
9. Шаповалов В. А. Подавление ликвационных процессов в крупных слитках / В. А. Шаповалов, Г. М. Григоренко // Современная электрометаллургия. — 2015. — № 1. — С. 26–30.
10. Шаповалов В. А. Формирование крупного слитка методом перемещения локальной металлической ванны / В. А. Шаповалов, К. А. Цыкуленко, Е. В. Шаповалов, Т. Г. Скуба // Электрометаллургия. — 2015. — № 2. — С. 36–43.

Поступила в редакцию 28.04.2016

НОВАЯ КНИГА

НАПЛАВКА. МАТЕРИАЛЫ, ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ.
И. А. Рябцев, И. К. Сенченков, Э. В. Турык. — Gliwice, Wydawnictwo Politechnik Slaskiej, 2015. — 590 p.

Книга содержит следующие разделы:

- Виды износа и повреждения деталей машин и механизмов.
- Классификация и характеристика основных методов наплавки.
- Методы расчета напряженно-деформированного и структурного состояния деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации в условиях изнашивания и циклических механических или термомеханических нагрузок.
 - Долговечность наплавленных деталей, эксплуатирующихся при изнашивании и циклических механических нагрузках.
 - Долговечность наплавленных деталей, эксплуатирующихся в условиях изнашивания и циклических термических и механических нагрузок.
 - Нелегированные и низколегированные стали, применяемые для изготовления деталей машин, и их свариваемость.
 - Структура и свойства наплавленного металла различных систем легирования.
 - Методы регулирования структуры наплавленного металла.
 - Электродуговая наплавка.
 - Плазменная наплавка.
 - Электрошлаковая наплавка
 - Газовая наплавка.
 - Индукционная наплавка.
 - Лазерная наплавка.
- Дефекты в наплавленном металле, их происхождение и меры борьбы с ними.
- Контроль качества и механическая обработка наплавленных деталей.
- Аттестация процедур наплавки.



С книгой можно ознакомиться в библиотеке ИЭС им. Е.О. Патона

RESISTANCE WELDING OF COATED STEEL PLATES IN THE ASPECT OF ENVIRONMENTAL CONDITIONS

J. MATUSIAK and J. WYCIŚLIK

Institute of Welding

16-18 Str. Bl. Czesława, 44-100, Gliwice, Poland. E-mail: joanna.wycislik@is.gliwice.pl

In the industry, resistance welding has always been regarded as the process without significant adverse effect on the work environment. The research literature of the last years dealing with investigations into fume and chemical factors of resistance welding was the only reason that has directed the attention of specialists on working safety to the amount and type of pollutants emitted during this process. The article presents research conducted at Instytut Spawalnictwa in Gliwice, into the emission of pollutants generated during spot resistance welding of steel plates with various protective coatings. The article demonstrates the research station and methodology of determination of total fume, carbon monoxide, nitrogen oxides and organic matters. The examination of fume and gas emission was conducted during resistance welding of electrolytic and hot-dip coated plates, covered with zinc, zinc and iron alloy, aluminium with the admixture of silicon as well as zinc-epoxy double layer coatings. The comparative analysis of the research results was aimed at the determining the impact of coating type and welding current on emission of fumes and gases during resistance welding of plates with different thickness. 17 Ref., 3 Tables, 9 Figures.

Keywords: spot resistance welding, coated steel sheets, pollutants emission

In the literature on industrial medicine and research into factor having the adverse impact on the safety work conditions, welding of metal coated plates is associated with a disease called metal fume fever [1–7]. This disease is caused by zinc, aluminium and magnesium compounds. Its symptoms resemble the symptoms of influenza and appear usually approximately four hours after the exposition. In the assessment of occupational hazards the metal fume fever is recognised as the risk appearing very quickly after the exposure to the agents causing the disease. Moreover, the fever is accompanied by the characteristic symptom called «Monday morning fever», consisting in the fact that the patient's condition deteriorates after a longer rest. Repeated occupational expositions to the high concentration of zinc oxides (ZnO) lead to lesions in the respiratory system. The metal fume fever is recognised as a direct reason for asthma development initiated by the occupational agents [3]. During welding of aluminium coated plates, fumes containing aluminium oxide Al_2O_3 and silicon dioxide (silica) are the main compounds affecting work conditions and influencing workers health [2]. Aluminium belongs to the elements of toxic action on human body and tends to accumulate in the liver, kidneys, pancreas, bones and brain tissue. Current research data indicate that aluminium reduces the activity of central nervous system, blocking the action potential of neurons.

The process of resistance welding was regarded in the industry as the technology not affecting adversely the work environment. The research results into the issues of the factors harmful to the workers' health during resistance welding performance have drawn

the attention of the specialists in industrial safety on the amount and type of pollutants generated by this process.

Resistance welding of paint coated plates or plates covered with combination of metal, paint and organic coatings is associated with the generation of chemical compounds belonging to the aromatic hydrocarbons group, e.g. benzene, toluene, ethyl benzene, xylene, phenol and cresol as well as polycyclic aromatic hydrocarbons (PAHs) to the work environment [4]. Those substances after penetrating into the human body cause poisoning and occupational diseases. During resistance welding of steel plates with protective coatings, fume containing zinc, iron, aluminium, manganese and silicon is always generated while carbon monoxide generation belongs the gas emission process [5, 6].

Pollutant emission rate research during resistance welding. This article presents the research conducted in the experimental station at Institute of Welding in Poland aimed at the determination of the correlation between the selected resistance welding parameters and amount of pollutants being generated [8–10]. The investigation into fume and gas generation was conducted for hot-dip coated plates with zinc, zinc and iron alloy coatings as well as with a coating of aluminium with admixture of silicon.

The plates used in research had coating thicknesses from 5 to 20 μm with additional surface protection by oiling. The plates electrolytic coated had 7.5 μm thick zinc coating on their both sides and were additionally protected by oiling and phosphating. The investigation of pollutants during resistance spot welding was performed also for electrolytic zinc-coated plates with coating thickness of 5 μm with additional

Table 1. Materials used in research into fume and gas generation during resistance spot welding [8–10]

Steel grade (material thickness, mm)	Coating type	Surface type/ Surface protection
Hot-dip coated plates with Zn coating (Z type)		
HX 260 LAD (1.2) HX 300 LAD (1.2) HX 300 LAD (1.5)	Z100 MBO	MBO: MB — high quality of zinc coating/ O — oiling
HX 420 LAD (1.2)	Z140 MBO	
DX 53D (1.5)	Z140 MBO	
Hot-dip coated plates with Zn–Fe alloy coating (ZF type)		
DX 53D (1.2) DX 53D (1.4)	ZF100 RBO	RBO: RB — high quality of Zn–Fe alloy surface/ O — oiling
HCT 600 (1.2) HCT 600 (1.8)	ZF100 RBO	
DX 52D (1.5)	ZF140 RBO	
Hot-dip coated plate with Al–Si alloy coating (AS type)		
DX 53D (0.6)	AS120	
Double-sided electrolytic-coated plates		
DC04 (1.2)	ZE75/75 A	A: Normal coated surface/ No additional protection
DC04 (2.0) ZSTE 280BH (0.6)	ZE75/75 APO	AP0: A — normal coated surface/ P — additional phosphate coating O — oiling
Double-layer zinc–epoxy electrolytic-coated plate		
LAC 320Y400T (1.5)	ZE/EG + OC2 GardoProtect 9498	OC: O — oiling C — chemical passivation

coating of 5 μm thick epoxy layer. The double layer coating was protected by oiling and chemical passivation. Materials used during the research into the generation of fume and gas during resistance spot welding are given in Table 1, while Table 2 presents the parameters of resistance welding process.

Research station for the examination of fume and gas generation during resistance welding is composed of the following main components (Figures 1 and 2): fume chamber, exhaust system and spot resistance

welding machine of ZPa-130i type with the inverter controller HWS 2102IQ, equipped with computer control system for monitoring current and voltage using the program LOGWELD.

The experimental station and research methodology were developed in accordance with the requirements of PN-EN ISO 15011 standard [12–15]. Sampling of fume aimed at the specification of total fume generation is based on the gravimetric method. The principle of the examination is sampling the fume

Table 2. Technological conditions for resistance spot welding used in pollutants emission investigations [8–10]

Material grade	Plate thickness, mm	Welding current, kA	Welding time, ms	Welding force, daN	Welding productivity, weld/min
HX 260 LAD/Z100 MBO	1.2	9–12	300	250	22–28
HX 300 LAD/Z100 MBO	1.2	9–11	300	250	22–24
HX 300 LAD/Z100 MBO	1.5	9–11	250	300	22–24
HX 420 LAD/Z100 MBO	1.2	9–11	300	250	22
DX 53D/Z140 MBO	1.5	9–12	250	300	22
DX 53D/ZF100 RBO	1.2	9–12	300	250	22–24
DX 53D/ZF100 RBO	1.4	9–11	250	300	22–24
HCT 600/ZF100 RBO	1.2	8–10	300	350	26–30
HCT 600/ZF100 RBO	1.8	9–11	250	350	22–24
DX 52D/ZF140 RBO	1.5	9–12	250	300	22
DX 53D/AS120	0.6	8.4–10.4	250	250	22
DC04/ZE75/75 A	1.2	9.5–12.5	300	300	22
DC04/ZE75/75 APO	2.0	9.5–12.2	250	300	22
ZSTE 280BH/ZE75/75 APO	0.6	7.4–10.5	250	250	22
LAC 320Y400T/ZE/EG + OC2	1.5	8.8–11.8	250	300	22



Figure 1. Research station for the examination of fume and gas generation during resistance welding: 1 — fume chamber of 0.03375 m³; 2 — welded workpiece; 3 — machine of ZPa-130i type; 4 — inverter controller HWS 2102IQ; 5 — aspirators; 6 — fume filter; 7 — gas analyser Testo33/Testo350; 8 — system for measuring and monitoring welding parameters

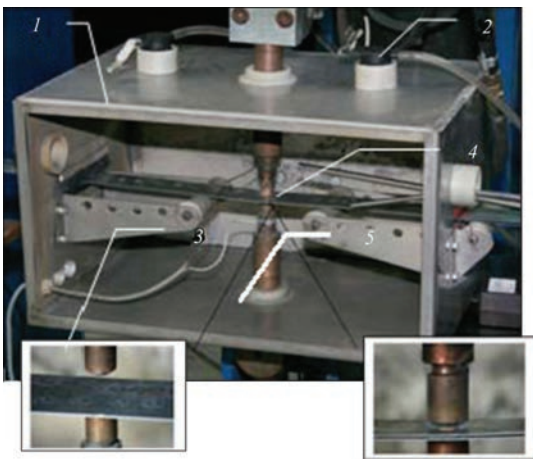


Figure 2. Fume chamber in experimental station for examination of fume and gas emission during spot resistance welding: 1 — fume chamber; 2 — fume filter; 3 — welded workpiece; 4 — electrodes; 5 — electrode around which welding fume is being formed [11]

onto the measuring filters during resistance welding with productivity of 20–30 weld/min, in the hermetic chamber when exhaust system is switched on. It was assumed that the welding process duration in the chamber should be 60 s, since this time makes possible to obtain the increase of fume in the measuring filter enough to determine the mass of collected fume with the accuracy of up to 0.1 mg.

The examination of gas generation during resistance welding was conducted using direct method, therefore,

analyzers Testo-33 and Testo-350 allowed for direct reading of gas concentration (NO, NO₂, CO) and temperatures. Research methodology, developed initially for the determining inorganic gases generation during resistance welding, suggests the measuring the concentration and emission rate of carbon monoxide and nitrogen oxides. Preliminary research revealed that the nitrogen oxides generation during welding processes is very limited. The conclusion reached during the preliminary research is in the conformity with the assumptions of EN ISO 15011-6:2010 standard [15], which in the case of inorganic gases generation during resistance welding, recommends examination of carbon monoxide emission only. Next step of research covered both the determination of chemical composition of fume and the examination of organic substances generation during resistance welding of selected coated plates.

Analysis of research results. The conducted tests of the pollutants generation rates during spot resistance welding of coated plates allowed for the conducting comparative analysis aimed at determination of the effect of welding current and plate thickness on fume and gas generation. The pollutants generation rates in similar welding conditions for different steel grades and various types of the coating were compared as well.

Impact of welding current on fume and gas emission rates. The investigation of fume and carbon monoxide generated during spot resistance welding revealed the impact of welding current on emission rate. Increase in welding current resulted in higher total fume generation and higher generation of carbon monoxide during welding of plates of the same thickness, welding time and force. The relation between welding current and pollutants emission rate occurred in the case of all coated materials being tested. Taking into consideration welding of DX 53D/Z140 MBO material (see Table 2), the increase of welding current from 9 to 12 kA resulted in three-fold fume generation and 4.5 times of CO emission rate growth (Figure 3).

Impact of thickness of material being welded on pollutants emission rate. The analysis of this issue was conducted for following coated plates: DX 53D/ZF100 RBO (1.2 and 1.4 mm thick), HX 300 LAD/

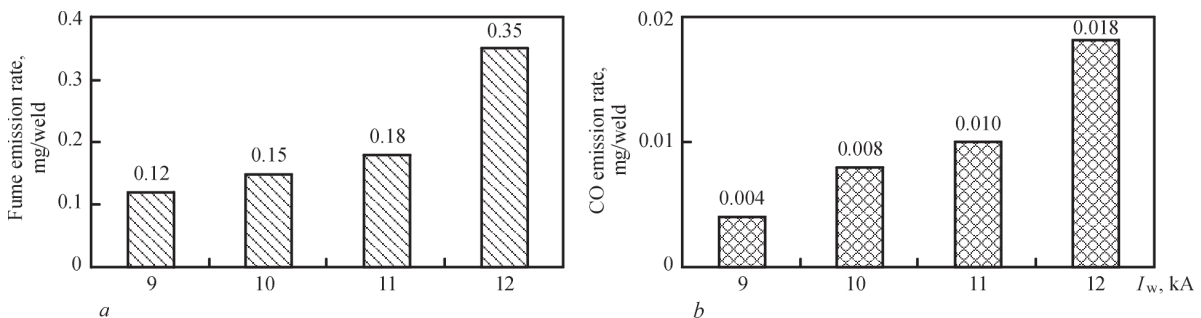


Figure 3. Impact of current on fume (a) and CO (b) emission rates during spot resistance welding of hot-dip zinc-coated plate DX 53D/Z140 MBO of 1.5 mm thickness

Z100 MBO (1.2 and 1.5), HCT 600/ZF100 RBO (1.2 and 1.8) as well as DC04/ZE75/75 A (1.2) and DC 04/ZE75/75 APO (2.0 mm).

During welding HX 300 LAD Z100 MBO plate, higher fume and CO emission rates were revealed for the 1.5 mm thick plate (Figure 4).

In the case of DX 53D/ZF100 RBO material 1.2 and 1.4 mm thick, for the same welding current, the higher emission of fume occurred for thinner plate. Similar relation took place for HCT 600/ZF100 RBO plate 1.2 and 1.8 mm thick. For resistance welding of electrolytic zinc-coated plates the comparative analysis was conducted for DC04/ZE75/75, 1.2 and 2.0 mm thick plates. These plates differed in the additional surface protection; the 1.2 mm thick plate did not have any protection while the 2.0 mm plate was additionally phosphated and oiled (PO type). Higher fume and CO emission rate for all current values occurred during welding 1.2 mm thick plate with zinc coating not protected additionally (Figure 5).

To sum up the research results of the pollutants generation during spot resistance welding, the unequivocal relation between fume and carbon monoxide emission rates and thickness of welded material cannot be established.

Impact of protection coating type on pollutants emission rates. The examination of pollutants emission rate during welding was conducted for five types of coatings differing in the method of applying, chemical composition, thickness and additional protection (Figure 6). The analysis of the research results

have revealed that the type of protective coating affects the generation of total fume and carbon monoxide. During resistance welding LAC 320Y400T grade plate with double layer coating, i.e. electrolytic zinc-coated plate with 5 μm thick zinc coating + epoxy protective coating of GardoProtect type, resulted in the highest fume and CO emission rates in comparison with zinc and zinc-iron coated plates. Fume generation during zinc- and epoxy-coated plates resistance welding can be even 3–5 times higher than that for hot-dip zinc-coated plates. The analysis of fume and CO emission rates during welding of hot-dip zinc- and zinc-iron coated plates and electrolytic zinc-coated plates (ZE type coating) revealed that for similar welding conditions, the highest pollutants emission rates occurred for the plates with, ZF coating. The plates with Z and ZE coating types have similar pollutants emission rates. Research has revealed that fume and carbon monoxide emission rates are affected by the type of additional protection of the coating surface. During resistance welding of electrolytic zinc-coated plates of DC04/ZE75/75 A (no additional protection) and DC04/ZE75/75 APO grade (PO protection), fume generation is 2–3 times lower for the phosphated and oiled material.

Impact of coating thickness on pollutants emission rates. The analysis of coating thickness influence was carried out for similar material grades and thicknesses. They differed with the coating mass — 100 and 140 $\text{g}/\text{m}^2 \div 100 \text{ g}/\text{m}^2$ referred to coating thickness of 7 μm , and 140 g/m^2 thick to 10 μm .

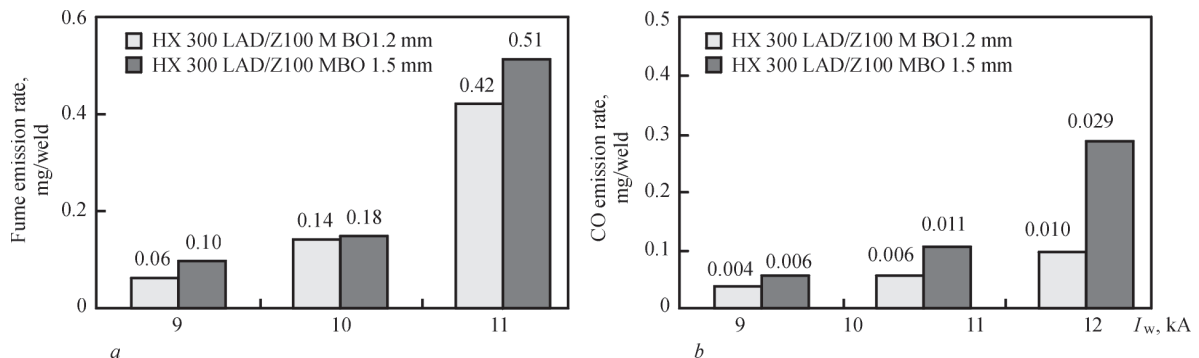


Figure 4. Emission of total fume (a) and CO (b) during spot resistance welding of HX 300 LAD/Z100 MBO 1.2 and 1.5 mm plates for various welding currents

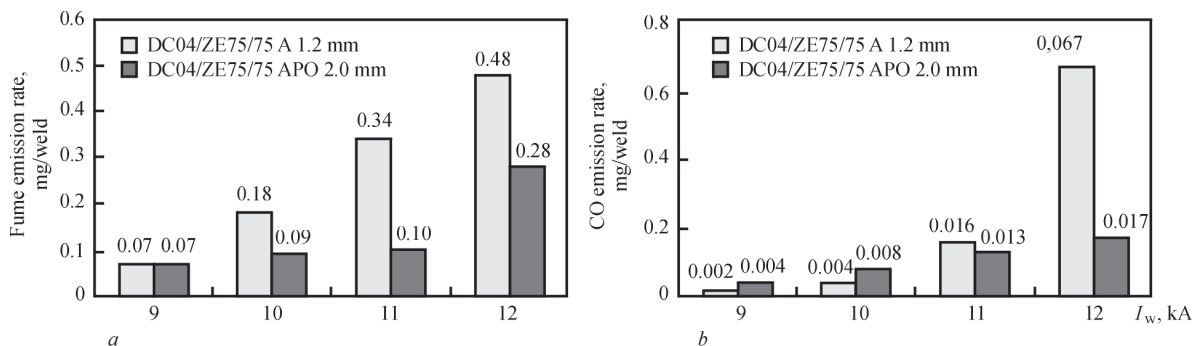


Figure 5. Emission of total fume (a) and CO (b) during spot resistance welding of 1.2 mm thick DC04 + ZE75/75 A and 2.0 mm thick DC04 + ZE75/75 APO plates for various welding currents

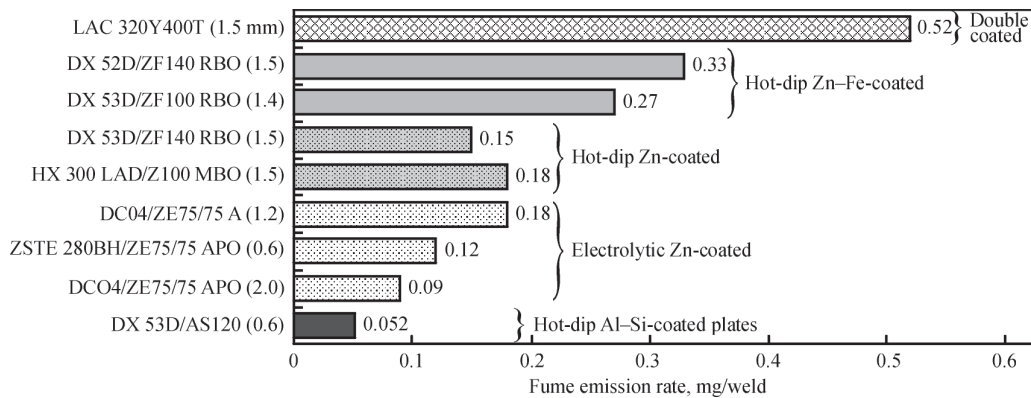


Figure 6. Total fume generation during spot resistance welding plates with various coatings 10 kA

In case of hot-dip coated plates with Z type coating, the research of coating thickness influence was conducted for HX 300 LAD/Z100 MBO and HX 420 LAD/Z140 MBO materials 1.2 mm. The test results have shown that fume emission rate was 3–4 times higher for material with thicker coatings (Figure 7, a). In case of CO emission rate, higher values were also connected with Z140 MBO coating type, the difference was even seven-fold for $I_w = 10$ and 11 kA (Figure 7, b).

For hot-dip coated plates with ZF type, coating the analysis was carried out for two similar material — DX 53D/ZF100 RBO (1.4 mm thick) and DX 52D/ZF140 RBO (1.5 mm). The test results have shown that at $I_w = 10$ and 11 kA the fume emission rates were 20 % higher for material with thicker coating (Figure 7, c). Also CO emission rates for the same welding current values were 10 % higher for ZF140 RBO coating type (Figure 7, d).

To summarize, it is possible to observe directly proportional relation between the coating thickness and the fume and CO emission rate, namely, the high-

er the coating thickness, the higher is the pollutant emission rate value.

Chemical composition of fume generated during resistance welding of coated plates. Chemical analysis was conducted for several steel grades with different type of protective coatings. The testing was performed on fume arising for the chosen highest values of welding current (see Table 2). Values of chemical composition obtained were shown in Table 3.

Zinc content in the fume depended on the type of protective coating. The highest amount occurred during resistance welding of electrolytic zinc-coated plates (ZE75/75 coating thickness of 7.5 μm), the zinc content in fume was 28.2–28.7 %. Then during resistance welding of hot-dip zinc coated plates (Z100 coating thickness of 7 μm) the zinc content in the fume amounted 16.3–18.8 %. Meanwhile in the case of hot-dip coated plates with zinc-iron alloy coating (ZF100 coating thickness of 7 μm) the zinc content in fume was from 8.11 to 12.18 %.

Organic substances emitted during resistance welding of coated plates. The quantitative analysis of organic substances welding was conducted

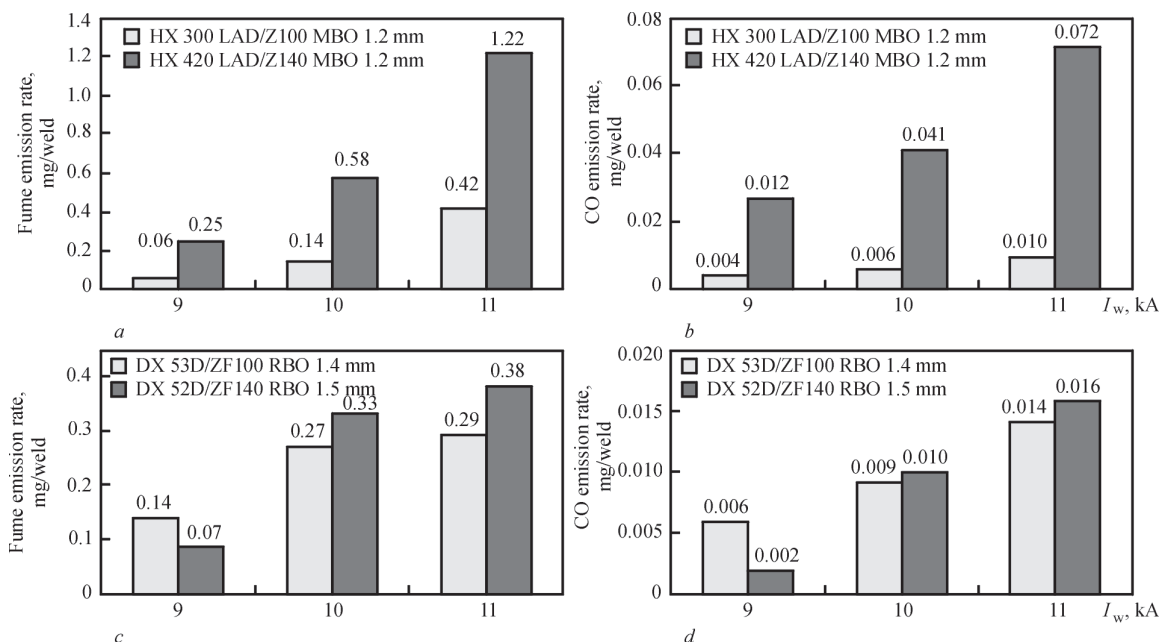


Figure 7. Impact of coating thickness of resistance-welded material on fume and CO emission rates

Table 3. Chemical composition of fume generated during spot resistant welding of coated plates

Type of coated plates	Fume chemical composition, %				
	Fe	Mn	Si	Zn	Al
DX 53D/ZF100 RBO	67.5	0.53	0.30	12.18	–
HCT 600/ZF100 RBO	69.6	1.16	0.27	8.11	–
HX 300 LAD/Z100 MBO	64.0	0.51	0.24	18.80	–
HX 260 LAD/Z100 MBO	62.3	0.62	0.28	16.30	–
DC04/ZE75/75 A	68.9	0.21	0.26	28.7	–
DC04/ZE75/75 APO	55.3	0.26	0.30	28.2	–
DX 53D/AS120	48.8	1.13	1.09	–	6.21

for selected material grades: HCT 600/ZF100 RBO (1.8), LAC 320Y400T/ZE/EG + OC2 (1.5), DX 53D/Z140 MBO (1.5) and HX 420 LAD/Z 140 MBO (1.2 mm thick) for $I_w = 11$ kA and covered three groups of organic compounds:

- for BTEX compounds – benzene, toluene, ethyl benzene and o, m, p-xylene;
- for phenol, o-cresol and m+p cresol;
- for polycyclic aromatic hydrocarbons — naphthalene, acenaphthylene, fluorene, phenanthrene, benzo(a)anthracene, pyrene, chrysene, benzo(a)pyrene, benzo(k)fluoranthene.

The impact of the protection coating type on organic compounds emission rate during spot resistance welding is shown in Figures 8 and 9. Research has revealed that the type of anticorrosive coating and the additional protection technique of the outside layer influence the emission rate and the type of generated organic compounds. The highest generation of benzene — the substance of the proven carcinogenic action — occurred during resistance welding of

HCT 600/ZF100 RBO grade plate. This plate was covered with coating of the increased quality from zinc–iron alloy and was additionally protected by oiling (see Figure 8). The highest generation of three cresol isomers: ortho, meta and para — the substance of the probable carcinogenic action — occurred for plate covered with LAC 320Y400T/ZE/EG + OC2 + GardoProtect 9498 double layer coating 1.5 mm thick at $I_w = 11$ kA.

The analysis of PAHs emission started with benzo(a)pyrene generation, since this hydrocarbon is the most thoroughly examined substance being defined as confirmed carcinogen and benzo(k)fluoranthene – the next substance of the high relative carcinogenic coefficient (0.1). Benzo(a)pyrene is the standard compound for the calculation of the carcinogenic action of other PAHs compounds. The highest emission of these substances occurred during welding of oiled zinc-epoxy double layer coated and chemically passivated plate. In the case of resistance welding of zinc and zinc + iron coated plates the emission rates of benzo(a)pyrene and benzo(k)fluoranthene were below their determinability levels.

Also the emission rates of the other polycyclic aromatic hydrocarbons identified in welding fumes: pyrene, chrysene and acenaphthalene; these substances are characterised by lower carcinogenic properties (see Figure 9).

All materials with protective coatings being resistance-welded were additionally protected by the oiling and chemical passivation processes. The decomposition of the oil and epoxy resin layers caused emission of organic compounds to the work environment. Especially high emission rate of these

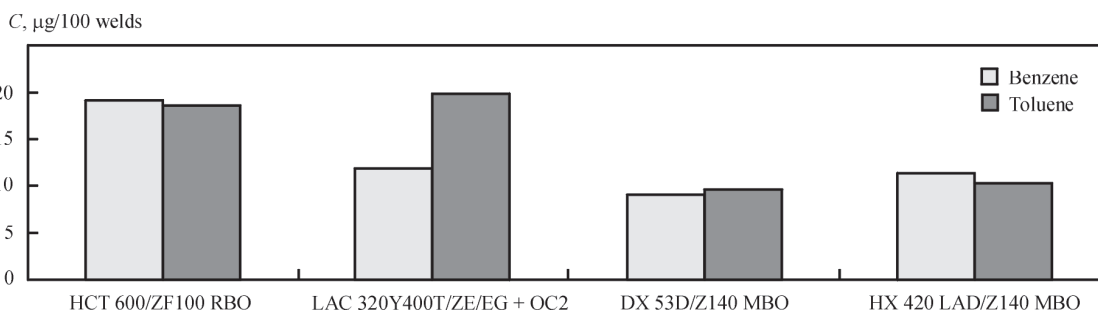


Figure 8. Emission of benzene and toluene during resistance welding of coated plates

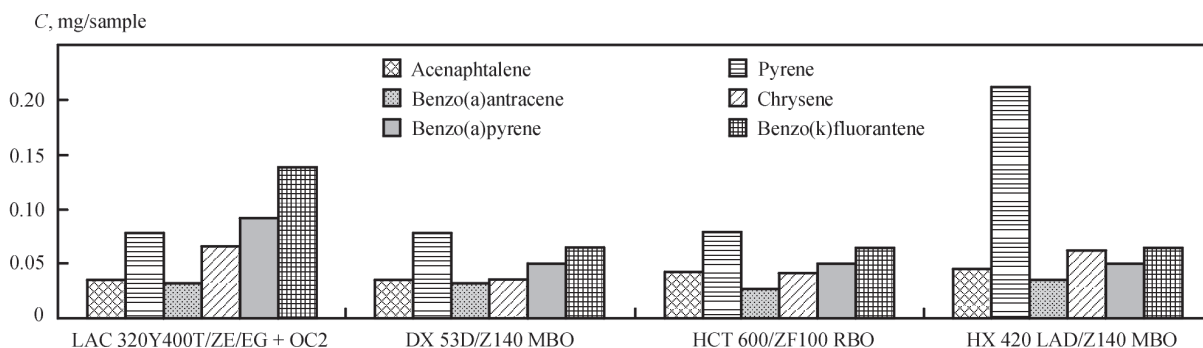


Figure 9. Impact of anticorrosion coating on emission rate of polycyclic aromatic hydrocarbons during resistance welding of plates with various coatings

substances was associated with resistance welding of double-layer zinc- and epoxy-coated and additionally oiled plates.

Conclusions

The investigations of pollutants arising during spot resistance welding of plates with various protective coatings conducted at Instytut Spawalnictwa allowed for formulating following conclusions [8–10, 16, 17].

The fume and gas emission rates in welding depends on welding current: the increase of current results in higher generation of total fume, carbon monoxide and organic substances in welding of plates of the same thickness and applying the same welding time and welding force. The relation between welding current and pollutants emission rates occurs for all covered materials being tested.

The unequivocal relation between fume and gas emission rates and thickness of the welded material cannot be determined on the basis of the research results of pollutants generation during spot resistance welding of plates with various protective coatings.

The research revealed the impact of the protection coating type on emission rates of the total fume and carbon monoxide, namely, during resistance welding the highest results of fume and CO were identified for double-coated plates (with zinc-epoxy coating), then for plates with zinc and iron coatings. Plates with zinc and zinc-iron coatings have the similar pollutants emission rates. The results analysis confirmed the directly proportional relation between the coating thickness and the values of fume and CO emission rate.

The chemical analysis of fume covered the quantitative determination of Fe, Zn, Si, Mn and Al elements. The results of the chemical analysis of the fume being generated during resistance welding plates with various coatings have revealed that the highest content of zinc in fume occurs in the case of electrolytic zinc coated plates.

The process of resistance welding steel plates covered with protective coatings is associated with the emission of various organic substances. The compounds of the confirmed carcinogenic character emitted in this process are benzene and benzo(a) pyrene. The substances of suspected carcinogenic action being determined in resistance welding fume are cresols and polycyclic aromatic hydrocarbons.

This article has been elaborated on the basis of the second stage of long-lasting program «Improvement of occupational safety and work conditions», financed by the Ministry of Science and Higher Education/National Centre for Research and Development in Poland in the

range of scientific and development program in 2011–2013. Program coordinator is Central Institute for Labour Protection — National Research Institute, Poland.

1. Australian Occupational Health and Safety Commission. Welding fumes and gases, 1999.
2. Matczak W. Zasady oceny narażenia zawodowego spawaczy / W. Matczak, J.P. Gromiec. — Łódź: Instytut Medycyny Pracy, 2003.
3. El-Zein M. Is metal fume fever a determinant of welding related respiratory symptoms and /or increased bronchial responsiveness? / M. El-Zein, C. Infante-Rivard // Occupational Environmental Med. — 2005. — № 62. — S. 688–694.
4. Legros P. Spot welding fumes: characterization of organic coated steels / P. Legros, P. Lodi. — Arcelor Innovation R&D. Belgium, 2008.
5. Carter G. Fume emissions from resistance welding through organic coatings: establishing a method for generating safety data / G. Carter, I. Pengelly. — TWI Report 897/2008.
6. Legros P. Research report; resistance welding fumes analysis of coated steels / P. Legros, V. Winne. — Arcelor Research Industry, Gent, 2007.
7. Research Report «Fume emissions from resistance welding». — 2002. — TWI.
8. Badania emisji zanieczyszczeń przy zgrzewaniu rezystancyjnym blach z powłokami. Research report / J. Matusiak, J. Wyciślik [et al.] // Instytut Spawalnictwa (Institute of Welding) Bb-105/2010.
9. Analiza wpływu warunków technologicznych innowacyjnych technik spajania różnych materiałów konstrukcyjnych z nowoczesnymi powłokami ochronnymi na stan środowiska pracy. Research report / J. Matusiak, J. Wyciślik [et al.] // Instytut Spawalnictwa (Institute of Welding), Ma-34/2011.
10. Matusiak J. Ocena zagrożeń w środowisku pracy przy zgrzewaniu rezystancyjnym punktowym, zgrzewaniu traciowym z mieszaniem materiału zgrzewiny oraz zgrzewaniu ultradźwiękowym i wibracyjnym różnych materiałów konstrukcyjnych. Opracowanie zaleceń do profilaktyki zagrożeń z uwzględnieniem modyfikacji warunków technologicznych. Zadanie realizowane w 2012. Program wieloletni pn. «Poprawa bezpieczeństwa i warunków pracy» etap II realizowane w latach 2011–2013 / J. Matusiak, J. Wyciślik. — Warszawa: Koordynator CIOP PIB.
11. PN-EN ISO 5182:2009: Zgrzewanie rezystancyjne. — Materiały na elektrody i sprzęt pomocniczy (oryg.).
12. PN-EN ISO 15011-1:2010: Zdrowie i bezpieczeństwo przy spawaniu i procesach pokrewnych. — Metoda laboratoryjna pobierania próbek dymu i gazów. Część 1: Określanie wielkości emisji dymu podczas spawania łukowego i pobieranie dymu do analizy.
13. PN-EN ISO 15011-4:2008/A1:2009: Zdrowie i bezpieczeństwo przy spawaniu i procesach pokrewnych. — Metoda laboratoryjna pobierania próbek pyłu i gazów. Część 4: Karty charakterystyki pyłu (oryg.).
14. ISO 15011-5:2009: Health and safety in welding and allied processes — Laboratory method for sampling fume and gases. Part 5: Identification of fume and gases generated during welding and cutting through products composed wholly or partly of organic materials.
15. ISO 15011-6:2010: Health and safety in welding and allied processes — Laboratory method for sampling fume and gases. Part 6: Procedure for quantitative determination of fume and gases from resistance spot welding.
16. Matusiak J. Zgrzewanie rezystancyjne blach stalowych z powłokami a emisja zanieczyszczeń do środowiska pracy / J. Matusiak, J. Wyciślik // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. — 2012. — № 3. — S. 20–28.
17. Matusiak J. Research into fume and gases emission during resistance welding of coated steels plates / J. Matusiak, J. Wyciślik // Hutnik — Wiadomości hutnicze. — 2012. — № 3. — S. 805–816.

Received 22.03.2016

MEASUREMENT-AND-ANALYTICAL SYSTEM FOR WELDING PARAMETERS AND NOISE LEVEL DURING PROCESS OF WELDED STRUCTURES MANUFACTURE

L. SZUBERT, P. SKOCZEWSKI, J. MATUSIAK and J. WYCIŚLIK

Institute of Welding

16-18 Str. Bl. Czesława, 44-100, Gliwice, Poland. E-mail: leszek.szubert@is.gliwice.pl

This paper presents the design, technical possibilities and intended use of the multi-station measurement-analytical system for assessing welding process parameters and noise levels. The system is an innovative solution as regards the measurement technique related to welding parameters and acoustic pressure in production floors. Once implemented industrially, the system enables the monitoring and recording of noise levels in individual work centres as well as the monitoring and recording of technological conditions accompanying welding of various structures and products. 8 Ref., 1 Table, 9 Figures.

Keywords: noise level, acoustic, pressure, welding parameters, measurement and analytical system

The use of welding technologies in industrial practice entails the necessity of testing and determining conditions related to health and safety at work. Welding belong to manufacturing processes significantly and unfavourably affecting the work environment. Presently, welding along with allied techniques constitute the most developed and established joining technology used when making structures and products of diverse materials and sizes in many industrial sectors. Various welding methods generate excessive noise being a physical factor having a definitely destructive effect on the worker's physical health and significantly deteriorating work conditions.

The exposure of individual welding shop workers to noise depends on numerous factors, particularly including concurrent work performed in individual production centres, welding current and arc voltage parameters and the intensity of post-weld machining. The acoustic environment of a production floor where welded structures are made is hazardous to the worker's health and affects the efficiency of production. According to Instytut Spawalnictwa's research and experience, in many companies the excessive noise accompanying the making of welded structures constitutes a very urgent and important issue.

Having in view the foregoing, Instytut Spawalnictwa has developed an innovative measurement-analytical system for measuring and analysing welding process parameters and noise levels in technological floors [1]. The combination of measuring and recording functions of the system with analytical modules related to the making of welded structures and concerning acoustic conditions is an innovative solution enabling the control of manufacturing (welding) processes and that of the acoustic environment of work.

Outline of the system. In strict terms, the system is by definition a computer-based control-measurement, measurement-analytical and analytical-advisory system. The measurement system is an appropriately organised set of elements constituting a certain whole dedicated to obtaining measurement information from an object being tested and providing the user with this information in a usable form. The control system is tasked with verifying whether a measurement result is restricted within a certain range of boundary values. In turn, the role of the analytical system is to analyse collected information and enable the user to draw logical and practical conclusions. The advisory (expert) system, on the basis of collected information and using an appropriate algorithm, provides the user with a solution to a given problem. The term «computer-based» means that all of the functions enumerated above are performed using a computer system.

The system is composed of two layers, i.e. hardware and software. The hardware layer includes sensors, data acquisition cards, communication interface cards, computer system elements as well as the remaining elements, systems and electronic devices. The software layer includes software modules controlling the operation of the measurement system as well as software modules implementing the adopted functionality of the control-measurement system and the adopted functionality of the analytical-advisory system.

According to a previously adopted assumption, the system is not dedicated to a specific type of welding station. It has been assumed that the system should be usable with many different types of welding stations. For this reason, the system architecture is sufficiently open and versatile so that the system could be used in various conditions. The multi-station character of the system means that system func-

Ekology in welding production

tions are implemented on many welding stations at the same time.

The system is experimental in nature and constitutes an innovative approach to the assessment of sounds emitted when welded structures are made in a production shop. The system incorporates the control-measurement functions of the system with analytical functions related to the making of welded structures and to acoustic conditions, as well as analytical-advisory functions aimed to reduce the level of sound by changing welding process parameters.

Functional description of the system. The system is relatively complex and its functionalities can be viewed in various ways [1]. The most general level involves the following functions:

- measuring/recording — acquisition of parameters connected with welding processes and parameters related to noise generated and emitted during production;
- storing (archiving) — transfer of recorded data from welding stations and data collected during acoustic measurements to the central storage unit (database server), where these data are stored and secured;
- analytical — analysis of collected data, calculating derivative quantities, the evaluation of welding processes and the assessment of noise levels;
- advisory — changes of technological parameters aimed to reduce noise levels;

- visualising — presentation of collected data.

The detailed description and characteristics of system functions are presented in the Table.

System architecture. The system can be characterised as a distributed multi-station analytical-measurement system connected (via a computer network) with a central computer (server) storing recorded parameters and data created on the basis of these parameters (Figure 1). The data can be accessed by users connected to the computer network and provided with appropriate software applications enabling the users to visualise and analyse collected information [2].

The system represents a typical example of client/server network architecture, where the central computer with the database (server) are the receiver of data generated by measurement modules installed at production stations and analytical software (clients) used by the main system users, i.e. welding technologists, health and safety inspectors and other personnel managing production processes.

The measurement system is composed of modules for measuring welding parameters (Figure 2), provided with three measurement channels, i.e. for measuring welding current, arc voltage and wire feed rate. The modules have been provided with appropriate measuring transducers, measurement cards and an industrial controller controlling the operation of the measurement module provided with an output for communication via Ethernet.

Description of functions of the system for measuring and analysing welding parameters and noise when making welded structures [1]

Function	Description	Advantages
Recording of welding parameters	Measurement of quantities related to arc welding processes (MIG/MAG), i.e. welding current, arc voltage and wire feed rate	Possibility of obtaining detailed technological information on welding processes
Recording of noise parameters	Recording of acoustic pressure levels using correction (A, C)	Possibility of obtaining detailed information on noise present at selected production stations
Archiving of recorded parameters	Saving of recorded parameters in the database	Possibility of using data for further analysis and documentation of production processes
Automated information collection process	Recording, saving and processing of selected parameters are performed automatically by the measurement system	Unattended gathering of information on production processes
Visualisation and reporting of collected data	Presentation of collected information, recorded waveforms, calculated derivative quantities in various timeframes (shift, daily, monthly etc.) enables the system user to assess the process production in a bigger picture. Generation of daily, weekly etc. reports	Assessment and detection of trends and untypical changes of parameters
Analytical-advisory function for correlation of welding parameters and sound levels	On the basis of defined technological welding parameters it is possible to select/adjust an alternative set of parameters leading to the reduction of noise generated and emitted during production processes	Reduction of noise improving work conditions
System scalability	Universal module design of the system makes it possible to add more stations to the system and to add new functions connected with the analysis of collected data without reorganising the system	Module architecture of the system enabling its easy extension
Access via a computer network	Use of Ethernet for data transmissions. The possibility of incorporating the system into the network infrastructure of the production facility. As a result, collected data are available to all authorised workers using the computer network	Availability of the system

The operation of the measurement module is entirely autonomous. Its software automatically detects the commencement of welding process and afterwards, on the basis of momentary values, calculates systematically the average and root-mean-square values of recorded waveforms and sends this information to the server via the computer network.

The module for measuring noise intensity is presented in Figure 3. The system includes DSA-50 noise meter manufactured by Sonopan, provided with special software adjusted to the welding measurement system. The meter is equipped with special RS-232 digital output for communication with the master system. For this reason, the module is equipped with an RS-232/Ethernet converter to enable communication between the meter and the server via the computer network.

Measurement-analytical system software. Because of the complex functionality of the system and due to the fact that the system has been created by many developers using various IT and measurement technologies, the system software has been divided into the following independent modules (applications) [5, 6]:

- monitor of parameters in the production floor – software for the visualisation of welding parameters and noise levels currently recorded at monitored production stations available in the production shop;
- software for the visualisation of collected data — presentation of collected data and calculated derivative quantities saved in the database, activated remotely by any computer connected to the computer network (e.g. from the office of welding technologist/health and safety inspector);
- analytical-advisory module for the correlation of welding conditions and noise levels (activated remotely, e.g. from the office of welding technologist/health and safety inspector);
- reporting software — generation of periodical reports on the basis of collected data stored in the database;
- software of recorders — software of measurement modules for recording welding parameters and the software of noise meters for recording noise level parameters.

The module structure has made it possible to implement required functions of the system, independently in individual modules, using the computer network for the

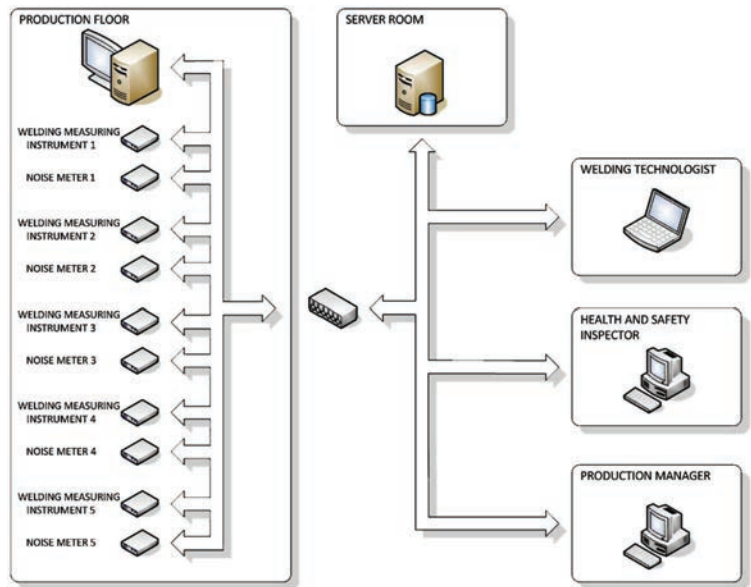


Figure 1. Measurement system architecture [1]

exchange of data and the database as the element integrating the system in one whole.

The graphic interface of the application monitoring noise parameters (used in the production shop) is presented in Figures 4 and 5. The software window contains numbered bookmarks related to each noise meter (Meter 1÷5), List and Diagnostics for controlling the application operation and communication between the application and noise meters.

The panel 1 presenting the diagram of noise levels displays equivalent 1-minute levels of acoustic pressure (in the form of green bars) according to frequency characteristic A and changes of acoustic pressure equivalent to an 8-hour working day (in the form of the blue line). The panel 2 showing working changes displays values for each working change of equivalent 8-hour acoustic pressure corrected according to



Figure 2. Module for measuring technological parameters of welding processes [1–3]: a — module connected to welding power source; b — measurement module; c — transducer for measurements of filler wire feed rate installed in the feeder



Figure 3. Noise meter in the production floor

characteristic A . The panel 3 of the analyser displays equivalent 1-second levels of acoustic pressure A for individual octaves. In addition to the panels enumerated above, the bookmark also contains the panel of configuration presenting the current configuration of noise meter and the panel of calibration presenting the information on the timing of the meter recent calibration.

The bookmark List is used for the simultaneous comparison of noise level values indicated by all 5 m:

- L_{Aeq1s} — equivalent A -weighted sound pressure level over 1-second duration;
- L_{ASmx} — maximum A -weighted sound pressure level,
- L_{Cpk} — peak C -weighted sound pressure level,
- L_{AeqT} — equivalent A -weighted sound pressure level over duration T (calculated since the start of the shift until the present moment).

The welding parameter monitor interface of a selected meter is presented in Figure 6. The programme window contains the panel of graphs presenting waveforms of welding current and arc voltage (also root-mean-square current and root-means-square voltage) as well as wire feed rate recorded during

welding. The control lights in the panel of parameters provide the following information (on an ongoing basis): root-mean-square values of welding current and voltage, average filler wire feed rate, welding start time, and welding process duration.

The bookmark List contains simple welding log in the form of table displaying the number of recently made welds. The log contains the following fields: meter number, welding start time, welding process duration, average welding current, root-mean-square welding current, average arc voltage, root-mean-square arc voltage, and average wire feed rate.

The primary function of the programme is to preview present measurement results and archived data (Figure 7). The programme window contains three graphs, namely welding current, arc voltage and filler wire feed rate (average). The window also contains the panel allowing the selection of work shift and measurement date as well as the table containing information related to selected measurement such as date when the given weld was made, recording date, welding process duration and values of individual quantities being measured. In the graphs presented below, successive points correspond to average values of successively made welds. Clicking on any point opens the window containing time series plots of recorded parameters related to selected weld.

Figure 8 presents the programme window for the visualisation of acoustic pressure measurement results. The window contains graphs showing changes of acoustic pressure for each work shift, the table containing measurement results in the form of numeric values, and the panel for selecting measurement results. The window displays the following acoustic pressure values:

- $L_{Aeq,1m}$ — equivalent 1-minute level of acoustic pressure corrected according to frequency characteristic A ;

- $L_{ASmx,1m}$ — maximum 1-minute root-mean-square value of acoustic pressure;
- $L_{Cpk,1m}$ — maximum momentary value of acoustic pressure, recorded in the 1-minute period, corrected according to frequency characteristic C .

An exemplary window of the analytical-advisory module for the correlation of noise levels and welding parameters is presented in Figure 9. The primary function of the module is to provide the possibility of predicting acoustic pressure values on the basis of developed statistical model. The model is based on multiple regression and describes the dependence of noise generated during the welding of sheets on factors having statistically significant effect on the level of noise. On the basis of research-re-

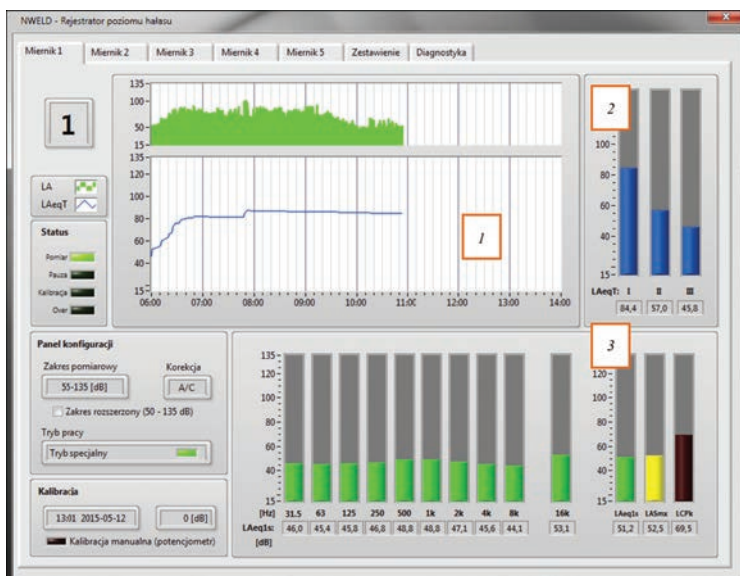


Figure 4. Monitor of acoustic pressure parameters: 1 — panel of acoustic pressure; 2 — panel presenting working changes; 3 — panel of analyser

lated tests, the factors recognised as statistically significant are as follow [7, 8]:

- welding method;
- sheet grade and thickness;
- welding current;
- filler wire diameter;
- oxygen and carbon dioxide contents in shielding gas mixture.

An additional function of the module is the diagram-based presentation of comparative test results for various configurations of welding process parameters. It is possible to select the precise configuration of the above-named welding parameters.

Conclusion

The measurement-analytical system for assessing noise emitted during making welded structures enables the monitoring and recording of acoustic pressure levels in individual production centres (welding work stations) as well as the monitoring and recording of technological welding conditions. The system is provided with the analytical-advisory module for correlating welding conditions and noise levels. The combination of its measuring and recording functions with the analytical-advisory module concerning the making of welded structures and acoustic conditions enables the control of manufacturing processes (welding and mechanical processes) as well as the acoustic control of the work environment aimed to comply with hygienic standards of occupational noise. The system has been provided with the universal (in terms of welding process applications in various sectors) and entirely innovative database of acoustic pressure levels for various welding methods. The base has been developed for selected welding methods and current-voltage parameters commonly used industrial practice. The database used in the analytical-advisory module is based on test results focused on acoustic pressure levels for numerous combinations of welding method–base material–filler metal–shielding gas–current-voltage parameters–filler wire feed rate.

The measurement-analytical system is a solution enabling the technological and acoustic monitoring of individual production steps as well as making it possible to implement modifications of technological conditions aimed to reduce the exposure of

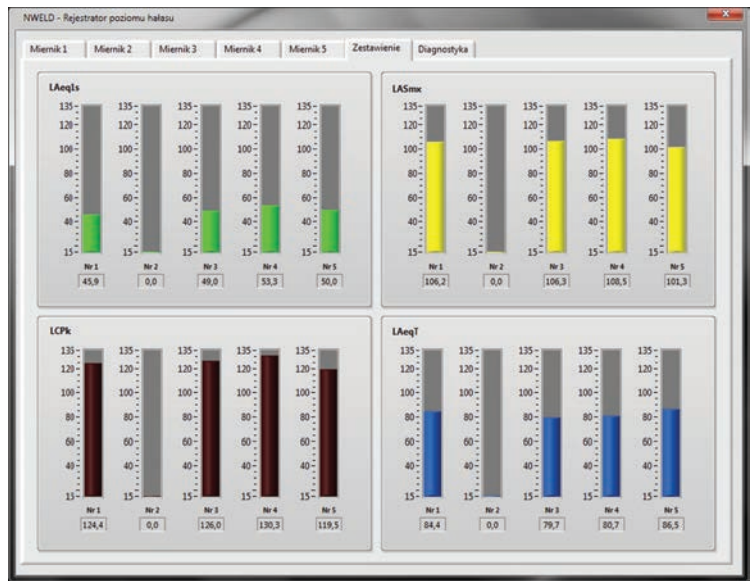


Figure 5. Bookmark List of noise level monitor software

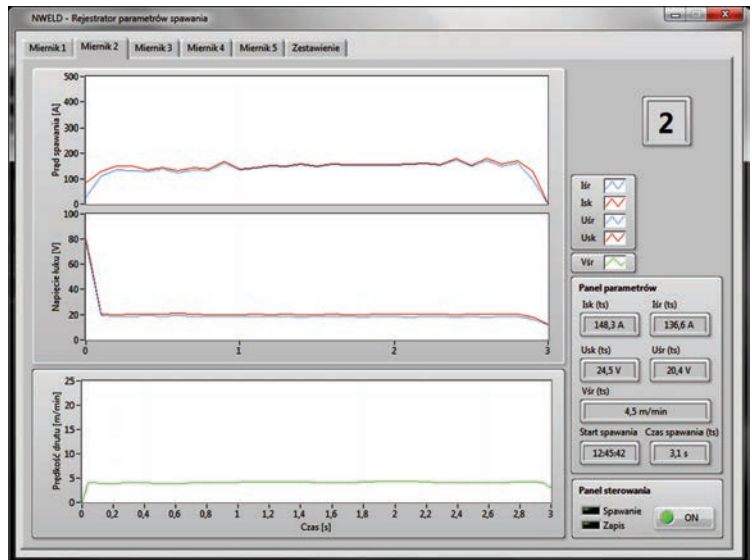


Figure 6. Main window of welding parameter monitor software

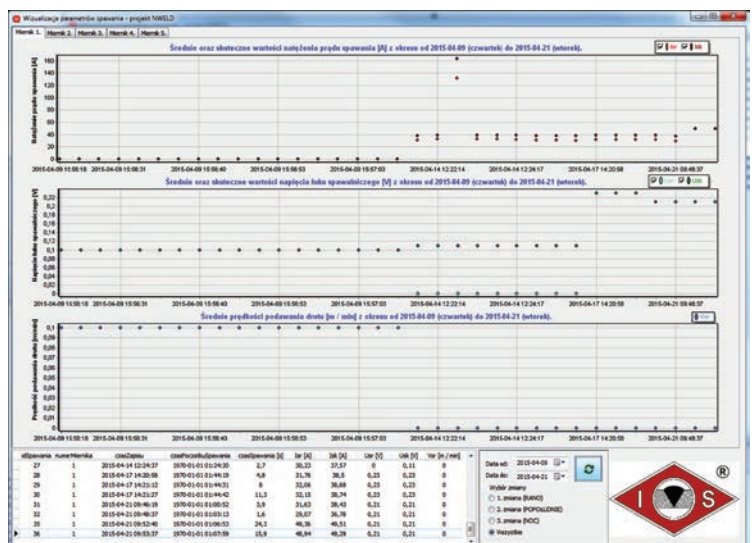


Figure 7. Main window of software for visualisation of welding process-related data

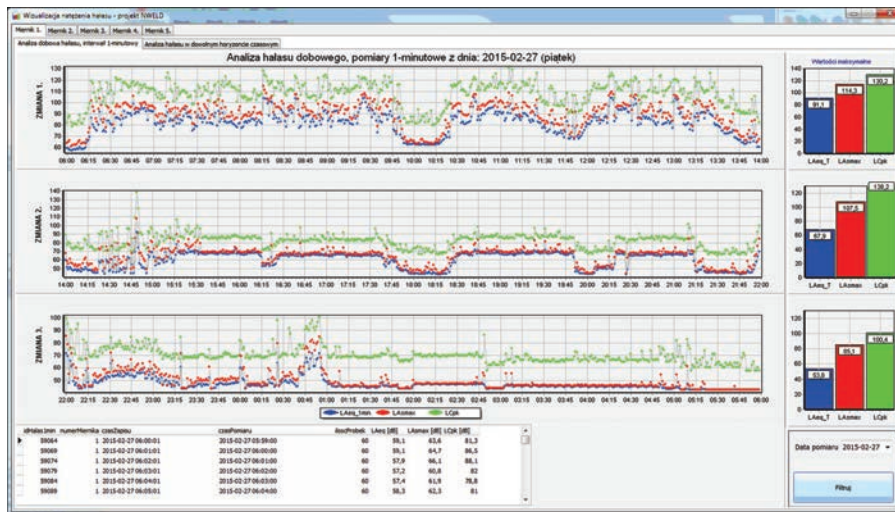


Figure 8. Main window of programme for visualisation of data concerning noise intensity

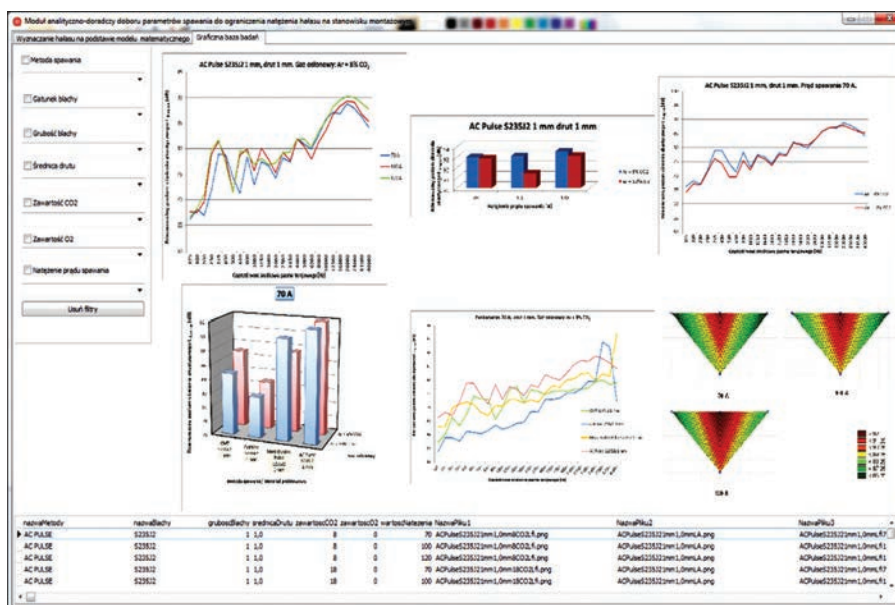


Figure 9. Analytical-advisory module for correlating welding parameters and noise levels [1, 7, 8]

workers to noise. The use of the system when making welded structures is an important move aimed at the prevention of hazards affecting workers' health. In future, such an initiative is bound to improve work conditions and increase work efficiency.

1. Badania i opracowanie systemu pomiarowo-analitycznego dla oceny poziomu dźwięku emitowanego przy wytwarzaniu konstrukcji spawanych / J. Matusiak, J. Wyciślik, L. Szubert [et al.] // Report of project INNOTECH, 2013–2015.
2. Noergaard T. Embedded systems architecture: A comprehensive guide for engineers and programmers / T. Noergaard. — Amsterdam: Elsevier, 2005.
3. Szubert L. System rejestracji parametrów elektrycznych procesu spawania dla wielu stanowisk produkcyjnych / L. Szubert, P. Skoczewski, M. Welcel // Res. Report of Institute of Welding ST-284 (Fc-89), 2010.

4. Szubert L. Rozbudowa możliwości systemu monitorowania procesu spawania. Opracowanie prototypu głowicy pomiarowej do rejestracji kluczowych parametrów spawania dla urządzeń spawalniczych typu MIG/MAG / L. Szubert, P. Skoczewski, M. Welcel // Res. Report of Institute of Welding ST-323 (Fd-125), 2013.
5. Stroustrup B. Programowanie. Teoria i praktyka z wykorzystaniem C++ / B. Stroustrup. — Gliwice: Helion, 2010.
6. Wysoko wydajne MySQL. Optymalizacja, archiwizacja, replikacja / B. Schwartz, P. Zaitsev [et al.]. — Gliwice: Helion, 2009.
7. Experimental tests on the effect of gas-shielded arc welding technological conditions on sound level / J. Matusiak, P. Szłapa, J. Wyciślik [et al.]. // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. — 2014. — № 5. — P. 159–172, http://bulletin.is.gliwice.pl/index.php?go=current&ebis=2014_05_22.
8. Hałas przy spawaniu łukowym w osłonie gazów / J. Matusiak, J. Wyciślik, P. Szłapa [et al.] // Hutnik — Wiadomości hutnicze. — 2015. — № 3. — P. 202–211.

Received 22.03.2016

Подписано к печати 19.05.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 24,00. Усл.-отт. 17,25. Уч.-изд. л. 28,17 + 3 цв. вклейки.
Печать ООО «Фирма «Эссе». Тираж 860 экз.
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

Новое поколение сварочных систем TransPocket 150/180*

Компания Fronius выпустила новое поколение своих проверенных временем систем для сварки стержневым электродом — модели TransPocket 150 и TransPocket 180. Новые усовершенствованные устройства имеют расширенный набор функций и обеспечивают превосходное качество сварки. В дополнение к этому, цифровой резонансный инвертер гарантирует превосходные сварочные характеристики при использовании различных типов электродов, а благодаря новой технологии PFC (Power Factor Correction) устройства отличаются высокой энергоэффективностью.

Модели TransPocket 150 и 180 пришли на смену испытанной модели TransPocket 1500. Модель TransPocket 180 — это первая система для сварки стержневым электродом, рассчитанная на ток 180 А. Данные системы предназначены преимущественно для ручной сварки стержневыми электродами диаметром до 4,0 мм. Последнее поколение устройств также может применяться для сварки TIG с токами до 220 А. Это достигается благодаря применению разъема TIG Multi Connector и сварочной горелки с функцией Up/Down. Данная функция позволяет регулировать сварочный ток непосредственно со сварочной горелки. Системы TransPocket поддерживают сварку TIG в импульсном режиме, а также в 2-х и 4-х тактном режимах.

Новые системы TransPocket обеспечивают отличные результаты сварки независимо от используемого процесса. Цифровой контроллер подстраивает характеристики источника тока в зависимости от типа электрода. В результате достигается превосходное качество сварки. Свой вклад в повышение качества вносят оптимизированный поджиг электрода при меньшем токе короткого замыкания, а также пониженное образование брызг в процессе сварки.

Высокий запас по напряжению в любой рабочей точке обеспечивает стабильную дугу. В дополнение к этому, инновационная технология PFC (компенсация коэффициента мощности) адаптирует энергопотребление источника тока к синусоидальному сетевому напряжению, снижая потребляемый системой ток. Благодаря этому система стала более энергоэффективной и влияние на напряжение сети сведено к минимуму. Это позволяет использовать более длинные сетевые кабели.

Компания Fronius также оптимизировала конструкцию серии TransPocket. Устойчивый и прочный пластиковый корпус обеспечива-

* Статья на правах рекламы.



Новые сварочные системы TransPocket 150/180 обеспечивают отличные сварочные характеристики и снижают энергопотребление благодаря новой технологии PFC (Power Factor Correction)



Благодаря устойчивому и прочному пластиковому корпусу система TransPocket подходит для любых задач



Модель TransPocket 150, пришедшая на смену испытанной модели TransPocket 1500, предлагает расширенный набор функций и обеспечивает превосходное качество сварки



TransPocket 180 — первая однофазная система для сварки стержневым электродом, рассчитанная на ток 180 А

ет наилучшую защиту электронных компонентов системы от пыли и влаги. Благодаря этому систему можно использовать в любых условиях, чему также способствуют встроенный противопылевой фильтр и улучшенная система охлаждения. Эта система направляет воздушный поток мимо чувствительных плат, предохраняя их от загрязнения. Эргономичные ручки упрощают переноску, а показания защищенного семисегментного дисплея читаются при любой освещенности. Простой интуитивно понятный пользовательский интерфейс предлагает множество функций.

Оптимизированная конструкция корпуса упрощает обслуживание устройства, а защищенный сервисный интерфейс позволяет легко считывать системную информацию и выполнять обновления для добавления специальных характеристик.

Модель TransPocket 180 также доступна в варианте с поддержкой различных напряжений: гибкое однофазное устройство может работать от сети напряжением от 96 до 265 вольт. Это большое преимущество для пользователей, которым приходится работать с различными электрическими сетями. Благодаря компактной и прочной конструкции система TransPocket идеально подходит для использования на стройплощадках.

Fronius International – австрийское предприятие с главным офисом в Петтенбахе и отделениями в Вельсе, Тальхайме, Штайнхаусе и Заттледте. Предприятие специализируется на системах для зарядки батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3 385 сотрудников. Доля экспорта составляет 93 %, что достигается благодаря 21 дочерней компании, а также международным партнерам по сбыту и представителям Fronius более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 928 активным патентам, Fronius является лидером в области технологий на мировом рынке.



SHIFTING THE LIMITS

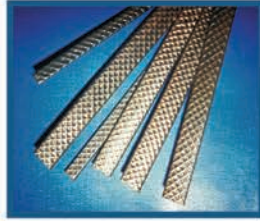
ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
 07455, Киевская обл., Броварской р-н,
 с. Княжичи, ул. Славы, 24.
 Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44
 E-mail: sales.ukraine@fronius.com
 www.fronius.ua



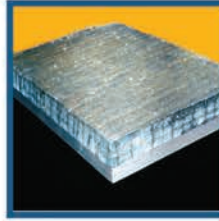
Порошковые ленты и оборудование для износостойкой наплавки



Порошковые ленты для износостойкой наплавки



Износостойкие биметаллические листы



Установка для наплавки ножей горячей резки металла



Аппарат для наплавки конусов и чаш доменных печей



Установка для наплавки тел вращения

ООО «ПЛАН-Т»

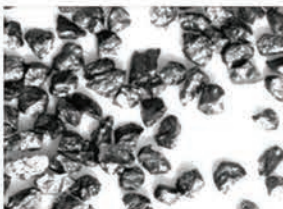
Ул. Щорса, 29, Киев, 01133, Украина

Тел./факс: +380 44 529-00-75

E-mail: plan_t@aranei.com | voronchuk@intom.com.ua | www.PALN-T.com.ua



Материалы для наплавки композиционных сплавов на базе плавленных карбидов вольфрама (релита)



Литые карбиды вольфрама (HV 2400)



Карбиды вольфрама сферические (HV 3000)



Ленточный релит в прутках с дроблеными или сферическими гранулами



Порошковые проволоки для износостойкой наплавки



Наплавка вооружения и лап буровых долот



Упрочнение замков буровых труб



Наплавка шнеков различного технологического оборудования

Украина, 01042, г. Киев, ул. Саперное поле, дом. 9а, оф. 209

E-mail: resource@aranei.com | Тел.: +38(044) 200-46-90 | <http://resource.kiev.ua>

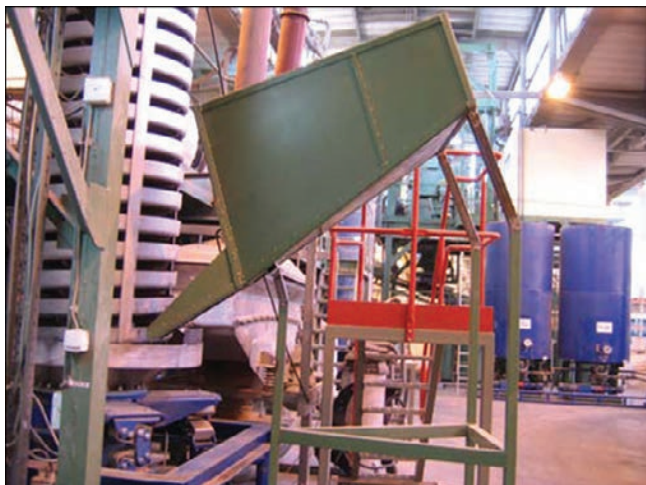


Производство керамических флюсов в России. Агломерированный флюс ОК Flux 10.71*

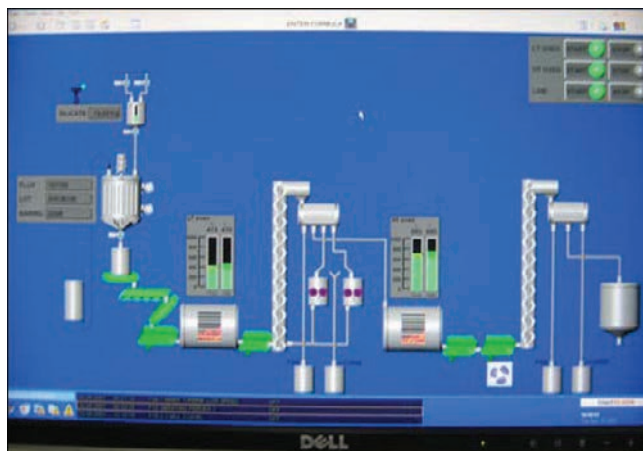
С началом активного роста промышленного производства в странах постсоветского пространства сдвинулся с мертвой точки и вопрос производства современных сварочных флюсов. Одним из таких примеров является запуск концерном ЭСАБ в 2007 г. завода по производству керамических сварочных флюсов на базе электродного завода ЗАО «ЭСАБ-СВЭЛ» в Санкт-Петербурге, также принадлежащего ЭСАБ. При этом завод оснащен не отработавшим свой срок в Западной Европе морально устаревшим оборудованием, а включает полностью автоматизированную линию, основу которой составляют новые современнейшие установки, выполняющие все необходимые операции, связанные с производством и контролем качества керамических флюсов. Сырье для ЗАО «ЭСАБ-СВЭЛ» поступает с централизованных складов, которые снабжают все четыре европейских завода концерна, занимающихся производством сварочных флюсов. С одной стороны, это несколько увеличивает стоимость конечного продукта, а с другой стороны, исключает возможность повышения заводами рентабельности производства за счет приобретения некачественного, но более дешевого сырья, чем, к сожалению, грешат многие отечественные производители. В данной ситуации каждый из складов приобретает достаточно узкий перечень компонентов. Работая по данной схеме, гораздо проще осуществлять контроль качества приобретаемого сырья, чем если бы каждый завод закупал для себя весь спектр применяемых материалов. Понятно, что в реальном производстве невозможно полностью исключить человеческий фактор, но с полной уверенностью можно утверждать, что любой завод концерна ЭСАБ, производящий сварочные материалы, — в Швеции, Венгрии, Польше или России, использует в своем производстве одинаковое сырье.

Каждая партия готового флюса проходит контроль на соответствие химического состава, гранулометрического состава, содержания влаги, сварочно-технологических свойств и химического состава наплавленного металла. В лаборатории осуществляется спектральный анализ готового флюса (1 партия, 1 линия — 1 образец). Для каждого флюса используется стандартный образец из Швеции. Производится определение влажности флюса по методу Карла Фишера. Проводится ситовый анализ флюса. Осуществляется определение плотности (насыпного веса) флюса. Определяется контроль прочности гранул флюса при размоле в мельнице Retsch с последующим ситовым анализом. В сварочной лаборатории производится наплавка (6 слоев, 12 проходов) в стандартной комбинации проволоки и данного флюса.

В 2008 г. была проведена сертификация завода по ISO 9001. Одним из сварочных материалов, выпускаемых ЗАО «ЭСАБ-СВЭЛ», является сварочный флюс ОК Flux 10.71. Это универсальный керамический флюс для массового применения. Данный сварочный материал был разработан и выпущен на мировой рынок в 1990-х годах. С одной стороны его можно считать современной разработкой, с другой, прошло достаточно времени, чтобы оптимизировать его характеристики, проанализировав различные результаты его применения в реальном производстве.

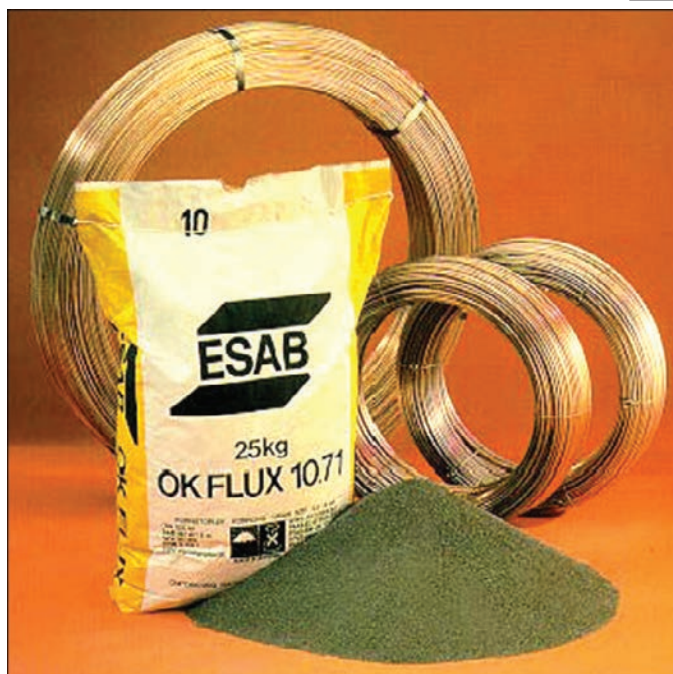


Производство керамических флюсов



Контроль качества керамических флюсов

* Статья на правах рекламы.



Готовая продукция ЗАО «ЭСАБ-СВЭЛ»

OK Flux 10.71 является алюминатно-основным агломерированным флюсом (индекс основности $B_i = 1,5$), предназначенным для сварки ответственных конструкций из углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса с пределом прочности σ_b до 750 МПа в машиностроении, судостроении, энергетике, мостостроении, сварке трубопроводов и балочных конструкций. При достаточно высокой основности он характеризуется очень хорошими сварочно-технологическими характеристиками. Данный флюс предназначен для одно- и многопроходной сварки одной или несколькими дугами стыковых и угловых швов как на постоянном, так и на переменном токе. Он позволяет выполнять сварку на относительно форсированных режимах, соизмеримых с флюсом АН-348, при этом сохраняя низкое содержание шлаковых включений в наплавленном металле, обеспечивая тем самым высокие механические

характеристики сварного шва при отрицательных температурах (до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже) и хорошую отделимость шлаковой корки. Высокие механические свойства наплавленного металла обеспечиваются также за счет низкого содержания диффузионного водорода в нем. При условии правильной его транспортировки и хранения, содержание водорода не более 5 мл/100 г наплавленного металла. Флюс слабо чувствителен к ржавчине и окалине на поверхности свариваемых изделий.

С точки зрения активности его можно отнести к марганцовистокремнистым слаболегирующим флюсам. Его химический состав, мас. %: $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MnO} \leq 40$, $\text{CaO} + \text{MgO} \leq 30$, $\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2 \leq 26$, $\text{CaF}_2 \leq 22$. Насыпная плотность флюса находится в пределах 1,05-1,20 кг/дм³, гранулометрический состав 0,2–1,6 мм.

В соответствии с европейским стандартом EN 760 флюс классифицируется как S A AB 1 67 AC H5. На флюс разработано ТУ 5929-201-53304740-2007.

Данный флюс можно применять как в сочетании со сварочными проволоками производства компании ЭСАБ, так и с проволоками отечественного производства, а также с аналогичными сварочными материалами других производителей:

группа M01 — Св-08, Св-08А, Св-08АА, Св-08ГА, Св-10Г2 по ГОСТ 2246-70 (Россия, Украина);

группа M01 — ОК Autrod 12.10, ОК Autrod 12.20, ОК Autrod 12.22,
ОК Autrod 12.30, ОК Autrod 12.32 по EN 756 (Швеция, Чехия);

группа M03 — Св-08Г2С, Св-08ГН, Св-08ГНМ, Св-10НМА, Св-08ГСНТ,
Св-08ГСМТ по ГОСТ ГОСТ 2246-70 (Россия, Украина);

группа M03 — ОК Autrod 12.24, ОК Autrod 12.34, ОК Autrod 13.24, ОК Autrod 13.27,
ОК Autrod 13.36 по EN 756 (Швеция, Чехия).

В настоящее время флюс OK Flux 10.71 производства Санкт-Петербургского завода ЗАО «ЭСАБ-СВЭЛ» имеет одобрения VdTUV, Российского морского регистра судоходства, аттестацию ВНИИСТА для магистральных трубопроводов и НАКСа на все объекты, подконтрольные РостехНадзору, разрешение для мостовых конструкций обычного исполнения в сочетании с отечественными проволоками.

О. В. Бублик, главный технолог (ЗАО «ЭСАБ-СВЭЛ»)

С. В. Чамов, ведущий специалист по сварочным материалам (ООО «ЭСАБ»)

www.esab.ru

НАВКО-ТЕХ

Automatic machines and robots for arc welding



АВТОМАТИЧЕСКИЕ УСТАНОВКИ И РОБОТЫ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ



УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ
УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ
РОБОТОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ
СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА



Украина, Киев

Тел.: +38 044 456-40-20

Факс: +38 044 456-83-53

e-mail: info@navko-teh.kiev.ua

www.navko-teh.kiev.ua

NGM
 НЕФТЕГАЗМАШ

ООО НПФ «Нефтегазмаш»



Проволоки порошковые наплавочные

- наплавка открытой дугой (HRC наплавленного слоя от 26 до 67, диаметр проволок от 1,6 до 3,6 мм)
- наплавка под флюсом (HRC наплавленного слоя от 24 до 50, диаметр проволок от 1,6 до 3,6 мм)

Проволоки порошковые сварочные

- для сварки конструкций из малоуглеродистых и низколегированных сталей (диаметр проволок от 1,6 до 3,0 мм)

НПФ «Нефтегазмаш» оказывает услуги по восстановительной и износостойкой наплавке различных изделий, подверженных интенсивному изнашиванию:

- износостойкая наплавка замков буровых труб, обеспечивающая повышение ресурса новых буровых труб не менее, чем в 2 раза.
- восстановительная и износостойкая наплавка деталей сельхозтехники, в частности лемехов.

Тел.: (38044) 374-05-10, 374-03-10
 Киевская обл., пгт. Буча, ул. Чкалова, 2
 e-mail: ngm@nbi.com.ua; <http://ngm.com.ua>

