

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор

Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
 В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко,
 А. Я. Ищенко, И. В. Кривцун,
 С. И. Кучук-Яценко,
 Ю. Н. Ланкин,
 В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
 В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
 Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
 В. И. Махненко, О. К. Назаренко,
 И. К. Походня, И. А. Рябцев,
 Б. В. Хитровская (отв. секр.),
 В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
 Гуань Цяо (Китай)
 У. Дилтай (Германия)
 П. Зайффарт (Германия)
 А. С. Зубченко (Россия)
 В. И. Лысак (Россия)
 Н. И. Никифоров (Россия)
 Б. Е. Патон (Украина)
 Я. Пилярчик (Польша)
 Г. А. Туричин (Россия)
 Чжан Янмин (Китай)
 Д. фон Хофе (Германия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук
 Украины, Институт электросварки
 им. Е. О. Патона НАНУ,
 Международная
 ассоциация «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
 «Сварка»

Адрес редакции:

03680, Украина, Киев-150,
 ул. Боженко, 11
 Институт электросварки
 им. Е. О. Патона НАНУ
 Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
 Факс: (38044) 528 3484, 529 2623
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
 http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина
 Электронная верстка:
 И. С. Баташева, Л. Н. Герасименко,
 И. Р. Наумова, И. В. Петушков,
 А. И. Сулима

Свидетельство о государствен-
 ной регистрации КВ 4788
 от 09.01.2001.

**Журнал входит в перечни
 утвержденных ВАК Украины
 и Российской Федерации
 изданий для публикации
 трудов соискателей
 ученых степеней**

За содержание рекламных
 материалов редакция журнала
 ответственности не несет.
 Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Ющенко К. А., Яровицын А. В., Звягинцева А. В. Свойства соединений жаропрочных никелевых сплавов, выполненных микроплазменной порошковой сваркой 5
Махненко О. В. Повышение эффективности термической правки сварных тонколистовых конструкций на основе математического моделирования 10
Покляцкий А. Г. Влияние макровключений оксидной пленки на прочность швов толстолистовых соединений сплава АМг6 15
Борисова А. Л., Борисов Ю. С., Адева Л. И., Туник А. Ю., Карпец М. В., Бурлаченко А. Н. Влияние параметров механохимического синтеза на структуру, фазовый состав и свойства порошков системы Al-Cu-Fe для газотермического напыления, содержащих квазикристаллическую фазу 19
Царюк А. К., Скульский В. Ю., Моравецкий С. И., Сокирко В. А. Влияние электромагнитной обработки на остаточные сварочные напряжения в сварных соединениях углеродистых и низколегированных сталей 28

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ковтуненко В. А., Герасименко А. М., Задорожный В. А., Рындич В. В. Применение проката 10ХСНДА, 15ХСНДА в металлоконструкциях железнодорожно-автомобильного мостового перехода через р. Днепр в Киеве 33
Кучук-Яценко С. И., Швеиц Ю. В., Кавуниченко А. В., Швеиц В. И., Тараненко С. Д., Проценко В. А. Работоспособность соединений железнодорожных крестовин, выполненных контактной стыковой сваркой 39
Лентюгов И. П., Рябцев И. А., Кузьменко О. Г., Кусков Ю. М. Металлоабразивные шлифовальные отходы, методы их переработки и опыт применения в наплавочных материалах 43

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертации на соискание ученой степени 49
 Изобретения стран мира 50
 По зарубежным журналам 51

ХРОНИКА

Семинар МААН стран СНГ «Наноматериалы и нанотехнологии их получения» 54
 Международная конференция «Титан-2008 в СНГ» 60
 Международная конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования» 61
 Четвертая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» 62
 Памяти В. А. Ковтуненко 64
 Памяти Г. И. Лескова 64

ИНФОРМАЦИЯ 65

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B.E.PATON

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

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Diltthey (Germany)
P. Seyffarth (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
V. I. Lysak (Russia)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
G. A. Turichin (Russia)
Zhang Yanmin (China)

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»
Address of Editorial Board:
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushkina
Electron galley:

I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
A.I.Sulima, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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.

CONTENTS

NEWS	3
------------	---

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Yushchenko K. A., Yarovitsyn A. V., Zvyagintseva A. V.</i> Properties of heat-resistant nickel alloy joints made by flux-cored wire microplasma welding	5
<i>Makhnenko O. V.</i> Increase in efficiency of thermal straighten- ing of thin-sheet welded structures by using mathematical modelling	10
<i>Poklyatskiy A. G.</i> Effect of macro oxide film inclusions on strength of welds in AMg6 alloy sheet joints	15
<i>Borisova A. L., Borisov Yu. S., Adeeva L. I., Tunik A. Yu., Kar- pets M. V., Burlachenko A. N.</i> Effect of parameters of mechano-chemical synthesis on structure, phase composition and properties of thermal spraying powders of Al-Cu-Fe system, containing a quasi-crystalline phase	19
<i>Tsaryuk A. K., Skulsky V. Yu., Moravetsky S. I., Sokirko V. F.</i> Effect of electromagnetic treatment on residual welding stresses in carbon and low-alloy steel welded joints	28

INDUSTRIAL

<i>Kovtunenkov V. A., Gerasimenko A. M., Zadorozhny V. A., Ryn- dich V. V.</i> Application of 10KhSND and 15KhSND rolled stock in metal structures of the railway-road bridge across the Dnieper River in Kiev	33
<i>Kuchuk-Yatsenko S. I., Shvets Yu. V., Kavunichenko A. V., Shvets V. I., Taranenko S. D., Proshchenko V. A.</i> Performance of flash butt welded joints on railway frogs	39
<i>Lentyugov I. P., Ryabtsev I. A., Kuzmenko O. G., Kuskov Yu. M.</i> Abrasive grinding metal-containing wastes, their proc- essing methods, and experience of their utilisation in surfacing consumables	43

BRIEF INFORMATION

Theses for scientific degrees	49
Inventions in the world	50
Review of foreign journals	51

NEWS

Seminar MAAN of CIS countries «Nanomaterials and nanotech- nologies for their producing»	54
International Conference «Titan-2008 in CIS»	60
International Conference «Service life, reliability and effective- ness of application of power engineering equipment»	61
The 4th International Conference «Mathematical modeling and information technologies in welding and related processes»	62
In memory of V. A. Kovtunenkov	64
In memory of G. I. Leskov	64
INFORMATION	65

МОБИЛЬНЫЙ АГРЕГАТ ВОЗДУШНО-ПЛАЗ- МЕННОЙ РЕЗКИ МАВР-150

Государственная акционерная холдинговая компания ОАО «Артем-Контакт» выпускает мобильный агрегат воздушно-плазменной резки (МАВР), предназначенный для ручной или автоматизированной резки низкоуглеродистых, нержавеющей сталей, алюминия и других металлов в широком диапазоне толщин.

Источник питания МАВР выполнен на основе оригинальной схемы высокочастотного транзисторного инвертора.



Преимущества МАВРа:

- транзисторный источник питания обеспечивает надежность работы и стабильность процесса;
- поджиг дуги производится осциллятором;
- предусмотрена схема защиты от перегрузок;
- легкий вес и компактность при ремонте и техническом обслуживании благодаря блочной конструкции агрегата;
- возможность работы от автономного источника электропитания мощностью 30 кВт·А.

Технические характеристики: входное напряжение — $380 \pm 15\%$ В; диапазон выходных токов: 50...150 А (I ступень — 50, II — 100 и III —

150 А); потребляемая мощность — не более 25 кВт·А; толщина реза до 50 мм; коэффициент мощности — 0,91; температура окружающей среды — $-10...+40$ °С; ПВ при 10-минутном цикле и токе (100 А) 150 А — (100) 60 %; габаритные размеры — 400x280x600 мм; масса — 45 кг.

СВАРОЧНЫЕ ЭЛЕКТРОДЫ МГМ-50К

На предприятии «Межгосметиз» (г. Минск, Орловской обл.) налажено производство покрытых электродов МГМ-50К с рутиловым видом покрытия для сварки углеродистых и низколегированных сталей повышенной прочности ($\sigma_B = 490...660$ и $\sigma_{0,2} > 375$ МПа) на переменном или постоянном токе обратной полярности во всех пространственных положениях, кроме вертикального. Высокие механические свойства металла шва достигаются за счет оптимального состава покрытия электродов и ввода в него редкоземельных элементов. Эти достоинства позволяют применять электроды для широкого диапазона сталей, включая стали повышенной прочности.

Сварочные электроды МГМ-50К в отличие от других электродов переменного тока обладают более высокими сварочно-технологическими свойствами:

- легкость первичного и повторного зажигания дуги электродом за счет нанесения ионизационного покрытия на торец электрода и введения ионизационных добавок в состав покрытия;
- устойчивое горение дуги на переменном и постоянном токе короткой, средней и длинной дугой (до 20 мм);
- самоотделяемость шлака;
- качественное формирование шва;
- возможность сварки в широких диапазонах тока;



- возможность сварки при кратковременном увлажнении поверхности электрода, без снижения качества наплавленного металла и сварочно-технологических свойств;

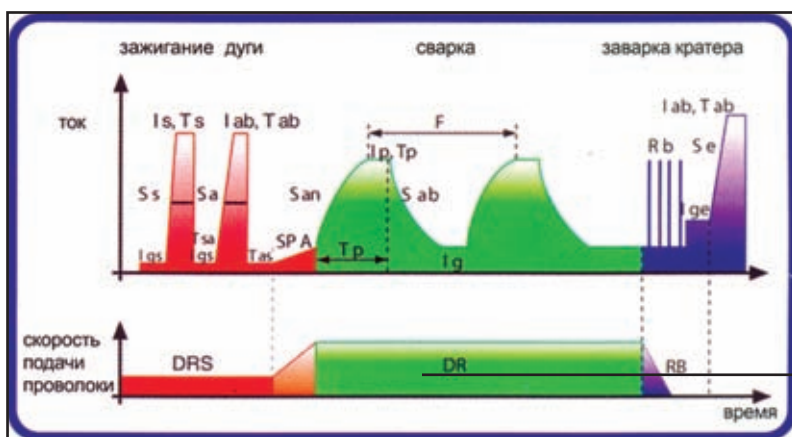
- возможность применения при проведении ремонтных сварочных работ металлоконструкций с наличием ржавчины, загрязнений и влаги.

Электроды сертифицированы «УкрСЕПРО», БелСт, ГОСТ-Р, Морским и Речным регистром судоходства России, НАКС и выпускаются в условиях СМК, сертифицированной по ISO ГОСТ-Р 9001-2001.

УНИВЕРСАЛЬНЫЕ СВАРОЧНЫЕ АППАРАТЫ ДЛЯ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ ФИРМЫ MERKLE (Германия)

Модели HighPULSE 330 K, HighPULSE 450 DW, HighPULSE 550 DW включают:

- встроенное программное обеспечение для сварки конструкционных малоуглеродистых, низколегированных, нержавеющей сталей, алюминия и его сплавов, а также пайки по технологии сварки в среде защитных газов (MIG-brazing);
- переключение функциональных режимов сварки;
- 4-роликовый механизм подачи сварочной проволоки DV 26;
- табло индикации силы сварочного тока, напряжения на дуге, скорости подачи сварочной проволоки, толщины свариваемого материала, функции Hold, с предупредительной индикацией;
- систему TEDAC — регулирование сварочного тока и



переключение программ сварки непосредственно со сварочной горелки;

- евроразъем для подключения дистанционного управления;
- возможность подключения дистанционного управления;
- возможность сварки разными способами.

Преимущества импульсно-дуговой технологии MERKLE.

Чрезвычайно малое разбрызгивание металла при сварке благодаря управляемому капельному переносу: резкое снижение расходов на зачистку и дополнительную обработку поверхности изделия;

значительная экономия сварочных материалов; увеличение срока службы деталей горелки.

Стабильное горение сварочной дуги благодаря микро-процессорному управлению 13 параметрами:

2 импульса зажигания дуги;

согласованный плавный старт проволоки;

регулирование тока окончания сварки позволяет исключить кристаллизацию капли на конце проволоки после обрыва дуги и добиться стабильного повторного зажигания дуги.

144 оптимально согласованных программ сварки для:

- различных материалов;
- проволоки различного диаметра;
- различных защитных газов и их смесей;

различных способов сварки (Pulse, InertPulse, MIG/MAG).

Широкий диапазон параметров импульса: регулирование длины дуги гарантирует оптимальную глубину проплавления.

Использование сварочной проволоки большего диаметра при сварке тонкого металла.

Контролируемое распределение тепловой энергии при сварке высоколегированных сталей и других чувствительных к перегреву материалов.

УСТАНОВКА ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ АРМАТУРНЫХ СТЕЖНЕЙ К ЗАКЛАДНЫМ ДЕТАЛЯМ АДФС-2001

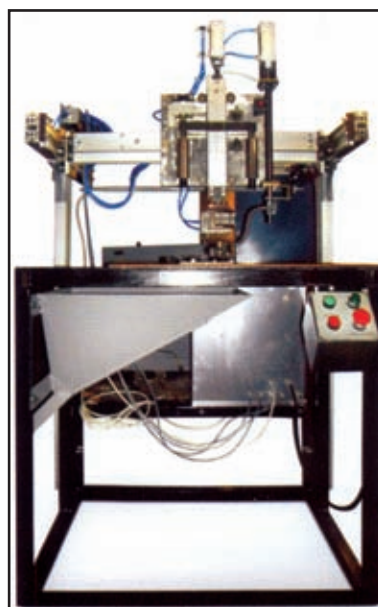
Установка, выпускаемая ТЦ «Техносвар» (г. Псков), предназначена для автоматической сварки под флюсом арматурных стержней диаметром от 8 до 20 мм к закладным деталям. Материал арматуры — малоуглеродистые и низколегированные стали.

Одновременно приваривается один стержень. К пластине могут привариваться несколько стержней.

Состав установки: механизм зажатия пластин; механизм зажатия арматурного стержня; механизм вертикального перемещения стержня по заданному циклу; стол с направляющими и тележками; осциллятор для поджига дуги; пневматичес-

кое устройство; блок управления процессом сварки; комплект проводов и шлангов; источник сварочного тока — выпрямитель на 1200 А.

Сварочная установка отвечает требованиям норм и правилам по охране труда и техники безопасности. Средняя производительность установки — 250 сварок в час. Конструкция установки обеспечивает ручную закладку привариваемых деталей и их выемку после сварки. Засыпка и уборка флюса выполняется оператором. Установка обеспечивает горизонтальное перемещение механизма зажатия стержня с последующей фиксацией во время сварки для возможности приварки анкеров по



заданным координатам. Блок управления обеспечивает необходимый цикл работы в автоматическом режиме: подачу арматурного стержня до пластины, включение источника сварочного тока и его отключение после зажигания дуги, перемещения стержня вверх и его опускание под сварочным током в расплавленный металл, отключение источника сварочного тока. Выключение процесса сварки осуществляется автоматически.



УДК 621.791.72

СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ СВАРКОЙ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **А. В. ЯРОВИЦЫН**, инж., **А. В. ЗВЯГИНЦЕВА**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено, что повышенное содержание кислорода и азота в металле шва негативно влияет на пластичность сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов при рабочей температуре. Применительно к условиям ремонтной микроплазменной порошковой сварки определен диапазон содержания кислорода и азота в металле шва, при котором обеспечиваются его качественное формирование и удовлетворительные механические свойства сварных соединений.

Ключевые слова: микроплазменная порошковая сварка, наплавка, жаропрочный никелевый сплав, сварное соединение, содержание кислорода и азота, кратковременные механические свойства

Известно, что вредными примесями в жаропрочных никелевых сплавах, снижающими жаропрочность [1] и трещиностойкость [2] при сварке, наряду с другими элементами являются кислород и азот. В современных жаропрочных никелевых сплавах их содержание после вакуумно-индукционного переплава ограничивается (0,0015 мас. % для каждого) [1]. Металлургическим способом борьбы с горячими трещинами при сварке никеля и его сплавов наряду с измельчением структуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) и формированием оптимального термометалургического цикла является ограничение содержания кислорода в металле шва до 0,005 мас. % [3]. Особенность технологии сварки жаропрочных никелевых сплавов состоит в присутствии тугоплавких оксидных пленок на поверхности свариваемого металла [4, 5]. В связи с этим рекомендуется применять технологические приемы, ограничивающие окисление наплавленного металла [6].

Для ремонта лопаток из жаропрочных никелевых сплавов перспективно применение плазменно-дуговых способов сварки с использованием присадочного порошка [7, 8]. При микроплазменной порошковой наплавке [9] для ремонта лопаток вследствие снижения эффективности защиты зоны сварки могут возникать дефекты микроструктуры (рис. 1), а при увеличении содержания кислорода и азота в наплавленном металле могут изменяться механические свойства сварных соединений.

При ремонтной микроплазменной порошковой сварке жаропрочных никелевых сплавов в отличие от широко применяемой аргонодуговой свар-

ки вольфрамовым электродом с использованием присадочного металла [5, 6] присутствует ряд факторов, которые снижают эффективность защиты зоны сварки: увеличенная длина дуги; наличие возмущения течения газовых потоков при введении порошка; внесение в сварочную ванну с порошком дополнительных примесей.

Одним из методов оценки эффективности защиты зоны сварки инертными газами является определение содержания кислорода и азота в металле сварного шва [10], которое зависит не только от химического состава основного металла и сварочных материалов, но и от способа сварки [11].

Целью данной работы является исследование влияния технологических параметров на содержание кислорода и азота в металле шва и оценка изменения механических свойств сварных соединений при микроплазменной порошковой сварке жаропрочных никелевых сплавов.

Для количественной оценки содержания газов в наплавленном металле выполняли наплавку порошком жаропрочного никелевого сплава с со-

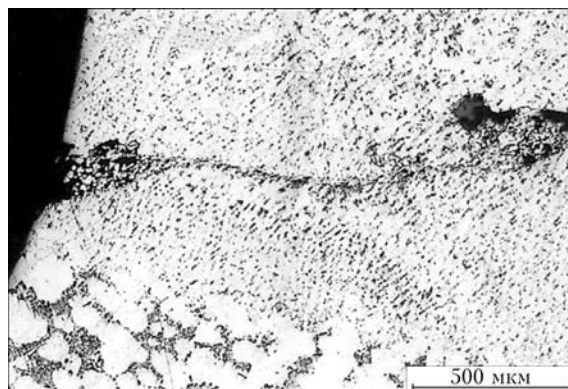


Рис. 1. Микроструктура участка наплавленного металла с оксидным включением, полученная при ремонтной микроплазменной порошковой сварке лопаток из жаропрочных никелевых сплавов



Таблица 1. Химический состав (мас. %) исследуемых жаропрочных никелевых сплавов

Сплав	C	Si	Mn	W	Cr	Mo	Ti	Al
C 50 об. % γ' -фазы	$\leq 0,17$	$\leq 0,3$	$\leq 0,5$	2,6	16,0	1,8	3,4	3,4
ЭИ-698	$\leq 0,08$	$\leq 0,4$	$\leq 0,4$	—	13,0...16,0	2,8...3,2	2,35...2,75	1,3...1,7

Окончание табл. 1

Сплав	Nb	Co	Fe	B	Ta	Zr	[O]	[N]
C 50 % об. γ' -фазы	0,9	8,5	$\leq 0,3$	$\leq 0,01$	1,8	0,1	0,0007	0,0018
ЭИ-698	1,8...2,0	—	$\leq 2,0$	—	—	—	0,0009	0,0014

Примечание. Содержание кислорода и азота в сплавах не регламентируется; данные по кислороду и азоту получены авторами.

держанием 50 об. % γ' -фазы на пластины толщиной 2,5...4,0 мм аналогичного химического состава (табл. 1).

При наплавке в качестве плазмообразующего, транспортирующего и защитного газа использовали аргон сорта 1 (ГОСТ 10157–79) со следующим содержанием примесей, мас. %: 0,002 O_2 ; 0,001 H_2O . Остаточное давление в баллоне составляло не менее 3 МПа. Расход газов был следующим: плазмообразующего 1, транспортирующего и защитного 6...7 л/мин. Скорость $v_{св}$ перемещения плазмотрона равна 3 м/ч. В качестве присадочного материала использовали просушенный порошок фракции 40...160 мкм, полученный сухим распылением в атмосфере аргона. В качестве изменяющихся параметров процесса приняты расстояние от плазмотрона до изделия и масса порошка, подаваемого в дугу. Схема наплавки представлена на рис. 2. Для оценки влияния состояния присадочного порошка на содержание кислорода и азота в наплавленном металле выполнена наплавка валиков непросушенным и окисленным в дуге порошком. В последнем случае наплавку выполняли с целью оценки возможности повторного использования присадочного материала для сокращения его потерь.

Для исследований из наплавленного металла на высоте не менее 1 мм от основного металла электроэрозионной резкой вырезали образцы в форме куба со стороной 3...4 мм; их поверхность механически зачищали от оксидных пленок. Количественную оценку газосодержания наплавлен-

ного металла выполняли путем измерения полного содержания кислорода и азота путем восстановительной плавки в потоке газоносителя соответственно на установках RO316 и TN114 (фирма «Лесо»). Качество формирования наплавляемого металла определяли визуально по внешнему виду валика и оксидной пленки на его поверхности (рис. 3).

Результаты исследований содержания газов в наплавленном металле приведены на рис. 4–7. Установлено, что в зависимости от параметров процесса наплавки содержание кислорода в наплавленном металле составляет 0,007...0,022, а азота — 0,0026...0,008 мас. %. Качественное и удовлетворительное формирование наплавленного металла обеспечивается при массовой доле кислорода 0,007...0,017 % и азота 0,0026...0,0055 % в наплавленном металле. При этом содержание газов, внесенных в наплавленный металл непосредственно из порошка, составляет: кислорода не менее 0,007 мас. %; азота — не менее 0,0022 мас. %. Установлено, что технологическими параметрами, в значительной степени влияющими на содержание кислорода и азота в наплавленном металле, яв-

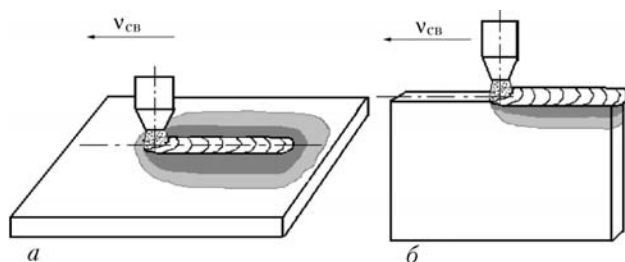


Рис. 2. Схемы микроплазменной порошковой наплавки на пластину (а) и ее торец (б)

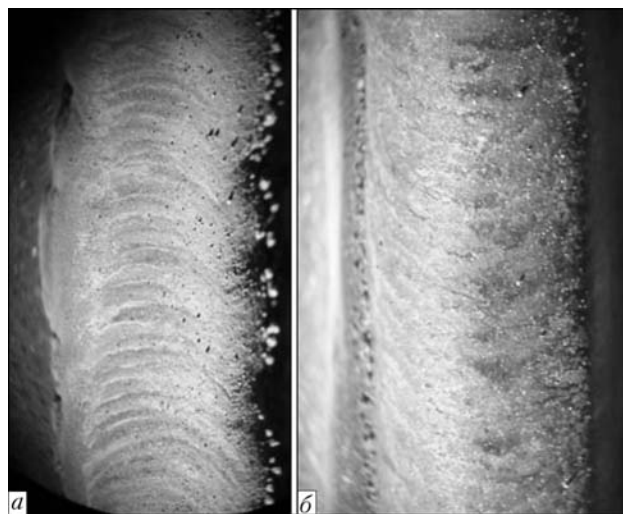


Рис. 3. Внешний вид ($\times 10$) наплавленных валиков жаропрочного никелевого сплава, содержащего 50 об. % γ' -фазы, с плохим (а) и удовлетворительным формированием (б)



Таблица 2. Свойства сварных соединений сплава ЭИ-698

Объект испытаний	σ_B , МПа		σ_T , МПа		δ , %		[O], мас. %	[N], мас. %
	20 °С	750 °С	20 °С	750 °С	20 °С	750 °С		
Основной металл	$\frac{1206}{1}$	$\frac{800}{1}$	$\frac{920}{1}$	$\frac{770}{1}$	$\frac{34}{1}$	$\frac{18}{1}$	0,0009	0,0014
Сварное соединение:								
№ 1	$\frac{973}{0,806}$	$\frac{726}{0,908}$	$\frac{600}{0,652}$	$\frac{490}{0,636}$	$\frac{30}{0,882}$	$\frac{17,2}{0,956}$	0,0060	0,0032
№ 2	$\frac{885}{0,774}$	$\frac{579}{0,723}$	$\frac{550}{0,598}$	$\frac{510}{0,662}$	$\frac{33}{0,971}$	$\frac{10}{0,556}$	0,0150	0,0079

Примечание. В знаменателе приведены значения коэффициента прочности для σ_B , σ_T , δ относительно основного металла при указанной температуре.

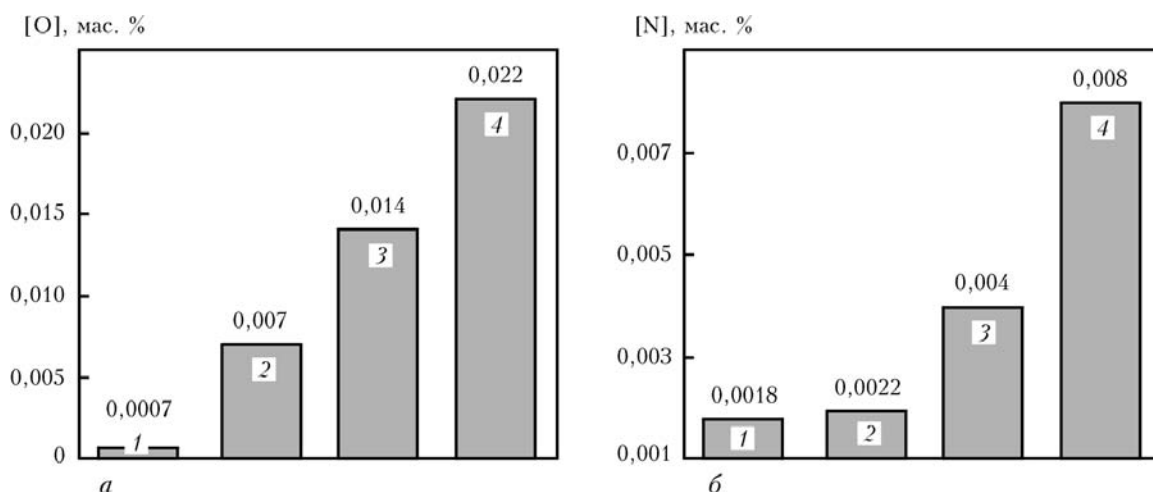


Рис. 4. Содержание кислорода (а) и азота (б) в металле жаропрочного никелевого сплава с 50 об. % γ' -фазы при многослойной наплавке с присадочным порошком в количестве 5 г/мин: 1 — литой сплав; 2 — присадочный порошок; 3, 4 — наплавленный металл, полученный при расстоянии между плазмотроном и изделием соответственно $L = 4$ и 10 мм

ляются расстояние от плазмотрона до изделия, а также схема наплавки и количество присадочного порошка, подаваемого в дугу. Снижение массовой доли газов в наплавленном металле при наплавке на узкую подложку (торец пластины) объясняется тем, что соответствующие режимы наплавки отличаются незначительными расходом порошка и расстоянием от плазмотрона до изделия (около 3 мм).

Для исследования механических свойств сварных соединений жаропрочных никелевых сплавов с определенным выше диапазоном содержания кислорода и азота в металле шва выбран жаропрочный никелевый сплав ЭИ-698 (табл. 1, 2) с 14...17 об. % γ' -фазы [12] в состоянии поставки [13], который относится к категории трудносвариваемых и применяется для дисков и лопаток газовых турбин, работающих при температуре до 750 °С [13].

С целью исследований выполнена микроплазменная сварка двух жестких стыков из пластин размером 100×50×2,5 мм. Присадочный порошок из сплава ЭИ-698 фракции 40...160 мкм

подавался в количестве 7 г/мин. Скорость сварки составляла 3 м/ч. Технологические параметры микроплазменной сварки в экспериментах подбирали таким образом, чтобы обеспечить минимальное и максимальное содержание кислорода, азота в металле шва. Для удовлетворительного формирования шва при максимальном содер-

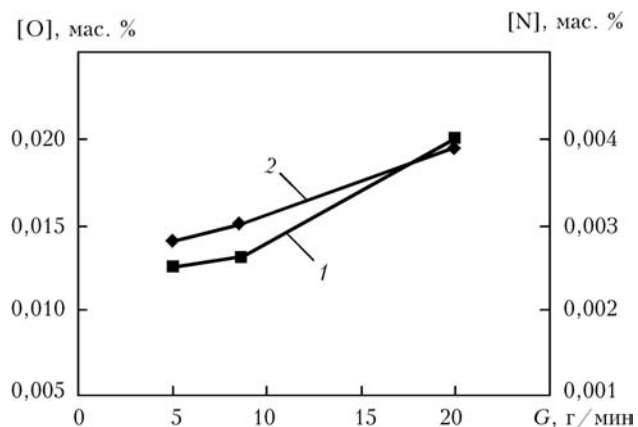


Рис. 5. Зависимость содержания кислорода (1) и азота (2) в наплавленном металле жаропрочного сплава с 50 об. % γ' -фазы от количества присадочного порошка, подаваемого в дугу

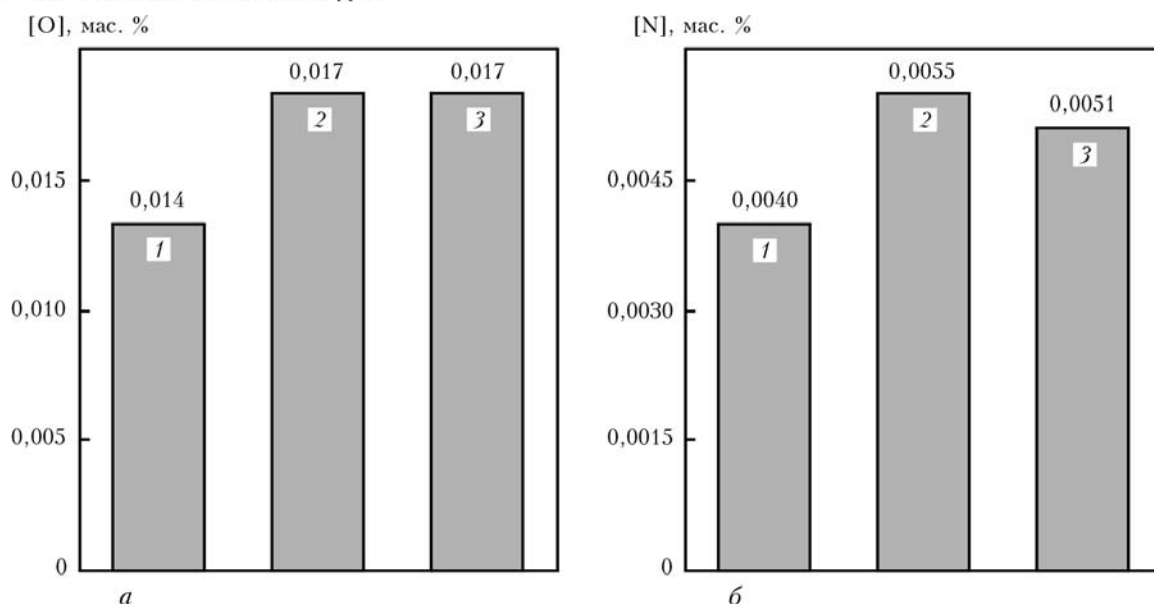


Рис. 6. Содержание кислорода (а) и азота (б) в наплавленном металле жаропрочного никелевого сплава с 50 об. % γ' -фазы в зависимости от состояния присадочного порошка, подаваемого в дугу, при многослойной наплавке в количестве 5 г/мин: 1 — порошок просушенный; 2 — без просушки; 3 — окисленный в дуге

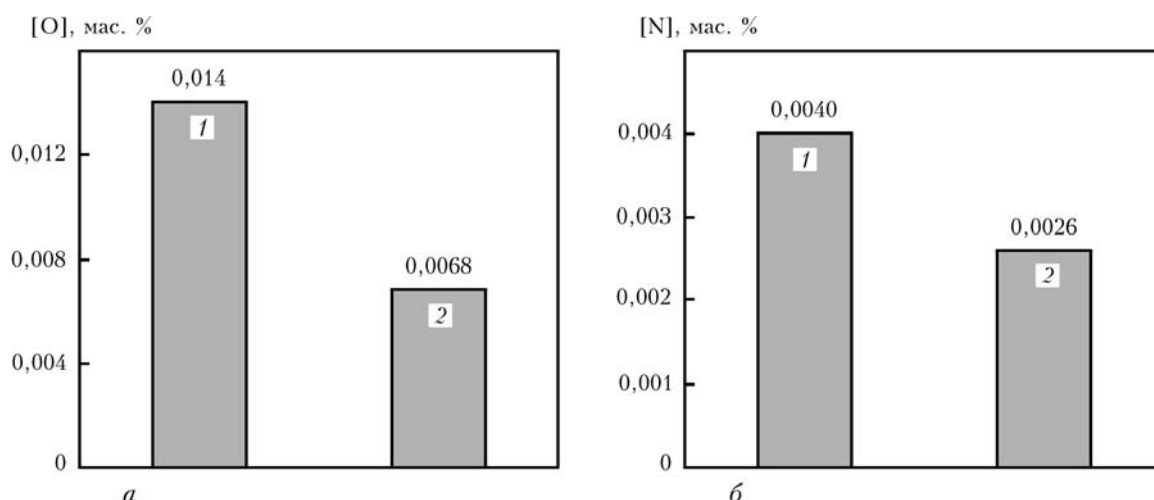


Рис. 7. Содержание кислорода (а) и азота (б) в наплавленном металле жаропрочного никелевого сплава с 50 об. % γ' -фазы в зависимости от схемы многослойной наплавки с присадочным порошком в количестве 5 г/мин на пластину (1) и ее торец (2)

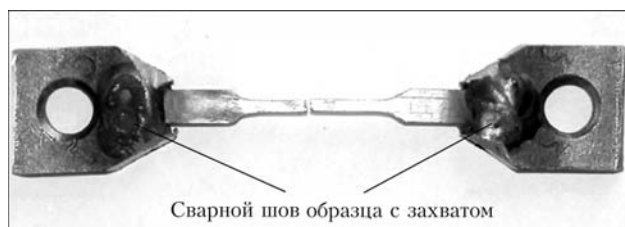


Рис. 8. Внешний вид составного сварного образца после испытаний на кратковременные механические свойства

жании газов в металле шва сварочный ток увеличили на 30 %, скорость сварки при этом оставалась неизменной.

Механические свойства сварных соединений в состоянии после сварки оценивали на установке «АЛА-ТОО» [8] при испытаниях составных сварных образцов, вырезанных поперек шва с сечением рабочей части 1,5×2 мм (рис. 8). Поверх-

ность образца перед испытаниями контролировалась методом цветовой дефектоскопии на наличие дефектов. Нагрев образца во избежание влияния кислорода из воздуха осуществляли радиационным способом в вакууме. Для исключения влияния масштабного фактора оценены кратковременные механические свойства основного металла. Испытания выполняли при температуре 20 и 750 °С. Выбор такой температуры обусловлен температурными условиями эксплуатации сплава [13], а также наличием для данного класса материалов температурного интервала провала пластичности [8], в котором особенно проявляется склонность к образованию трещин в сварных соединениях. Разрушение образцов наблюдалось по металлу шва. Результаты испытаний приведены в табл. 2.



Установлено, что при температуре 750 °С предел прочности на разрыв образца сварного соединения № 1 с минимальным содержанием кислорода и азота в металле шва на 20 % превышает соответствующую характеристику образца № 2 с максимальным содержанием кислорода и азота. При этом пластичность образца № 1 при 750 °С практически сохраняется на уровне основного металла, а образца № 2 при той же температуре составляет только 55,6 % пластичности основного металла при 750 °С.

Полученные данные хорошо согласуются с результатами проведенных ранее металлографических исследований [1, 2]. Понижение пластичности жаропрочных никелевых сплавов обусловлено обогащением границ зерен кислородом и образованием легкоплавких соединений с другими примесными элементами. В частности, это подтверждается данными оже-спектроскопии поверхности разрушения образца из поликристаллического никелевого жаропрочного сплава с 65 об. % γ' -фазы, испытанного в температурном интервале провала пластичности [2].

Повышение содержания кислорода и азота в металле шва снижает пластичность и предел прочности на разрыв сварных соединений в температурном интервале провала пластичности, что может негативно повлиять на трещиностойкость сварных соединений при сварке и термообработке.

Таким образом, при сварке (наплавке) жаропрочных никелевых сплавов с суммарным содержанием алюминия и титана более 3 мас. % возникает необходимость в усовершенствовании защиты зоны микроплазменной порошковой сварки.

It has been established that increase in content of oxygen and nitrogen in weld metal has a negative effect on a working-temperature ductility of welded joints in heat-resistant nickel alloys. The quantitative range of oxygen and nitrogen content of the weld metal, which provides the quality weld formation and satisfactory properties of the welded joints, has been determined for repair microplasma powder welding.

1. *Строганов Г. Б., Чепкин В. М.* Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин. — М.: ОНТИ, МАТИ, 2000. — 128 с.
2. *Investigation of structure and crack formation in welded joints of single crystal Ni-base alloys / V. S. Savchenko, K. A. Yushchenko, A. Zvyagintseva et al.* // *Welding in the World*. — 2007. — **51**, № 11/12. — P. 76–81.
3. *Машиностроение: Энциклопедия. Технология сварки, пайки и резки.* — В 40 т. — Т. III-4 / В. К. Лебедев, С. И. Кучук-Яценко, А. И. Четвертко и др.; Под ред. Б. Е. Патонова. — М.: Машиностроение, 2006. — 768 с.
4. *Цинке М., Нойберт Г., Герольд Х.* Свойства сварных соединений жаропрочных сплавов на основе никеля // *Автомат. сварка.* — 1999. — № 4. — С. 35–38.
5. *Сорокин Л. И.* Заварка трещин с окисленной поверхностью на жаропрочных никелевых сплавах // *Свароч. пр-во.* — 2004. — № 12. — С. 30–31.
6. *Сорокин Л. И.* Аргонодуговая наплавка бандажных полок рабочих лопаток из высокожаропрочных никелевых сплавов // *Там же.* — 2004. — № 7. — С. 36–39.
7. *Особенности сварки высоконикелевых дисперсионно-утверждающих жаропрочных сплавов и ремонта изготавливаемых из них изделий / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, Н. И. Саволей, А. В. Шавель* // *Автомат. сварка.* — 1993. — № 10. — С. 31–33.
8. *Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Л. В. Червякова и др.* // *Там же.* — 2005. — № 6. — С. 3–6.
9. *Ющенко К. А., Калина П. П., Яровицын А. В.* Особенности микроплазменной порошковой наплавки // *Там же.* — 2005. — № 4. — С. 9–16.
10. *Федоренко Г. А., Шведиков В. М., Грищенко Л. В.* О достоверности методов исследования струйной защиты // *Свароч. пр-во.* — 1986. — № 6. — С. 35–37.
11. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др.* — Киев: Наук. думка, 2004. — 446 с.
12. *Сорокин Л. И.* Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных сплавов // *Свароч. пр-во.* — 1999. — № 12. — С. 11–15.
13. *Марочник сталей и сплавов / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др.; Под ред А. С. Зубченко.* — М.: Машиностроение, 2003. — 784 с.

Поступила в редакцию 21.03.2008



ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПРАВКИ СВАРНЫХ ТОНКОЛИСТОВЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

О. В. МАХНЕНКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе математического моделирования проведен анализ эффективности различных форм пятен нагрева при термической правке тонколистовых сварных конструкций с деформациями бухтиноватости. За критерий эффективности термической правки выбрано отношение объема остаточных пластических деформаций усадки в плоскости листа к вложенной энергии нагрева. Показано, что за счет оптимизации формы нагрева и его параметров можно повысить эффективность термической правки в несколько раз.

Ключевые слова: сварные тонколистовые конструкции, сварочные деформации, термическая правка, математическое моделирование

При изготовлении сварных тонколистовых конструкций затраты на термическую правку могут быть довольно значительными [1, 2], что обусловлено как большими объемами вложенного ручного квалифицированного труда, так и значительными энергозатратами. В последнее время предпринимались попытки уменьшить затраты на термическую правку за счет автоматизации этого процесса [3] с целью резкого сокращения объема ручного труда. При проведении работ по автоматизации термической правки сварных тонколистовых конструкций с деформациями бухтиноватости (выпучивания) на основе математического моделирования этого процесса выяснилось также, что заметной экономии энергозатрат можно достичь за счет оптимизации параметров нагрева.

В данной работе приведены результаты расчетов, направленные на повышение эффективности термической правки (ЭТП) за счет оптимизации параметров нагрева.

Опыт изготовления сварных тонколистовых конструкций показывает, что часто встречаемый вид местных деформаций — бухтиноватость металла листа — образуется вследствие потери устойчивости от напряжений сжатия, вызванных продольной усадкой сварных швов при приварке ребер жесткости. Если эти деформации превышают допустимый уровень, то обычно используют термическую правку, в результате которой в плоскости металла листа возникают пластические деформации укорочения, убирающие «лишний» металл.

Значения остаточных пластических деформаций при термической правке зависят от целого ряда параметров таких, как форма пятна нагрева, мощность источника и время нагрева, материал

и толщина листа конструкции, условия охлаждения, максимальная температура нагрева и ее распределение. За ЭТП тонколистовых конструкций взято отношение объема остаточных пластических деформаций усадки в плоскости листа $V_{п.д}$ ко вложенной энергии нагрева Q_n

$$\text{ЭТП} = \frac{V_{п.д}}{Q_n} [\text{мм}^3/\text{кДж}]. \quad (1)$$

Поскольку при термической правке деформаций выпучивания тонкого листа обшивки определяющей является усадка в плоскости листа, то объем остаточных пластических деформаций усадки может быть представлен как произведение площади последних $F_{п.д}$ в плоскости листа на его толщину δ . Такое допущение может быть принято для тонких листов при относительно равномерном распределении по их толщине пластических деформаций усадки. Соответственно вложенную энергию нагрева можно определить как произведение мощности источника P_n на время нагрева t_n

$$\text{ЭТП} = \frac{F_{п.д} \delta}{P_n t_n} [\text{мм}^3/\text{кДж}]. \quad (2)$$

Традиционно при термической правке используют круглые пятна нагрева (в тонкостенных ($\delta \leq 5$ мм) конструкциях) или полосы нагрева (в конструкциях большой толщины). Считается, что длинные полосы нагрева ($L \geq 50\delta$) более эффективны (примерно в 4 раза) при правке, но имеют повышенный риск локальной потери устойчивости листа при нагреве [1, 4]. Известны также, но мало применимы на практике такие формы нагрева при термической правке, как нагрев по спирали и по кольцу.

Для исследования ЭТП тонкостенных конструкций с помощью различных по форме пятен нагрева использовали двухмерную расчетную модель нагрева пятна в пластине ограниченных раз-



меров с закрепленными или свободными по границе кромками при допущении наличия плоского напряженного состояния. Чтобы исключить влияние кромок пластины пятна нагрева располагались на достаточном удалении от них. Задача термопластичности решалась с помощью теории пластического течения Прандтля–Рейсса, ассоциированной условием текучести Мизеса. Температурная и механическая задачи просматривались последовательно во времени — от начала нагрева до полного остывания металла. На каждом этапе прослеживания линейаризованная задача решалась с помощью метода конечных элементов. Физическая нелинейность реализовалась путем итераций [5]. В качестве материала тонколистовой конструкции была выбрана низкоуглеродистая сталь Ст3. При этом расчетная модель учитывала зависимость физико-механических свойств материала от температуры.

Для оценки ЭТП (1), (2) площадь остаточных пластических деформаций в плоскости листа определялась интегрированием соответствующих компонент пластических деформаций по площади листа:

$$F_{п.д} = \iint \varepsilon_{xx} \varepsilon_{yy} dx dy [мм^2]. \quad (3)$$

Расчетная модель также могла учитывать процесс локальной потери устойчивости листа металла во время нагрева пятна. С этой целью использовали разработанный подход, а именно, потеря устойчивости (выпучивание) происходит в достаточно большой области, где возникают температурные напряжения сжатия. Для оценки критического состояния, при котором происходит потеря устойчивости, использовали приближенный энергетический метод [6, 7]. В соответствии с ним риск потери устойчивости в некоторой произвольной области определяется знаком суммы

$$\mathcal{E} = U + W, \quad (4)$$

где U — потенциальная энергия изгиба; W — работа сварочных напряжений. Если $\mathcal{E} < 0$, то риск потери устойчивости достаточно высок. Влияние начального прогиба поверхности листа при оценке критического состояния не учитывалось. Все представленные ниже расчетные результаты

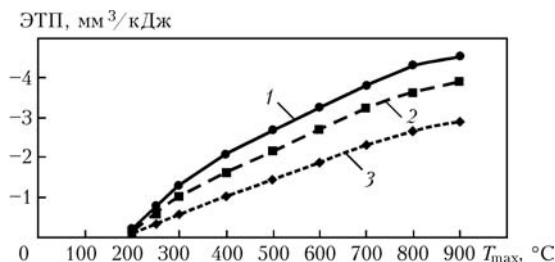


Рис. 1. Зависимость ЭТП стали Ст3 пятнами нагрева диаметром $d = 10$ мм от максимальной температуры нагрева T_{max} при различном времени нагрева до нее: 1 — $t_h = 5$; 2 — 10; 3 — 30 с

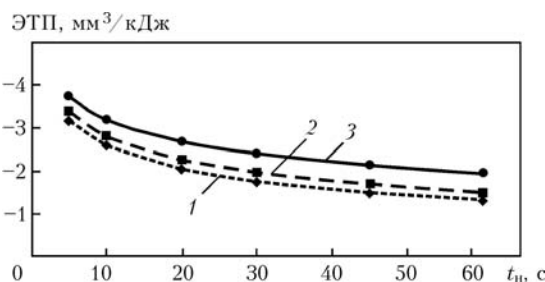


Рис. 2. Зависимость ЭТП стали Ст3 при нагреве круглыми пятнами различного диаметра от времени нагрева до $T_{max} = 625$ °C: 1 — $d = 6$; 2 — 10; 3 — 20 мм

получены для таких параметров нагрева, которые не должны приводить к локальной потере устойчивости соответствующего по толщине листа металла и допустимы для термической правки.

Расчетные результаты, представленные на рис. 1, подтвердили хорошо известный из практики факт, что ЭТП резко повышается с ростом максимальной температуры нагрева. Однако нагрев сталей выше 650 °C может вызывать нежелательное изменение структуры металла и деградацию его механических свойств. Поэтому при ЭТП нагрев сталей обычно ограничивают температурой 600...650 °C.

Расчетные результаты, представленные на рис. 1, 2, показывают, что ЭТП зависит от времени нагрева пятна до максимальной температуры: чем оно меньше, тем выше ЭТП. Это значит, что для повышения ЭТП необходим мощный источник нагрева, который, однако, не должен приводить к расплавлению поверхности листа.

Как видно из рис. 2, ЭТП можно повысить за счет увеличения диаметра пятна нагрева. При этом следует учитывать, почему с его увеличением возрастает вероятность локальной потери устойчивости (выпучивания) листа металла при нагреве. Поэтому максимальный диаметр пятна нагрева для данной толщины листа надо выбирать таким, чтобы заведомо не возникала локальная потеря устойчивости. На рис. 3 представлены данные, взятые из работы [4], о рекомендуемых диаметре пятна нагрева до 600 °C, а также расчетные

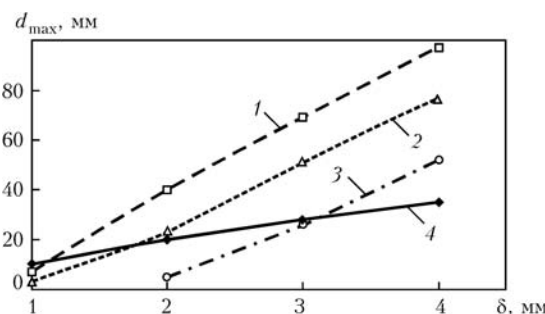


Рис. 3. Зависимость максимального диаметра d_{max} пятен нагрева, при которых не возникает местная потеря устойчивости, от толщины δ листа стали Ст3 при различном времени нагрева до $T_{max} = 600$ °C: 1 — $t_h = 10$; 2 — 30; 3 — 60 с; 4 — данные [4]



данные, полученные в работе [3] относительно максимальных диаметров пятен нагрева, при которых еще не возникает местная потеря устойчивости. Расчетные данные хорошо согласуются с экспериментальными при допущении, что при увеличении толщины листа металла возрастает время нагрева пятна до максимальной температуры. На рис. 3 видно, что максимальный диаметр пятна нагрева повышается с увеличением толщины листа металла и уменьшением времени нагрева до максимальной температуры.

Таким образом, за счет снижения времени нагрева до максимальной температуры и увеличения диаметра круглого пятна нагрева до максимально возможного без возникновения местной потери устойчивости можно повысить ЭТП круглыми пятнами нагрева примерно в 2 раза, по сравнению с параметрами нагрева, обычно используемыми при газопламенном нагреве.

Полосы нагрева при термической правке могут быть получены стационарным распределенным или движущимся концентрированным источником нагрева. В первом случае нагрев осуществляется по всей длине полосы одновременно. Примером такого источника нагрева может служить оборудование для термической правки судостроительных конструкций норвежской фирмы «Thermex», работающее на основе индукционного нагрева. Традиционно используемый нагрев полос газопламенной горелкой осуществляют с помощью движущегося концентрированного источника нагрева.

На рис. 4 представлены расчетные данные зависимости ЭТП от длины полосы нагрева. ЭТП при движущемся источнике нагрева значительно (в 1,5...2,0 раза) выше, чем при распределенном. Поскольку данные получены для полосы нагрева шириной 10 мм, расчетные точки при длине полосы 10 мм приблизительно соответствуют круглому пятну нагрева. Легко заключить, что при переходе от круглого пятна к полосе нагрева, а также с увеличением ее длины ЭТП существенно возрастает и при некоторой длине полосы становится постоянной. При нагреве длинной полосы ЭТП приблизительно в 2 раза выше, чем в случае

круглого пятна при одинаковом времени нагрева до максимальной температуры и распределенном источнике нагрева, и в 3 раза выше при одинаковой мощности нагрева с использованием движущегося источника.

Наблюдается еще одно отличие полосы нагрева от круглого пятна нагрева. При сокращении времени нагрева до максимальной температуры круглыми пятнами ЭТП возрастает, а полосами нагрева распределенным источником — снижается (см. пересечение линий на рис. 4) при переходе от круглого пятна к полосе нагрева в случае распределенного источника нагрева.

Итак, широко используемый в настоящее время при термической правке газопламенный нагрев с помощью длинных полос движущейся горелкой является достаточно эффективным, т. е. параметры нагрева длинных полос достаточно оптимальны для получения максимальных остаточных пластических деформаций усадки. Это подтверждает сложившееся мнение, что ЭТП с помощью длинных полос нагрева значительно выше, чем с помощью круглых пятен. Результаты данного расчетного исследования показали, что ЭТП с помощью длинных полос нагрева движущимся источником может быть повышена за счет увеличения скорости движения источника нагрева при сохранении максимального нагрева, т. е. повышения мощности концентрированного источника.

Известно, что длинные полосы нагрева более склонны к местной потере устойчивости листа металла во время нагрева, чем круглые пятна. Получены расчетные данные относительно изменения максимальной ширины полос нагрева (неподвижный источник), когда еще не возникает местная потеря устойчивости, в зависимости от ее длины, толщины листа стали Ст3 и времени нагрева до $T_{\max} = 600^\circ\text{C}$ (рис. 5). Данные, полученные для листов стали малой толщины (3, 4 и 5 мм), объясняют тот факт, почему для таких толщин практически не применяется нагрев полосами неподвижным источником нагрева, т. е. одновременный нагрев по всей длине полосы, например, индукционным нагревателем. Видно, что при минимальной (10...20 мм) ширине полосы нагрева максимальная ее длина при реальном времени нагрева 30 ($\delta = 4$ мм) и 60 с ($\delta = 5$ мм) составляет не более 100 мм.

Обычно при малой толщине листа стали нагрев полосами осуществляют движущимся источником, например, газопламенной горелкой. Для нагрева полос движущимся источником получены расчетные данные (рис. 6), демонстрирующие зависимость максимальной длины полосы нагрева при заданной ее ширине от скорости движения источника. Из рисунка видно, что чем выше скорость движения источника, тем больше максимально возможная длина полосы нагрева. Это

ЭТП, мм³/кДж

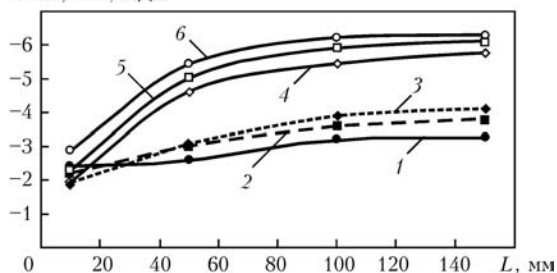


Рис. 4. Зависимость ЭТП стали Ст3 от длины L полосы нагрева шириной 10 мм при распределенном источнике нагрева и различных времени нагрева до $T_{\max} = 625^\circ\text{C}$ и скорости движущегося источника нагрева: 1–3 — см. рис. 3; 4 — $v = 1,12$; 5 — 2,50; 6 — 5,00 мм/с

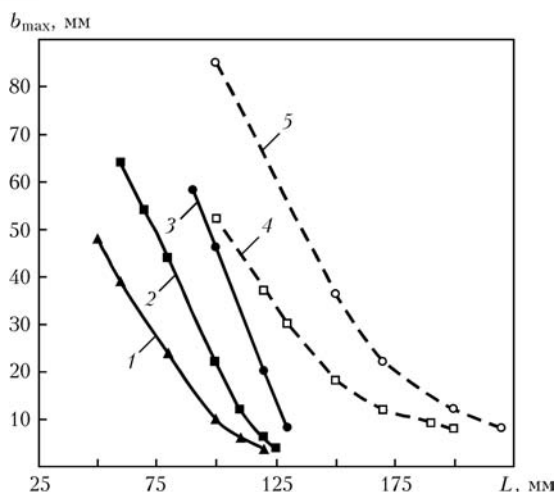


Рис. 5. Зависимость максимальной ширины $b_{\max}$ полосы нагрева (при неподвижном источнике нагрева), при которой не возникает местная потеря устойчивости, от ее длины L при различных толщине листа металла и времени нагрева до $T_{\max} = 600^\circ\text{C}$: 1 — $\delta = 3$ мм ($t_n = 10$ с); 2, 4 — 4 мм (соответственно 30 и 10 с); 3, 5 — 5 мм (соответственно 60 и 30 с)

объясняется снижением погонной энергии нагрева с увеличением скорости источника для достижения заданной максимальной температуры. По сравнению с неподвижным распределенным источником нагрева при движущемся источнике можно нагреть значительно более длинные полосы без угрозы потери устойчивости. Так, при толщине металла 3 мм с помощью распределенного источника можно нагреть полосы шириной 20 мм и максимальной длиной 80 мм за время нагрева до максимальной температуры 10 с, а при движущемся источнике можно увеличить длину полос до 280 мм при скорости источника нагрева 10 мм/с. Расчет показал, что при толщине металла 3 мм и ширине полосы нагрева 10 мм ее длина при движущемся источнике нагрева не ограничена при любой скорости его движения. Аналогичные результаты получены для металла толщиной 4 и 5 мм при ширине полос нагрева соответственно 20 и 25 мм. Эти расчетные данные хорошо согласуются с рекомендуемыми значениями ширины нагреваемых полос (при которых обшивка обычно не теряет устойчивость), полученных на основе большого объема эксперименталь-

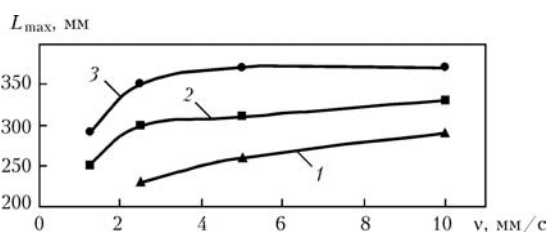


Рис. 6. Зависимость максимальной длины $L_{\max}$ полосы нагрева, при которой не возникает местная потеря устойчивости, от скорости движения v источника нагрева при $\delta = 3$ мм и $b = 20$ мм (1); $\delta = 4$ мм и $b = 30$ мм (2); $\delta = 5$ мм и $b = 40$ мм

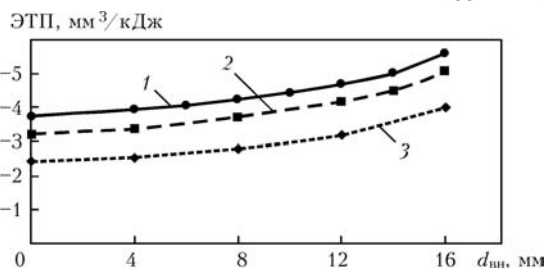


Рис. 7. Зависимость ЭТП стали Ст3 при нагреве кольцами с наружным диаметром 20 мм от внутреннего диаметра колец при времени нагрева до $T_{\max} = 625^\circ\text{C}$ $t_n = 5$ (1), 10 (2) и 30 с (3)

ных работ по безударной правке конструкций на судостроительных заводах [4].

Кольцевой нагрев на практике осуществить довольно сложно, но он отличается при этом высокой эффективностью. На рис. 7 представлены расчетные данные ЭТП для пятен нагрева в форме колец с наружным диаметром 20 мм при различных внутреннем диаметре кольца и времени нагрева до максимальной температуры. Расчетные точки при внутреннем диаметре кольца $d_{\text{вн}} = 0$ соответствуют случаю нагрева с помощью круглого пятна. Легко увидеть, что при переходе от круглого пятна к кольцу нагрева, а затем при уменьшении ширины кольца ЭТП заметно повышается. При этом так же, как и в случае круглого пятна, сокращение времени нагрева до максимальной температуры способствует значительному повышению ЭТП.

Как и в случае нагрева длинной полосой, при использовании движущегося по кольцу источника нагрева (рис. 8) ЭТП выше, чем при использовании распределенного источника нагрева. Особенно повышение ЭТП заметно при большой ширине кольца. С уменьшением его наружного диаметра и снижением скорости нагрева ЭТП понижается.

С позиции риска местной потери устойчивости листа металла при нагреве расчеты показали, что значения максимальных наружных радиусов колец нагрева, при которых еще не возникает местная потеря устойчивости, мало зависят от ширины кольца и соответствуют расчетным значениям максимальных радиусов круглых пятен нагрева (см. рис. 3). Таким образом, нагрев по кольцу является перспективным при реализации его с по-

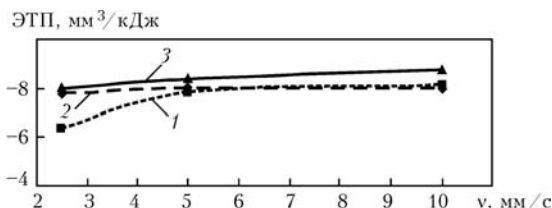


Рис. 8. Зависимость ЭТП от скорости движения источника нагрева по кольцу при толщине листа металла 3 мм и различных наружных $d_{\text{нар}}$ и внутренних $d_{\text{вн}}$ диаметрах кольца ($T_{\max} = 625^\circ\text{C}$): 1 — $d_{\text{нар}} = 20$ мм, $d_{\text{вн}} = 15$ мм; 2 — $d_{\text{нар}} = 30$ мм, $d_{\text{вн}} = 20$ мм; 3 — $d_{\text{нар}} = 30$ мм, $d_{\text{вн}} = 25$ мм

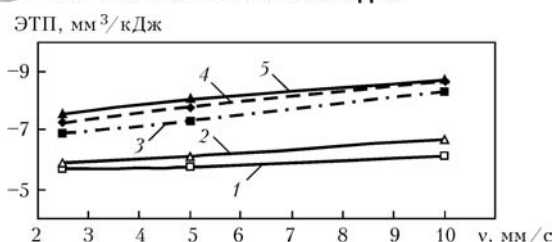


Рис. 9. Зависимость ЭТП от скорости движения v источника нагрева по спирали при толщине листа металла 3 мм и различных значениях ширины b нагрева и шага h спирали ($T_{\max} = 625^\circ\text{C}$): 1 — $b = 10$ мм, $h = 10$ мм; 2 — $b = 10$, $h = 10$ мм; 3 — $b = 5$ мм, $h = 10$ мм; 4 — $b = 5$ мм, $h = 20$ мм; 5 — $b = 5$ мм, $h = 30$ мм

мощью современных источников нагрева (например, лазерного).

На практике в случае сферической формы деформации бухтиноватости обшивки специалисты рекомендуют правку осуществлять местным нагревом по спирали [8]. С целью оценки ЭТП при таком нагреве проведены расчеты нагрева листа из низкоуглеродистой стали толщиной 3 мм. Движущийся источник с различной шириной нагрева ($b = 5$ и 10 мм) двигался со скоростью 2,5, 5,0 и 10,0 мм/с по траектории в форме спирали с шагом, значение которого также задавали различными ($h = 10$ и 30 мм). Максимальная температура нагрева составляла 625°C . Результаты расчета (рис. 9) демонстрируют высокие значения ЭТП, которые возрастают с повышением скорости источника нагрева, уменьшением ширины нагрева и увеличением шага спирали. Однако расчеты показали, что риск местной потери устойчивости листа металла при нагреве по спирали достаточно высок, особенно, если количество витков спирали больше двух-трех. Определено, что риск потери устойчивости понижается при увеличении скорости источника нагрева и уменьшении шага спирали. Таким образом, осуществляя правку бухтиноватости местным нагревом по спирали, целесообразно повышать скорость источника нагрева, что одновременно увеличивает ЭТП и снижает риск местной потери устойчивости листа металла.

Выводы

1. За счет снижения времени нагрева до максимальной температуры и увеличения диаметра круглого пятна нагрева до максимально возможного без возникновения местной потери устойчивости листа металла можно повысить ЭТП примерно в 2 раза, по сравнению с параметрами

нагрева, используемыми в настоящее время при газопламенном нагреве, и приблизиться к значениям ЭТП с помощью длинных полос при распределенном источнике нагрева.

2. Поскольку при нагреве длинными полосами в случае движущегося источника значения ЭТП значительно (в 1,5...2,0 раза) выше, чем при распределенном источнике, то широко используемый в настоящее время газопламенный нагрев достаточно эффективен. Повысить ЭТП при движущемся источнике нагрева можно как за счет увеличения его скорости, т. е. повышения его мощности, так и уменьшения ширины полосы нагрева. При распределенном источнике нагрева, наоборот, — повышение скорости нагрева (снижение времени нагрева полосы до максимальной температуры) и уменьшение ширины полосы приводит к снижению ЭТП. Причем в случае движущегося источника возможно нагреть значительно более длинные полосы без угрозы локальной потери устойчивости листа металла.

3. При нагреве пятна в форме кольца за счет увеличения наружного диаметра и уменьшения ширины кольца можно достичь высоких значений ЭТП как с помощью распределенного, так и движущегося источника нагрева. При этом в случае нагрева кольцами значения ЭТП сравнимы с эффективностью правки длинными полосами при движущемся источнике нагрева.

1. Михайлов В. С. Правка судовых сварных корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1972. — 253 с.
2. Matsui S. Prevention of welding deformations in thin-skin welded structures / J. of the Light Metal Welding & Construction. — 1982. — 20, № 1. — P. 3–11.
3. Автоматизированная термическая правка сварных тонколистовых конструкций / Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, Г. А. Цыбулькин и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 7. — С. 3–8.
4. Кузьминов С. А. Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1974. — 286 с.
5. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
6. Вольмир А. С. Устойчивость деформируемых систем. — М.: Наука, 1967. — 984 с.
7. Оценка напряженного состояния стенки рулонированных вертикальных цилиндрических резервуаров при вваривании листов-вставок / В. И. Махненко, А. Ю. Барвинко, Ю. П. Барвинко, П. Циарковски // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 3–8.
8. Заикин В. М. Расчет режимов тепловой безударной правки сварных конструкций из алюминивно-магниевых сплавов // Там же. — 1984. — № 6. — С. 62–66.

Efficiency of different shapes of heat spots in thermal straightening of thin-sheet welded structures containing buckling distortions has been analysed on the basis of mathematical modelling. The value of ratio of volume of residual plastic shrinkage distortions in the sheet plane to heating energy input has been used as a criterion of the efficiency of thermal straightening. It is shown that the efficiency of thermal straightening can be increased several times through optimising the shape of the heat spots and other heating parameters.

Поступила в редакцию 19.02.2008



УДК 621.791.75

ВЛИЯНИЕ МАКРОВКЛЮЧЕНИЙ ОКСИДНОЙ ПЛЕНЫ НА ПРОЧНОСТЬ ШВОВ ТОЛСТОЛИСТОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМг6

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние макровключений оксидной пленки в швах на механические свойства швов, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом алюминиевого сплава АМг6 толщиной 6...12 мм. Получены зависимости прочности швов от площади таких дефектов, выходящих на поверхность со стороны проплава и находящихся внутри шва. По ним можно судить о допустимом уровне макровключений оксидной пленки в швах при изготовлении сварных конструкций.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, неплавящийся электрод, алюминиевый сплав АМг6, макровключения оксидной пленки, временное сопротивление, протяженность дефектов

При изготовлении сварных конструкций ответственного назначения из алюминиевых сплавов значительную часть швов выполняют аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДС-НЭ). Этот способ сварки позволяет получать качественные швы с гладкой лицевой поверхностью, плавным переходом к основному металлу, без подрезов, наплывов и брызг. Прочность стыковых соединений сплава АМг6 толщиной 6...12 мм, полученных однопроводной АДСНЭ, составляет 95 или 75 % прочности основного металла соответственно в отожженном или нагартованном состоянии [1, 2]. Однако при изготовлении крупногабаритных сварных конструкций вследствие нарушения требований к подготовке свариваемых кромок, точности их сборки и фиксации, а также изменения технологических параметров процесса сварки в швах довольно часто образуются макровключения оксидной пленки [3]. Наличие таких дефектов может приводить к снижению механических свойств сварных соединений [4, 5].

Цель настоящей работы — определить степень влияния макровключений оксидной пленки на прочность швов, выполненных АДСНЭ на алюминиевом сплаве АМг6 толщиной 6...12 мм.

Исследовали стыковые соединения, полученные на листах алюминиевого сплава АМг6 размером 400×200 мм автоматической однопроводной АДСНЭ со скоростью 12 м/ч с использованием присадочной проволоки СвАМг6 диаметром 2,5 мм. Питание дуги осуществляли от разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона опытного источника питания И-160, позволяющего независимо регулировать длительность $\tau_{пр}$, $\tau_{обр}$ и амплитуду $I_{пр}$,

$I_{обр}$ тока соответственно при прямой и обратной полярности. Материал толщиной 6 мм сваривали симметричным током ($I_{пр} = I_{обр} = 360$ А; $\tau_{пр} = \tau_{обр} = 10,4$ мс). Чтобы обеспечить необходимую стойкость неплавящегося электрода (иттрированный вольфрамовый пруток диаметром 10 мм), при сварке металла толщиной 12 мм использовали асимметричный по амплитуде ток ($I_{пр} = 780$ А, $I_{обр} = 440$ А). Для гарантированного получения макровключений оксидной пленки в швах сборку стыков осуществляли с фиксированным зазором (1,2 мм при толщине листа 6 мм и 1,6 мм при толщине листа 12 мм) между кромками [6]. Перед сваркой листы и сварочную проволоку подвергали химическому травлению по общепринятой технологии. С целью получения в швах дефектов большой площади часть стыков сваривали без предварительной механической зачистки поверхностей и торцов свариваемых кромок.

Из полученных соединений изготавливали стандартные образцы для определения временного сопротивления металла швов. Чтобы разрушение образцов происходило по шву в месте нахождения дефекта, усиление и проплавы удаляли заподлицо с основным металлом. При испытании образцов в условиях статического растяжения фиксировали реальную нагрузку P , при которой происходило их разрушение. На образце перед его испытанием измеряли площадь поперечного сечения шва $F_{ш}$ с целью определения временного сопротивления металла швов. После разрушения образцов в изломах швов с помощью микроскопа МБС-2 определяли площадь макровключений оксидной пленки $F_{о.п.}$. Все дефекты по характеру их залегания в швах подразделяли на открытые (выходящие на поверхность со стороны проплава) и закрытые (находящиеся внутри шва) (рис. 1). Отдельно для каждой группы дефектов определяли относительную площадь $F_{о.п.}/F_{ш}$ макровключений

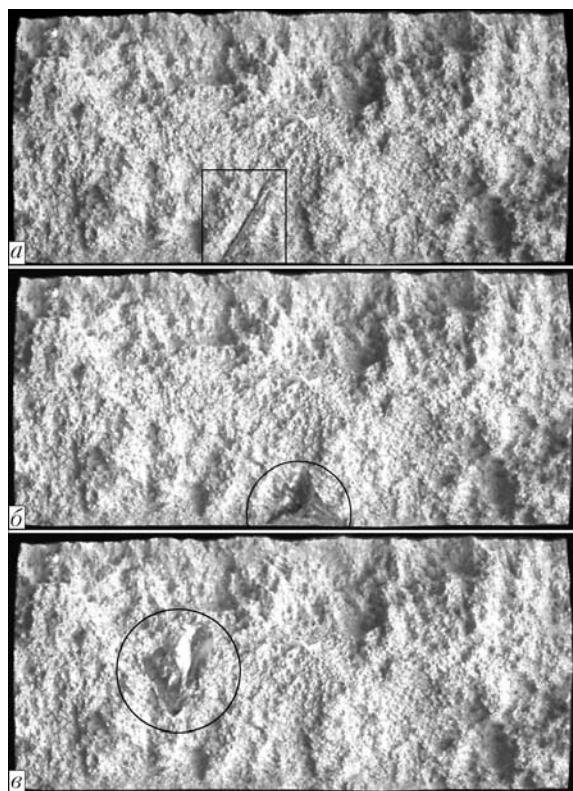


Рис. 1. Макровключения оксидной пленки в изломах разрывных образцов металла швов, выполненных АДСНЭ на алюминиевом сплаве АМг6 толщиной 12 мм: а, б — открытые, соответственно тонкие протяженные и сосредоточенные; в — закрытые

чений оксидной пленки. Для расчетов использовали средние значения показателей, полученных по результатам испытаний 10...15 образцов.

Чтобы выяснить, в какой степени такие макровключения проявляют себя как концентраторы напряжений при растяжении образцов толщиной 6 мм, вычисляли площадь рабочего сечения шва $F_p = F_{ш} - F_{о.п}$ без учета площади дефекта. Затем исходя из предела прочности бездефектных швов

находили расчетное значение нагрузки P_p , при котором происходило бы разрушение качественных образцов с различной площадью сечения шва. Кроме того, на отдельных образцах оценивали ударную вязкость и угол загиба швов, металл которых содержит макровключения оксидной пленки.

Анализ изломов образцов показал, что в большинстве случаев макровключения оксидной пленки находятся в нижней (корневой) части шва, составляющей примерно 25 % толщины свариваемого металла. Все они имеют различную форму и протяженность, но по общему виду могут быть условно разделены на две группы — тонкие (0,30...0,45 мм) протяженные (рис. 1, а) и сосредоточенные, близкие по форме к треугольнику (рис. 1, б). Как правило, после снятия проплава шва основное количество таких дефектов оказывается открытым и может быть легко обнаружено визуально. Незначительная часть дефектов остается внутри шва и необходимо применение рентгеновского или ультразвукового контроля для комплексной оценки качества сварных соединений толстолистового сплава АМг6, полученных АДСНЭ.

Все исследованные с помощью сканирующего микроскопа макровключения оксидной пленки были очень тонкими (от $6 \cdot 10^{-4}$ до $2 \cdot 10^{-2}$ мм) и имели различные цветовые оттенки. Наиболее тонкие пленки — блестящие, под их поверхностью четко просматриваются фрагменты структуры металла шва (рис. 2, а). Черные по цвету пленки имели большую толщину, отличались хрупкостью, о чем свидетельствует наличие микротрещин в их структуре (рис. 2, б).

Для оценки влияния макровключений оксидной пленки на прочность швов, выполненных АДСНЭ на листе сплава АМг6 толщиной 6...12 мм, построены кривые (рис. 3). Полученные резуль-

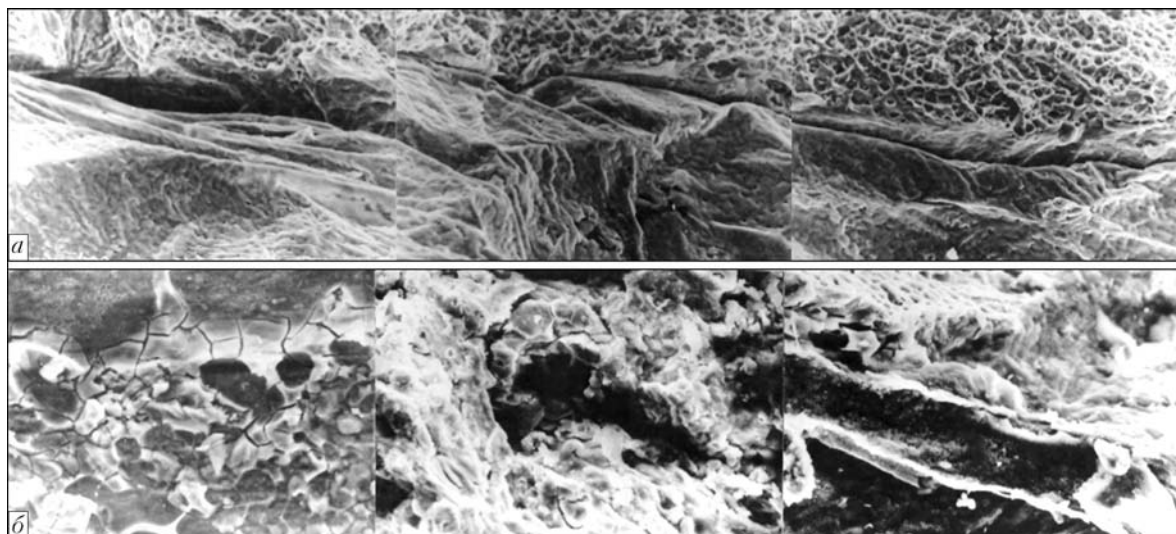


Рис. 2. Фрактограммы (X500) поверхности разрушенных швов, выполненных на сплаве АМг6, в области макровключений оксидной пленки: а, б — см. в тексте



таты свидетельствуют о существенном влиянии на прочность швов даже незначительных по площади дефектов. Так, наличие закрытого дефекта, составляющего всего 1 % площади шва, снижает его временное сопротивление σ_b с 315 до 300 МПа, а такого же по площади открытого дефекта — до 285 МПа. При увеличении относительной площади макровключений оксидной пленки до 2 % временное сопротивление швов уменьшается до 285 МПа при расположении их внутри шва и до 248 МПа при выходе их на поверхность. Если относительная площадь дефектов составляет 6 % площади шва, то в зависимости от их расположения временное сопротивление металла швов может снизиться на 20...30 %.

По-видимому, открытые дефекты не только уменьшают рабочее сечение шва из-за отсутствия прочного адгезионного взаимодействия между поверхностями макровключений оксидной пленки и металла шва, но и служат концентраторами напряжений при нагрузке. Это полностью подтверждается при сравнении расчетных значений нагрузок, при которых бы бездефектные образцы с различной площадью сечения швов разрушались, и реальных нагрузок, при которых происходит разрушение образцов с дефектами (рис. 4). Расчетные значения нагрузок при любой площади дефекта превосходят реальные, но с ее повышением разница между ними увеличивается.

Следовательно, продольные макровключения оксидной пленки могут представлять наибольшую опасность для продольных швов цилиндрических сосудов, кольцевых и круговых швов сферических сосудов, поскольку в этих соединениях при нагружении наибольшие главные напряжения действуют перпендикулярно шву. В сварных конструкциях ответственного назначения предъявляются высокие требования к прочности швов. Поэтому исходя из назначения и условий их эксплуатации отраслевыми стандартами и производственными инструкциями устанавливаются размеры допускаемых макровключений оксидной пленки в металле швов.

Определить протяженность допускаемых дефектов в швах можно исходя из полученных зависимостей (рис. 3). Например, для конструкции ответственного назначения временное сопротивление швов должно обеспечиваться на уровне 280 МПа. Как видно из графика, площадь открытых дефектов в швах при этом может составлять примерно 1 % площади поперечного сечения образца, т. е. около 1 мм² для металла толщиной 6 мм. Поскольку максимальная глубина залегания сосредоточенных дефектов не превышает 1/4 высоты шва (1,5 мм), а форма близка к треугольной, то длина их на испытуемом образце не должна быть более 1,3 мм. Для металла толщиной 12 мм площадь поперечного сечения разрывного образ-

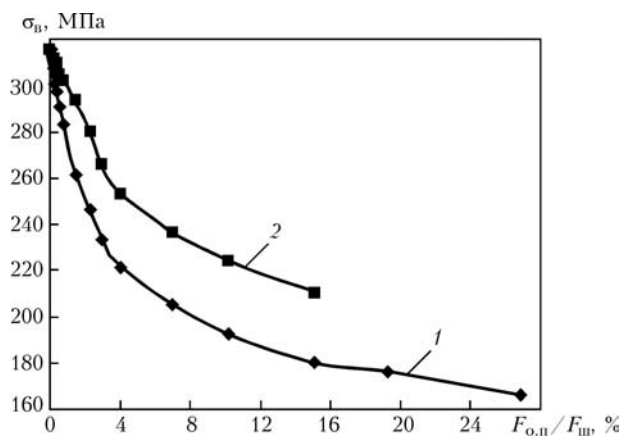


Рис. 3. Зависимость временного сопротивления σ_b металла швов, выполненных АДСНЭ на алюминиевом сплаве АМг6 толщиной 6...12 мм, от относительной площади макровключений оксидной пленки при открытых (1) и закрытых (2) дефектах

ца составляет 300 мм², а следовательно, допустимая площадь макровключений оксидной пленки составляет 3 мм², а максимальная длина дефектов — 2 мм. Но среди общего количества дефектов примерно половину составляют тонкие (0,30...0,45 мм) протяженные. Если считать такие дефекты прямоугольными, то допустимая их длина для образцов из металла толщиной 6 мм не должна превышать 3,5 мм, а из металла толщиной 12,0 — 6,7 мм. Усредняя полученные расчетным путем значения их протяженности, устанавливаем, что при изготовлении конструкций из сплава АМг6 толщиной 6 мм длина допустимых макровключений оксидной пленки, выходящих на поверхность со стороны проплава, составляет 2,4 мм. С увеличением толщины свариваемого металла до 12 мм допустимая длина таких дефектов в швах повышается до 4,3 мм. Полученные резуль-

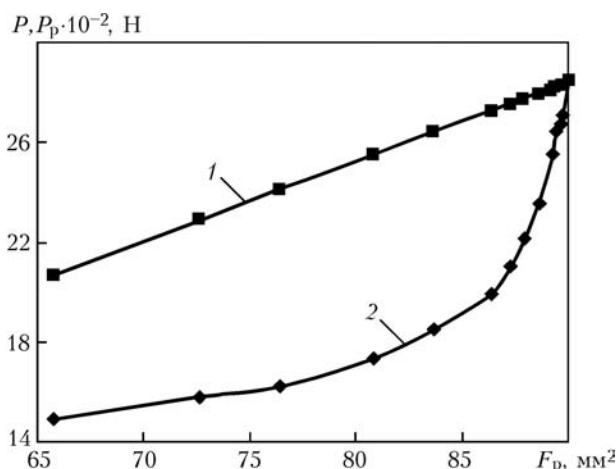


Рис. 4. Зависимость реальной P (1) и расчетной P_p (2) нагрузки, приводящей к разрушению образцов швов, выполненных АДСНЭ на алюминиевом сплаве АМг6 толщиной 6 мм, от площади рабочего сечения шва F_p



таты согласуются с требованиями, предъявляемыми существующими отраслевыми стандартами к качеству сварных соединений. Так, например, при изготовлении корпусных изделий космической техники из сплава АМг6 допускается наличие в швах макровключений оксидной пленки протяженностью не более 2,5 мм при толщине свариваемого металла 6 мм и не более 4,0 мм при толщине свариваемого металла 12 мм. Для закрытых дефектов может допускаться двукратное увеличение их длины, поскольку они в меньшей степени снижают прочность швов.

Ударная вязкость и угол загиба швов при увеличении площади макровключений оксидной пленки снижаются более резко, чем их прочность. Если прочность швов, содержащих открытые дефекты площадью 1 % площади шва, снижается примерно на 10 %, то ударная вязкость и угол загиба швов, содержащих такие же по площади макровключения оксидной пленки, уменьшаются в среднем на 20 %. Это свидетельствует о более высокой чувствительности указанных показателей к концентрации напряжений под воздействием нагрузок при испытаниях. Поэтому при АДСНЭ изделий из алюминиевого сплава АМг6 необходимо обеспечивать требуемую точность подготовки, сборки и фиксации кромок, а также строго соблюдать технологические параметры процесса сварки во избежание образования макровключений оксидной пленки в металле швов. В случае последующего деформирования или ударного нагружения швов в процессе изготовления конструкций целесообразнее выполнять их плазменно-дуговой сваркой, позволяющей за счет высокой концентрации плазменной струи избежать образования в корневой части швов дефектов, характерных для АДСНЭ, и обеспечить высокие механические свойства сварных соединений.

Таким образом, можно заключить, что макровключения оксидной пленки в металле швов, являющиеся наиболее характерным дефектом при АДСНЭ алюминиевого сплава АМг6, существенно снижают механические свойства швов. Наиболее опасны дефекты, выходящие на поверхность со стороны проплава, поскольку они не только уменьшают рабочее сечение шва, но и являются концентраторами напряжений при нагрузках. При наличии в образце открытого дефекта, занимающего 1 % площади сечения шва, выполненного АДСНЭ на алюминиевом сплаве АМг6 толщиной 6...12 мм, временное сопротивление швов снижается на 10 %, а их ударная вязкость и угол загиба — на 20 %. С помощью полученной зависимости временного сопротивления от относительной площади макровключений оксидной пленки в металле швов можно определять размеры допустимых дефектов исходя из требований, предъявляемых к сварным конструкциям.

1. *Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е.* Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Автомат. сварка. — 2005. — № 9. — С. 43–49.
2. *Рабкин Д. М.* Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
3. *Покляцкий А. Г.* Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор) // Автомат. сварка. — 2001. — № 39. — С. 38–40.
4. *Воропай Н. М., Манжелей Г. П.* Выявление окисных включений в швах на алюминиевых сплавах // Там же. — 1969. — № 3. — С. 71–72.
5. *Макаров И. И., Волынский В. Н., Прохоров Н. Н.* Влияние пор и окисных включений на прочность сварных соединений сплава АМг6 // Там же. — 1976. — № 4. — С. 27–30.
6. *Ищенко А. Я., Покляцкий А. Г., Яворская М. Р.* Предотвращение включений оксидной пленки в швах при аргонодуговой сварке алюминиевых сплавов // Там же. — 1989. — № 6. — С. 38–41.

Effect of macro oxide film inclusions on mechanical properties of welds made on aluminium alloy AMg 6, 6...12 mm thick, by TIG welding in argon atmosphere has been investigated. Relationships between strength of the welds and surface area of such defects escaping to the surface on the side of penetration and located inside the weld have been derived. The relationships can be used to estimate admissibility of macro oxide film inclusions in the welds in fabrication of welded structures.

Поступила в редакцию 10.04.2008



УДК 621.793.7

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Al–Cu–Fe ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ ФАЗУ

А. Л. БОРИСОВА, Ю. С. БОРИСОВ, доктора техн. наук, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, кандидаты техн. наук,
 М. В. КАРПЕЦ, д-р физ.-мат. наук, А. Н. БУРЛАЧЕНКО, инж.
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Методом механохимического синтеза из смеси порошков алюминия, меди и железа получены композиционные порошки, содержащие наряду с аморфной и кристаллическими фазами квазикристаллическую ψ -фазу. Последующий отжиг при температуре 680 °С в течение 2 ч увеличивает содержание ψ -фазы до 96 %.

Ключевые слова: механохимический синтез, газотермическое напыление, порошок системы Al–Cu–Fe, способы получения, квазикристаллическая фаза, структура, фазовый состав

Концепция механического легирования (в последующем процесс получил название механохимического синтеза — МХС) была предложена в 1970-х годах Дж. С. Бенджамином [1, 2]. Механическое легирование представляет собой твердофазный процесс обработки порошковых материалов, который включает повторяющиеся операции измельчения, сварки и разрушения частиц порошка при работе высокоэнергетической шаровой мельницы [3–5]. Путем МХС можно синтезировать в смеси элементарных или предварительно легированных порошков различные равновесные и неравновесные фазы. Синтезированные таким образом неравновесные фазы включают перенасыщенные твердые растворы, метастабильные кристаллические и квазикристаллические фазы, наноструктуры и аморфные сплавы [3]. В общих чертах процесс МХС заключается в том, что в атриторе частицы металлов, попадая между шарами, деформируются, наклепываются и дробятся. Новая ювенильная поверхность, образовавшаяся в результате разрушения частиц, создает возможность для их сваривания, что приводит к увеличению размера частиц и образованию конгломератов, которые приобретают при этом характерную слоистую структуру, состоящую из разных комбинаций исходных компонентов (рис. 1, а). После размала на протяжении некоторого периода времени наступает равновесие между развитием процесса сварки, способствующим увеличению размера частиц, и дроблением, приво-

дящим к уменьшению размера частиц формирующегося порошка (рис. 1, б). Энергия, которая передается частицам в момент удара, частично превращается во внутреннюю энергию молекул. Релаксация запасенной энергии может происходить разными путями, в том числе в результате возбуждения химической реакции.

Осуществление химической реакции в процессе МХС становится возможным благодаря тому, что механическая энергия при соударении передается в зону субмикроскопического контакта в течение малого промежутка времени ($1 \cdot 10^{-12} \dots 1 \cdot 10^{-13}$ с). Возникающие при этом локальные напряжения

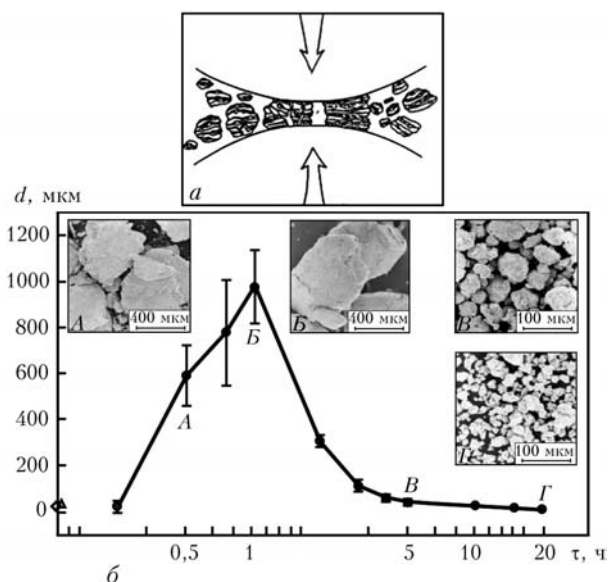


Рис. 1. Образование композиционных частиц (а) и динамика распределения их размера d в процессе МХС (б) [3]: τ — время размала



могут превосходить энергию химической связи, а релаксация упругой энергии сопровождается перегруппировкой межатомных связей, т. е. химическим актом возникновения нового вещества.

МХС является перспективным направлением в производстве порошков для газотермического напыления и имеет ряд преимуществ по сравнению с традиционными способами получения порошков, в том числе системы Al–Cu–Fe, содержащих квазикристаллическую фазу [3, 6, 7]. Свойства и структура порошков во многом определяются способами их получения. В ранее опубликованных нами работах [8–10] были проанализированы различные способы получения квазикристаллических порошков для газотермического напыления.

В настоящей работе приведены результаты исследования процессов получения порошков, содержащих квазикристаллическую фазу, путем твердофазной диффузии при МХС. При этом исследовано влияние параметров МХС и последующей термической обработки на фазовый состав и структуру частиц, получаемых из порошковой смеси, близкой по химическому составу к области существования квазикристаллической ψ -фазы [6].

Методика проведения эксперимента. Процесс МХС осуществляли в лабораторном атриторе, разработанном и изготовленном в ИЭС им. Е. О. Патона (рис. 2, а), и в трибореакторе (планетарной мельнице) производства ЗАО «Активатор» г. Новосибирск (рис. 2, б). Вращающаяся мешалка атритора перемешивает шары, доводя их кинетическую энергию до высокого уровня. Скорость вращения мешалки может ступенчато изменяться от 63 до 960 об/мин.

В трибореакторе к центральной оси, которая вращалась со скоростью $v_1 = 1000$ об/мин, крепились барабаны с реакционной смесью и мелющими шарами, которые вращались вокруг своей оси со скоростью $v_2 = 1500$ об/мин.

Для исследования исходных и синтезированных порошков применяли комплексную методику, включающую металлографию, дюрOMETРИЧЕСКИЙ анализ, растровую электронную микроскопию, рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА). Рентгеновские исследования выполняли как при комнатной температуре, так и при нагреве в температурном интервале 20...900 °С с использованием высокотемпературной приставки УВД-2000 в среде гелия. Содержание ψ -фазы определяли по методике Сорделета [11]. Для этого запись рентгенограмм проводили в угловом интервале расположения наиболее сильных дифракционных максимумов основных фаз — $40 < 2\theta < 50^\circ$.

Для изучения влияния изотермического отжига на фазовый состав порошков, полученных МХС, их в прессованном и непрессованном состоянии помещали в трубчатую печь, продуваемую аргоном, и отжигали при температуре 680 °С в течение 2 ч. Прессование проводили на гидравлическом прессе с усилием 40 кН.

Поскольку в процессе размол порошков в результате истирания шаров и стенок камеры неизбежно происходит намол железа в шихту, ее состав необходимо постоянно корректировать с тем, чтобы не выйти за пределы области существования квазикристаллической ψ -фазы с икосаэдрической решеткой. Согласно рекомендациям [12, 13] состав шихты должен отвечать формуле $Al_{70}Cu_{20}Fe_{10}$, а при введении дополнительного количества железного порошка при размоле — приближаться к заданному ($Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$).

Для устранения налипания порошка на стенки камеры атритора или барабана планетарной мельницы, а также для облегчения процесса сфероидизации образующихся в процессе МХС композиционных частиц в шихту добавляли 30 капель керосина или 1 мас. % стеарата цинка.

В качестве исходных материалов использовали порошки алюминия, железа и меди. Характерис-

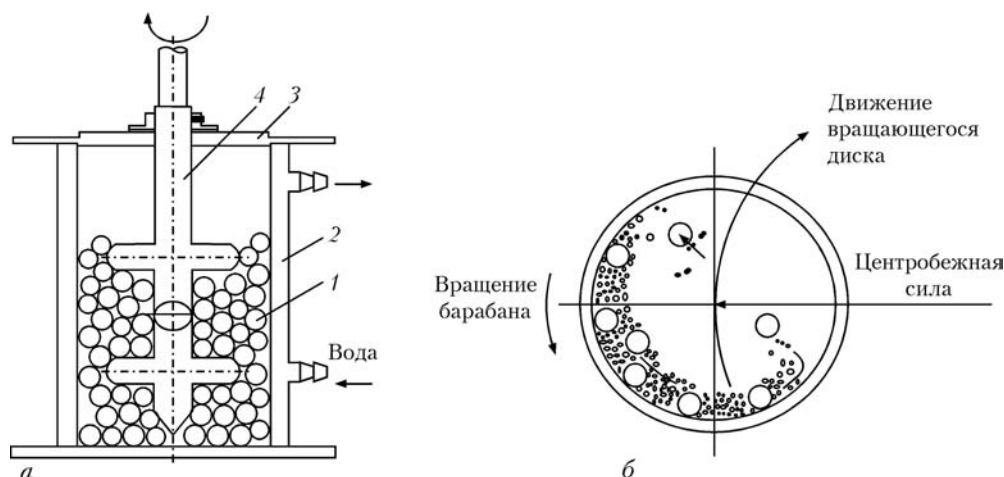


Рис. 2. Схема рабочей камеры атритора (а: 1 — стальные шары; 2 — водоохлаждаемый неподвижный корпус; 3 — крышка; 4 — мешалка) и барабана планетарной мельницы (б)

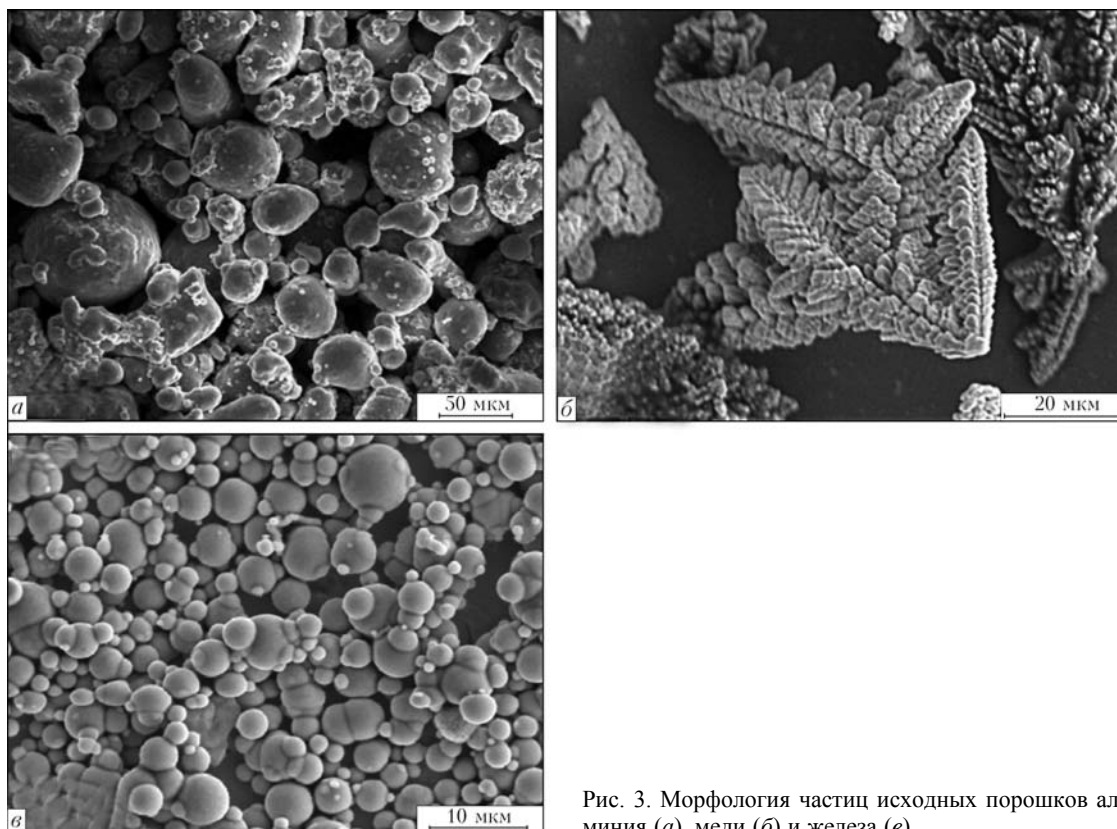


Рис. 3. Морфология частиц исходных порошков алюминия (а), меди (б) и железа (в)

тика исходных порошков приведена в табл. 1, морфология их частиц — на рис. 3.

Результаты эксперимента. В процессе МХС при скорости $v_{\text{обр}} = 400$ об/мин и времени обработки $\tau_{\text{обр}}$ до 10 ч происходит дробление более крупных частиц порошковой смеси (алюминия и меди), а мелкие сферические частички железа внедряются в образовавшиеся медно-алюминиевые композиты (рис. 4, а). Вместе с тем количество композиционных частиц на этом этапе невелико, в основном преобладают мелкие частицы отдельных компонентов.

При увеличении продолжительности МХС до 20 ч наступает равновесие между процессом дробления частиц и сваркой, приводящее к образованию композиционных частиц и увеличению их размера. При этом основная масса порошковой смеси состоит из композиционных плотных частиц преимущественно округлой формы размером 20...40 мкм (рис. 4, б). В структуре частиц, помимо мелких сферических или слегка деформированных частиц железа, можно различить точечные включения оксидов, внедренные в алюминиевую матрицу.

Увеличение продолжительности МХС до 30 ч приводит к дроблению частиц по плоскостям спаянности и образованию большого количества дисперсных композиционных частиц ($d = 1...5$ мкм) с равномерно распределенными по объему составляющими (рис. 4, в). Возрастает уровень окисления частиц порошковой смеси с образованием дисперсных оксидов как в виде от-

Таблица 1. Характеристика исходных порошков

Порошок	Преобладающий размер частиц, мкм	Микротвердость $HV\ 0,1$, МПа
Алюминиевый	60...80	830 ± 50
Медный	50...80	960 ± 200
Железный	1...3	Измерить не удалось

дельных частиц, так и точечных включений в алюминиевой матрице.

Методом РСФА (табл. 2, № 1, 3, 5) установлено, что фазовый состав порошков после МХС при скорости обработки 400 об/мин и ее продолжительности до 30 ч остается постоянным, новые фазы в системе Al–Cu–Fe не образуются. По-видимому, процессы окисления, имеющие место при МХС в воздушной среде, даже при столь низких (около 150 °С) температурах в рабочей камере препятствуют протеканию химической реакции с образованием ψ -фазы. Вместе с тем, по мере увеличения продолжительности размола рентгеновские максимумы исходных фаз уширяются, что связано с возрастанием внутренних напряжений и уменьшением размера как самих частиц, так и областей когерентного рассеяния (рис. 5). Кроме того, на рентгенограммах наблюдается возрастание интенсивности отражения железа при одновременном уменьшении интенсивности отражения алюминия.

Увеличение содержания железа в порошковой смеси происходит за счет намола из шаров и сте-

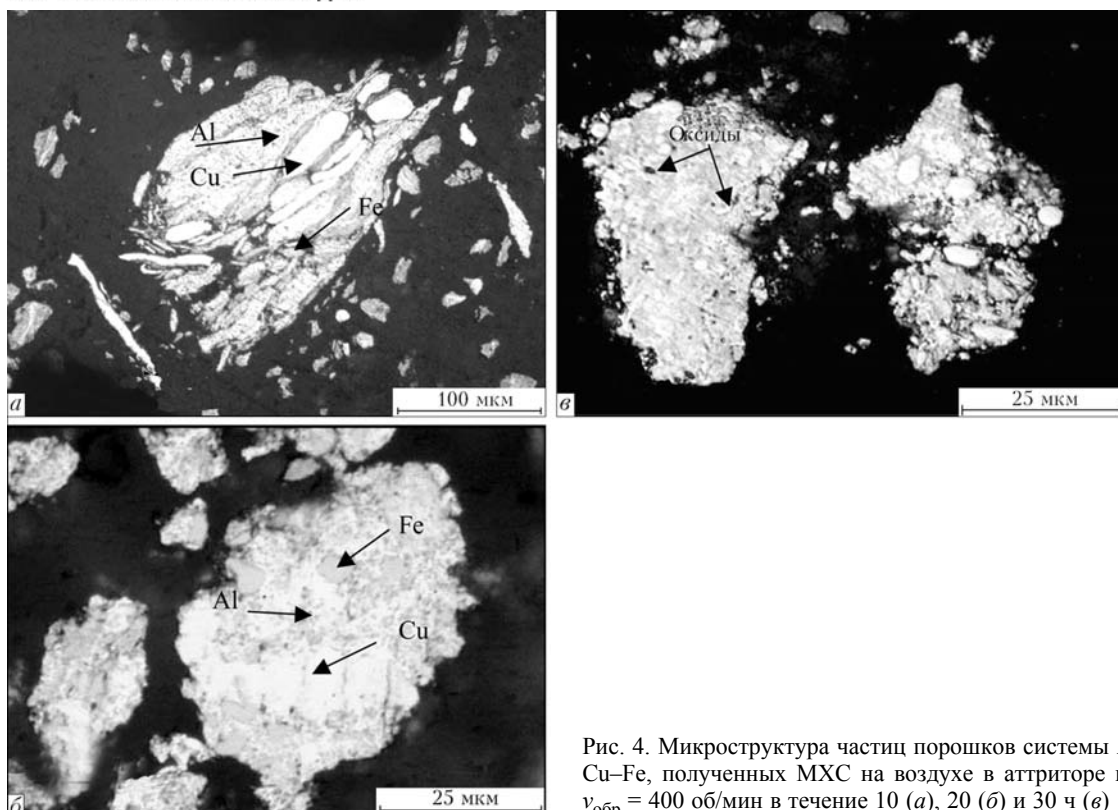


Рис. 4. Микроструктура частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при $v_{обр} = 400$ об/мин в течение 10 (а), 20 (б) и 30 ч (в)

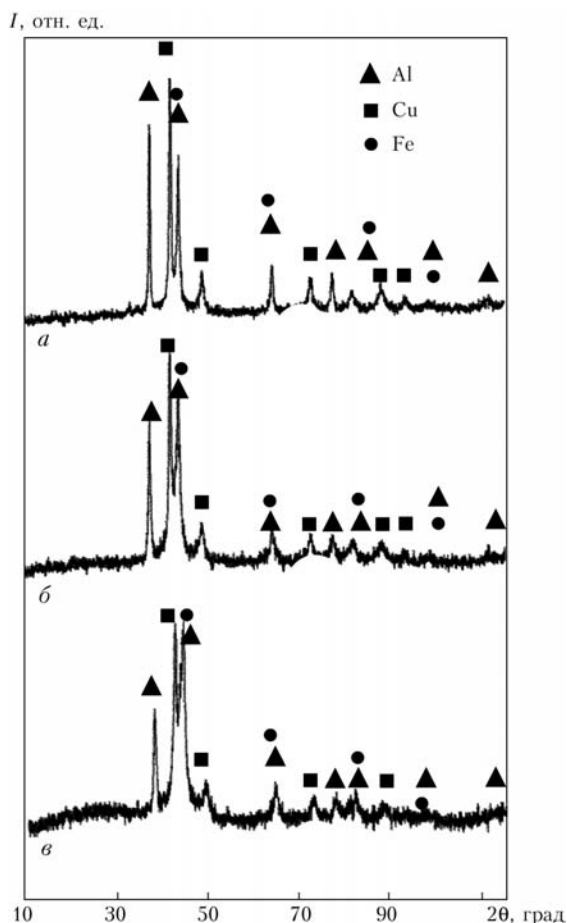


Рис. 5. Рентгенограммы порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при $v_{обр} = 400$ об/мин в течение 10 (а), 20 (б) и 30 ч (в): I — интенсивность отражения рентгеновского излучения; θ — угол дифракции

нок камеры. Потери алюминия связаны с тем, что он, отличаясь наибольшей активностью к окислению среди компонентов порошковой смеси, частично переходит в оксид алюминия. Следы оксидов, как отмечалось выше, обнаруживаются в структуре частиц при продолжительности МХС 20 ч и более (рис. 4). Более продолжительная обработка приводит к значительному наклепу и деформационному упрочнению частиц порошка, что подтверждается их постепенным увеличением микротвердости (рис. 6, кривая 1).

Повышение скорости обработки до 960 об/мин позволяет уменьшить продолжительность процесса МХС и существенно снизить содержание оксидных включений в структуре частиц композиционного порошка. В этом случае образование слоистой структуры частиц наблюдается уже после обработки порошковой смеси в течение 5 ч, а после обработки в течение 7 ч формируются округлые композиты, состоящие из дисперсных части исходных компонентов с преобладающим размером 25...40 мкм. Порошок не утрачивает металлический блеск, что свидетельствует об отсутствии окисления его поверхности; точечные включения оксидов в металлической матрице встречаются весьма редко (рис. 7, а–г; табл. 2, № 9, 10). Интенсивное окисление порошковой смеси наблюдается лишь при обработке более 10 ч (рис. 7, д, е; табл. 2, № 12, 13).

С целью предотвращения окисления порошков МХС осуществляли в аргоне при $v_{обр} = 960$ об/мин. Применение защитной среды полностью



Таблица 2. Характеристика порошков системы Al–Cu–Fe, полученных способом МХС

№ п/п	Режимы МХС			Дополнительная обработка	Фазовый состав	HV 0,25 частиц, МПа
	$v_{обр}$, об/мин	$\tau_{обр}$, ч	Среда			
Аттриктор						
1	400	10	Воздух	Нет	Al, Cu, α -Fe	1430 $\pm$ 110
2		10	»	Прессование, отжиг, дробление	β , ω , ψ , Al, Cu, α -Fe	4700 $\pm$ 1250
3		20	»	Нет	Al, Cu, α -Fe	3570 $\pm$ 980
4		20	»	Прессование, отжиг, дробление	β , ω , α -Fe, ψ	5590 С 1150
5		30	»	Нет	Al, α -Fe, Cu	4440 $\pm$ 800
6		30	»	Прессование, отжиг, дробление	β , α -Fe, ψ	6220 $\pm$ 1250
7	960	4	Воздух	Нет	Al, Cu, α -Fe	Нельзя измерить
8		4	»	Прессование, отжиг, дробление	ψ (95 мас. %), β , ω , θ	6480 $\pm$ 520
9		5	»	Нет	Al, Cu, α -Fe	2000 $\pm$ 250
10		7	»	»	Al, Cu, α -Fe	3450 $\pm$ 650
11		10	»	»	Al, Cu, α -Fe	3720 $\pm$ 510
12		15	»	»	Al, Cu, α -Fe, β , θ , следы оксидов	5630 $\pm$ 500
13		20	»	»	Al, Cu, α -Fe, β , θ , следы оксидов	Нельзя измерить
14		5	Аргон	»	Al, Cu, α -Fe	1920 $\pm$ 270
15		5	»	Прессование, отжиг, дробление	ψ (88 мас. %), β , ω , θ	6040 $\pm$ 700
16		8	»	Нет	Al, Cu, α -Fe	3520 $\pm$ 540
Планетарная мельница						
17	$v_1 = 1000$ $v_2 = 1500$	0,5	Воздух	Нет	Al, Cu, α -Fe	2560 $\pm$ 350
18		1	»	»	α -Fe, Al, θ , Cu	3330 $\pm$ 250
19		1,5	»	»	α -Fe, Al, θ , ω	3740 С 400
20		2,5	»	»	β' -, Al, θ , АФ, ω	7400 С 600
21		5	»	»	bB-, АФ, ψ , θ , ω	4840 С 600
22		5	»	Отжиг, дробление	ψ (80 мас. %), β	6620 С 1200
23		5	»	Прессование, отжиг, дробление	ψ (96 мас. %), β	6800 С 1100
Примечание. АФ — аморфная фаза.						

Примечание. АФ — аморфная фаза.

предотвратило окисление частиц порошка. При этом частицы порошка после обработки в течение 8 ч приобрели в основном округлую форму, сохранив блестящую поверхность и структуру, состоящую из дисперсных частиц исходных компонентов.

Образование новых кристаллических фаз системы Al–Cu–Fe (тройной β -фазы с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой и θ -фазы — интерметаллида Al_2Cu с тетрагональной решеткой) наблюдается в случае МХС в аттриторе при $v_{обр} = 960$ об/мин и времени обработки более 10 ч (рис. 8; табл. 2, № 12, 13). При этом микротвердость формирующихся частиц резко повышается (рис. 6, кривая 2).

Таким образом, при достаточной интенсификации процесса МХС в аттриторе происходит не только измельчение исходных компонентов, но

и формирование из них частиц β -фазы с параметром ОЦК решетки $a = 0,2923...0,2928$ нм, близкой по химическому составу к квазикристаллической ψ -фазе [13].

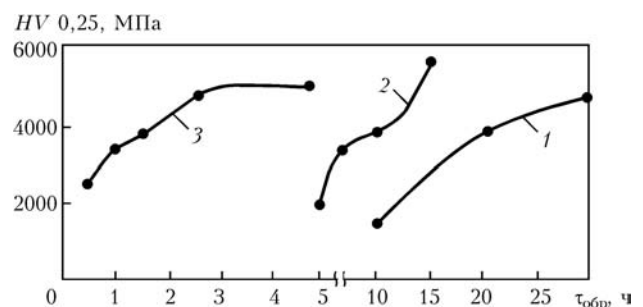


Рис. 6. Влияние времени обработки $\tau_{обр}$ на микротвердость частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в аттриторе при $v_{обр} = 400$ (1), 960 об/мин (2) и в планетарной мельнице при $v_1 = 1500$, $v_2 = 1000$ об/мин (3)

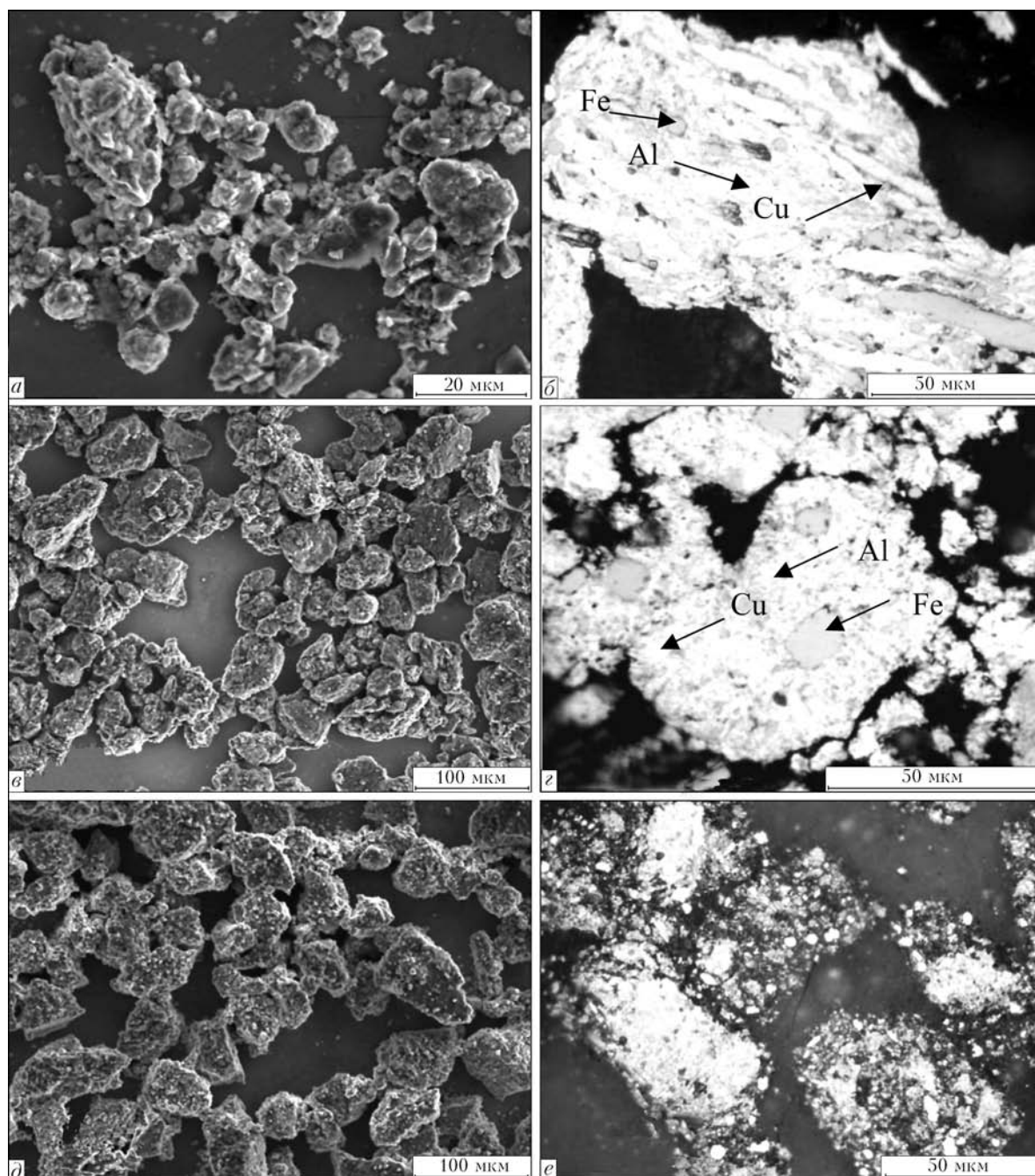


Рис. 7. Морфология (а, в, д) и микроструктура (б, з, е) частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при $v_{\text{обр}} = 960$ об/мин в течение 5 (а, б), 7 (в, з) и 15 ч (д, е)

При МХС в планетарной мельнице в связи с высокими скоростями вращения барабанов значительно сокращается время прохождения твердофазных реакций и уменьшается влияние окисления на процессы фазообразования (рис. 9; табл. 2). Синтез новых фаз наблюдается при обработке в течение 1 ч, результаты РСФА свидетельствуют о появлении θ -фазы (см. табл. 2, № 18), а после 1,5 ч, кроме нее образуется ω -фаза тройного интерметаллида $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ (см. табл. 2, № 19, 20). Частицы порошка представляют собой композиты, состоящие из дисперсных частиц как исходных, так и новых фаз.

Начиная с обработки в течение 2,5 ч при МХС происходит образование АФ, а после 5 ч в порошковой смеси преобладает аморфно-кристаллическая структура, в которой в отличие от ранее рассмотренных случаев кубическая β -фаза имеет меньший параметр решетки ($a = 0,2898...0,2899$ нм) и обозначается как β' -фаза (рис. 9, в; табл. 2, № 20, 21). При дальнейшей механической обработке порошков ряд рентгеновских рефлексов, относящихся к этой фазе, постепенно уширяется и исчезает, а остальные сдвигаются в положение, соответствующее икосаэдрической квазикристаллической ψ -фазе. Очевидно, АФ также преобразуется в ква-

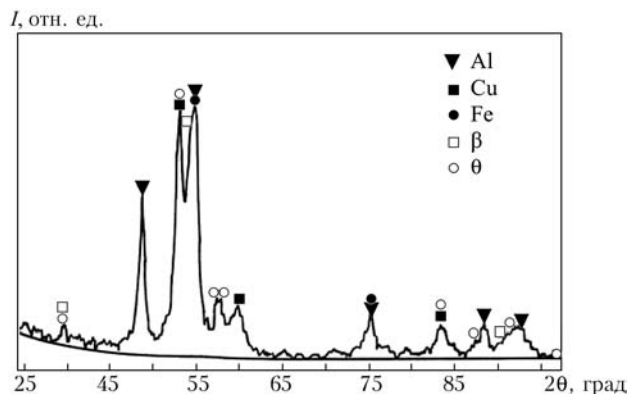


Рис. 8. Рентгенограмма порошка системы Al-Cu-Fe, полученного МХС на воздухе в атриторе при $v_{\text{обр}} = 960$ об/мин в течение 15 ч

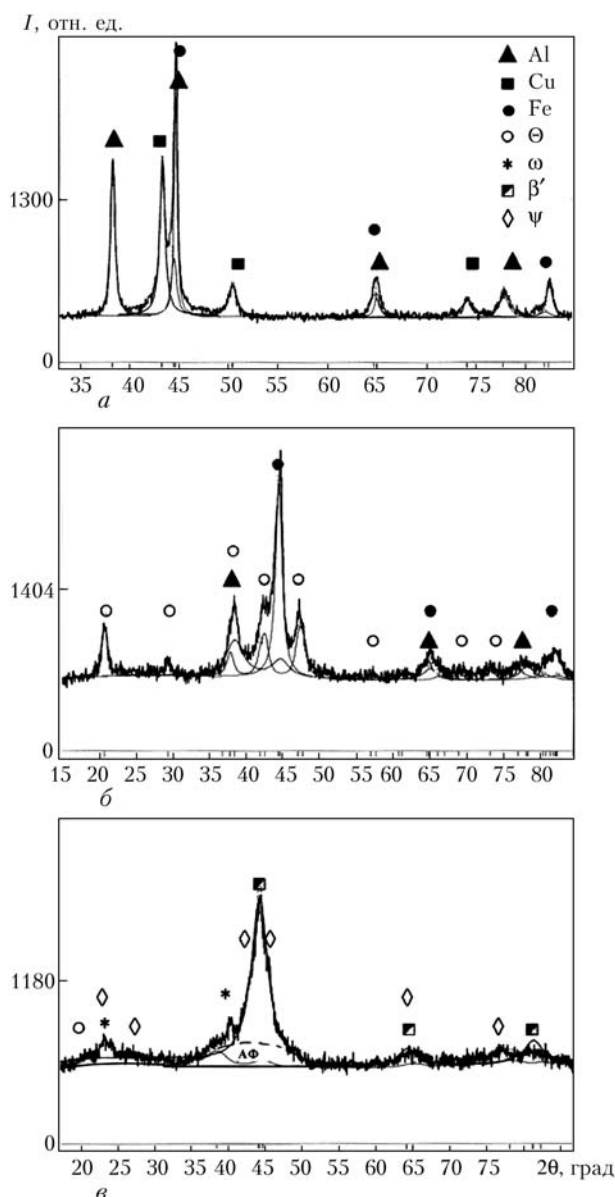


Рис. 9. Рентгенограммы порошков системы Al-Cu-Fe, полученных МХС в планетарной мельнице на воздухе в течение 0,5 (а), 1,5 (б) и 5 ч (в)

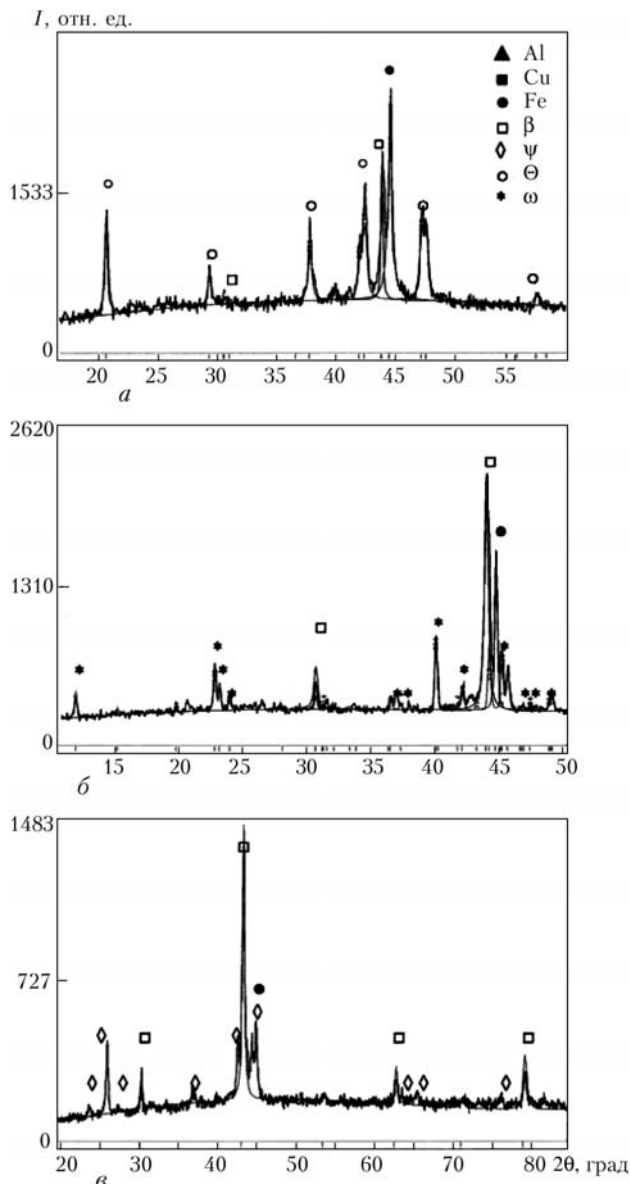


Рис. 10. Рентгенограммы порошков системы Al-Cu-Fe, полученных МХС на воздухе в атриторе при скорости 400 об/мин в течение 30 ч, после нагрева до 400 (а), 650 (б), 750 °С (в)

зикристаллическую вследствие формирования кластеров, отличающихся ближним порядком ψ -фазы.

Микротвердость частиц с увеличением длительности обработки от 0,5 до 5 ч возрастает от 2560 до 4840 МПа, при этом перегибы на кривой 3 рис. 6 соответствуют появлению кристаллической ($\tau_{\text{обр}} = 1$ ч) и аморфной ($\tau_{\text{обр}} = 2,5$ ч) фаз.

Для выяснения температурных границ фазовых превращений в синтезированных порошках проведено высокотемпературное рентгенографическое исследование порошков двух типов: полученного в атриторе на воздухе при $v_{\text{обр}} = 400$ об/мин и $\tau_{\text{обр}} = 30$ ч, а также полученного в атриторе в аргоне при $v_{\text{обр}} = 960$ об/мин и $\tau_{\text{обр}} = 8$ ч.

Порошок первого типа до нагрева новых фаз не содержал. После нагрева до 400 °С в камере

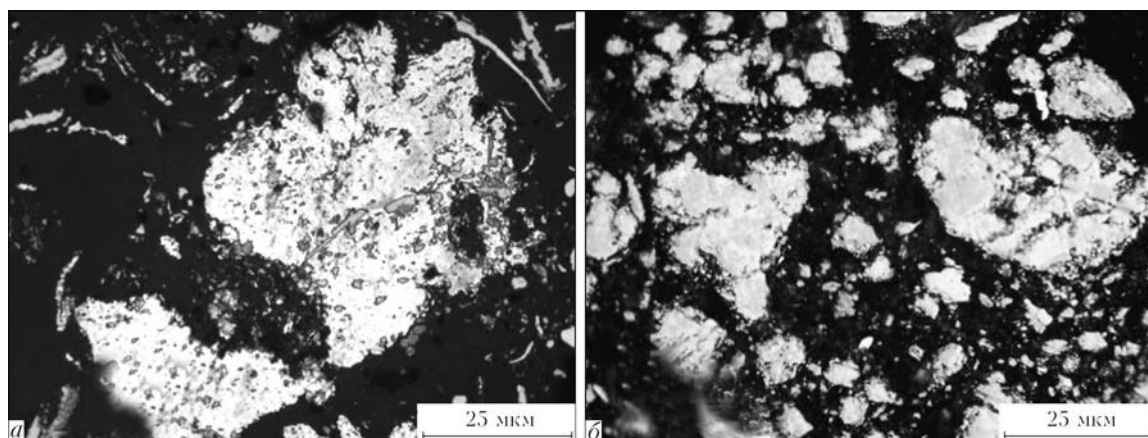


Рис. 11. Микроструктура термообработанных частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС в атриторе на воздухе при $v_{\text{обр}} = 400$ об/мин в течение 10 ч (а) и при $v_{\text{обр}} = 960$ об/мин в течение 4 ч (б)

рентгеновского аппарата в аргоне на рентгенограмме, помимо фазы α -Fe, были обнаружены новые кристаллические фазы — β и θ (рис. 10, а). При температуре 650 °С вместо θ -фазы образовалась ω -фаза (рис. 10, б), а при 750 °С — квазикристаллическая ψ -фаза (рис. 10, в). Фазовый состав порошка, нагретого до 750 °С (β -, ψ -, α -Fe), сохраняется и после охлаждения до комнатной температуры. Наличие железа в порошке после отжига связано с его избыточным количеством в результате намола при длительном (30 ч) процессе МХС.

Порошок второго типа так же, как и первого, в исходном состоянии новых фаз не содержал. При температуре 400 °С, помимо исходных компонентов (α -Fe, Al и Cu) в нем образуется кристаллическая θ -фаза. Формирование ψ -фазы наряду с ω - и β -фазами наблюдается уже при температуре 650 °С, причем рентгеновские максимумы железа на рентгенограммах как при 650, так и при 750 °С не обнаружены, что свидетельствует об уменьшении намола железа при сокращении длительности обработки. После охлаждения до комнатной температуры порошки приобретают двухфазный ($\psi + \beta$) состав с преобладанием квазикристаллической фазы.

В работах [8, 9] показано, как путем термообработки можно изменить фазовый состав порошков, полученных распылением расплава аргонном или водой высокого давления, доведя его практически до однофазного квазикристаллического состояния. В настоящей работе возможность такого превращения проверена на порошках, полученных способом МХС. Установлено, что структура частиц и фазовый состав порошков после термообработки зависят от режима МХС (см. табл. 2, № 2, 4, 6, 8, 15, 22, 23).

В порошке, подвергнутом МХС при $v_{\text{обр}} = 400$ об/мин на воздухе, наиболее плотная

структура частиц (рис. 11, а) и наиболее высокое содержание ψ -фазы получены при обработке в течение 10 ч. При увеличении времени размолла содержание ψ -фазы снижалось, что, по всей вероятности, объясняется образованием оксидов и намолом железа.

При отжиге порошков, подвергнутых МХС при большей скорости и меньшей продолжительности размолла, удается получить большее количество ψ -фазы в отожженном материале.

Так, в результате отжига порошка, полученного МХС в атриторе на воздухе при скорости 960 об/мин и $\tau_{\text{обр}} = 4$ ч, его частицы, состоящие из исходных компонентов, в результате взаимодействия приобрели практически однофазную квазикристаллическую структуру с небольшими примесями кристаллических β -, ω -, θ -фаз (рис. 11, б; табл. 2, № 8), микротвердость $HV 0,25$ частиц после термообработки составляла (6480 ± 520) МПа.

При отжиге порошков, полученных МХС в атриторе в аргоне с той же скоростью обработки и при $\tau_{\text{обр}} = 5$ ч, содержание ψ -фазы составило 88 мас. % (табл. 2, № 15). В этом случае частицы порошка имели более плотную структуру, поскольку поверхность частиц при МХС в защитной среде не окислена, что способствует более полному прохождению между ними твердофазных реакций.

После отжига порошков, полученных МХС в планетарной мельнице на воздухе в течение 5 ч, образуется двухфазная структура (ψ -фаза с примесью β -фазы) (см. табл. 2, № 22, 23). Порошки, спрессованные перед отжигом, содержали 96, а неспрессованные — 80 мас. % квазикристаллической фазы и имели микротвердость соответственно $HV 0,25$ (6800 ± 1100) и $HV 0,25$ (6620 ± 1200) МПа. Количество ψ -фазы и микротвердость частиц выше в случае проведения операции прессования порошка перед отжигом.



Исследование поведения синтезированных порошков в условиях плазменного напыления показало, что фазовые превращения, происходящие в частицах под воздействием плазменной струи, аналогичны тем, которые имели место при термобработке. При кратковременном, но интенсивном нагреве между активированными вследствие МХС компонентами смеси (алюминием, медью и железом) развиваются процессы межфазного взаимодействия с образованием β - и ψ -фаз и формируются покрытия, содержащие квазикристаллическую фазу.

Таким образом, высокоэнергетический МХС обеспечивает возможность получения порошков с неравновесной, в том числе квазикристаллической, структурой. Результаты проведенных исследований показали, что для более полного прохождения фазообразования квазикристаллов и упорядочения нанокристаллической ψ -фазы, необходимо проводить отжиг порошковой смеси в аргоне при температуре 600...700 °С. Максимальное (96 мас. %) содержание ψ -фазы имеет место при МХС в планетарной мельнице при $v_1 = 1000$, $v_2 = 1500$ об/мин и последующем отжиге спрессованных порошков при 680 °С в течение 2 ч.

1. Аруначалам В. С. Механическое легирование // Актуальные проблемы порошковой металлургии. — М.: Металлургия, 1990. — С. 175–202.
2. Хейнике Г. Трибохимия. — М.: Мир, 1987. — 584 с.

3. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // Progress in Mater. Sci. — 2001. — 46. — P. 1–148.
4. Григорьева Т. Ф., Барина А. П., Ляхов Н. З. Механохимический синтез интерметаллических соединений // Усп. химии. — 2001. — 70, № 1. — С. 2–19.
5. Польшин И. С., Борзов А. Б. Механическое легирование — новый процесс получения материалов с аномальными свойствами // Цвет. металлы. — 1991. — № 12. — С. 54–56.
6. Barua P., Murty B., Srinivas V. Mechanical alloying of Al–Cu–Fe elemental powders // Mater. Sci. and Eng. — 2001. — № 304–306. — P. 863–866.
7. Laser ablation synthesis of Al-based icosahedral powders / R. Nicula, A. Jianu, C. Grigoriu et al. // Ibid. — 2000. — № 294–296. — P. 86–89.
8. Борисова А. Л., Туник А. Ю., Адеева Л. И. Структура и свойства порошков сплава Al–Cu–Fe для газотермического напыления квазикристаллических покрытий // Автомат. сварка. — 2006. — № 12. — С. 23–31.
9. Получение порошков системы Al–Cu–Fe для газотермического напыления покрытий с квазикристаллической структурой / Ю. С. Борисов, М. Т. Панько, Л. И. Адеева, В. Л. Рупчев // Там же. — 2001. — № 1. — С. 45–50.
10. Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (Огляд) / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. І. Адеєва, А. Ю. Тунік // Фізика і хімія твердого тіла. — 2005. — 6, № 1. — С. 124–136.
11. Sordelet D. J., Besser M. F., Anderson I. E. Particle size effects on chemistry and structure of Al–Cu–Fe quasicrystalline coatings // J. Thermal Spray Techn. — 1996. — 5, № 2. — P. 161–174.
12. Crystallochemical aspects of solid state reactions in mechanically alloyed Al–Cu–Fe quasicrystalline powders / A. I. Salimon, A. M. Korshunsky, E. V. Shelehev et al // Acta Mater. — 2001. — № 49. — P. 1821–1833.
13. Barud P., Murty B. S., Srinivas V. Mechanical alloying of Al–Cu–Fe elemental powders // Mater. Sci. and Eng. — 2001. — № 304–306. — P. 95–106.

Composite powders containing the quasicrystalline ψ -phase, along with the amorphous and crystalline phases, were produced from aluminium, copper and iron powders by the method of mechanical-chemical synthesis. Subsequent annealing at 680 oC for 2 h allows increasing the ψ -phase content.

Поступила в редакцию 14.02.2008

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ «РОССИЙСКИЙ ПРОМЫШЛЕННИК» (проводится ежегодно с 1997 г.)

22–25 сентября 2008

г. Санкт-Петербург

Форум включает специализированные выставки «Промэкспо», «Техноэкспо», «Машиностроение и станки», «Инструментэкспо», «Субконтрактинг», «Автомашэкспо», «Мехатроника и робототехника», «Атомная промышленность», «Высокие технологии», «Инновации», «Инвестиции».

ОАО «Ленэкспо» Россия 199106
Санкт-Петербург,
Большой пр. В. О., 91
+7812 325 6778/79
promexpo@lenexpo.ru
rospromspb@mail.ru

ЗАО «ВО «РЕСТЭК» Россия
197110 Санкт-Петербург, а/я 268
ул. Петрозаводская, 12
+7812 320 8092/90
mwte@restec.ru metal@restec.ru



ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСТАТОЧНЫЕ СВАРОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

А. К. ЦАРЮК, В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, кандидаты техн. наук, С. И. МОРАВЕЦКИЙ, инж.

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

В. А. СОКИРКО, канд. техн. наук (НПК ООО «ДС», г. Николаев)

Приведены результаты оценки влияния электромагнитных воздействий на остаточные сварочные напряжения I и II рода. Показано, что воздействие импульсами тока низкой плотности на сварные соединения низкоуглеродистых сталей оказало специфическое влияние на напряжения I рода, однако не привело к их существенному снижению. Установлено, что обработка вызывает увеличение размера блоков, снижение напряжений II рода и увеличение параметра кристаллической решетки металла шва.

Ключевые слова: сталь, сварные соединения, термическая обработка, электромагнитные воздействия, электрофизическая обработка, деформация, остаточные сварочные напряжения, напряжения I рода, напряжения II рода

Электромагнитные воздействия (ЭМВ) на металлическое тело позволяют при определенных условиях деформировать его без внешней нагрузки или оказывать влияние на его напряженно-деформированное состояние, вызванное внешней нагрузкой или остаточными напряжениями от различных технологических операций [1–6]. В большинстве случаев ЭМВ представляют собой проходящие через исследуемый образец импульсы электрического тока со следующими параметрами: плотность тока $10^2 \dots 10^4$ А/мм², длительность импульса $10^{-3} \dots 10^{-6}$ с. Принимая во внимание широкий диапазон толщин и размеров реальных сварных соединений и неограниченные возможности современных источников тока, изучение способов реализации ЭМВ в сварочном производстве актуально для тех из них, которые могут дать эффект при минимальной плотности тока. Если речь идет о применении этих способов для сварных соединений из ферромагнитных материалов, целесообразен поиск таких видов и режимов ЭМВ, которые позволили бы использовать электромагнитную энергию, аккумулированную в материале, т. е. энергию магнитного поля доменов [7]. Ранее [8] было оценено влияние электрофизической обработки (ЭФО) на механические свойства сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей. Показано, что ЭФО (длительность импульса 1...2 с, длительность паузы 5...10 с, длительность фронтов нарастания и спада импульса 0,5...1 с, количество импульсов

за цикл ЭФО ~100, пределы изменения плотности тока в импульсе $5 \dots 16$ А/мм²) благодаря специфическим ЭМВ способствует получению более равновесной структуры металла ЗТВ сварных соединений этих сталей, что выражается в повышении его ударной вязкости. Целью настоящей работы была оценка влияния ЭФО с малой плотностью тока на уровень остаточных сварочных напряжений (ОСН) I рода и напряжений II рода в сварных соединениях сталей.

Для изучения влияния ЭФО на уровень ОСН I рода были изготовлены образцы сварных соединений из сталей Ст2пс и 20ХМФЛ с размером $300 \times 100 \times 8$ мм, в которых создано напряженное состояние, характерное для прямолинейных стыковых однопроходных швов. В качестве критерия уровня ОСН принята продольная составляющая напряжений, для определения которой выбран способ порезки и измерения остаточных упругих деформаций измерительных баз с помощью механического деформометра [9]. В исследованиях был использован механический деформометр с индикатором часового типа, сконструированный на кафедре сварочного производства НТУУ «Киевский политехнический институт»*. База измерения деформометра 50 мм, цена деления индикатора 0,001 мм.

По одному образцу из сталей Ст2пс и 20ХМФЛ были оставлены в состоянии после наплавки, по три образца из каждой стали были подвергнуты ЭФО (рис. 1). Параметры тока обработки задавали и поддерживали системой автоматического управ-

* Авторы выражают благодарность профессору кафедры сварочного производства канд. техн. наук И. М. Жданову за оказанную помощь.

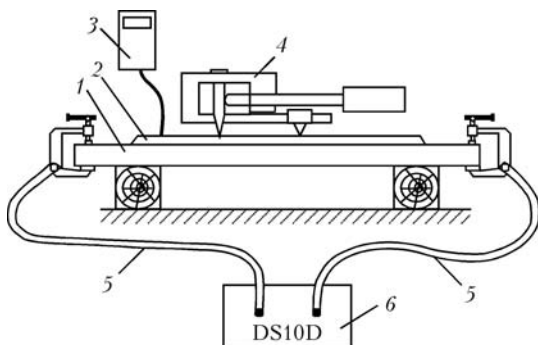


Рис. 1. Схема проведения ЭФО с изучением характера деформирования образца: 1 — обрабатываемый образец; 2 — шов; 3 — мультиметр; 4 — деформометр; 5 — кабели; 6 — установка для ЭФО

ления установки DS10D: форма импульса — трапецеидальная, амплитуда знакопеременного тока 4...8 кА, длительность амплитудного тока 2,0 с, длительность нарастания и спада импульса 1,5 с, длительность паузы между импульсами 10 с. Параметры тока соответствуют частоте электромагнитного поля 0,2 Гц, которая меньше критической $f_{кр} \approx 2,5$ Гц, для образцов толщиной 8 мм, что исключает скин-эффект. Образцы подключали к установке с помощью четырех пар гибких кабелей со струбцинами таким образом, что ток протекал вдоль образца. Температуру нагрева образцов при ЭФО контролировали с помощью серийного мультиметра марки M890G, оснащенного хромель-алюмелевой термопарой.

Во время ЭФО также контролировали характер деформирования образцов (по одному из каждой стали). С этой целью указанные образцы обрабатывали на воздухе сериями по 2...10 импульсов тока. Деформометр был постоянно установлен в отверстия базы в непосредственной близости от наплавленного валика.

Остальные образцы (по два из каждой стали) обрабатывали без контроля характера деформирования. Их помещали в диэлектрическую ем-

кость с водой для минимизации нагрева вследствие теплового действия электрического тока.

Характер деформирования образцов показан на рис. 2. Деформация образцов представлена в виде двух составляющих: деформации теплового удлинения образца и деформации, связанной с электродинамическими процессами, которые вызваны импульсами электрического тока. Первая составляющая всегда была положительной и возрастала с увеличением количества импульсов, пропущенных через образец, что характерно для теплового удлинения. Вторая составляющая деформации не может быть отождествлена с температурной деформацией, так как изменялась синхронно с импульсами тока. Как видно из рис. 3, деформации не отличаются постоянством даже на протяжении малой серии импульсов тока, о чем свидетельствуют изменения знака и значения деформации измеряемой базы. Общее количество импульсов, пропущенных через образцы, и их максимальные температуры по завершению цикла ЭФО приведены в табл. 1.

Для оценки продольных ОСН использовали указанный выше деформометр. По измеренным значениям σ строили эпюры (рис. 4). Для стали Ст2пс в состоянии после сварки волокна активной зоны испытывают растяжение, максимум которого наблюдается в наплавленном металле и по значению соизмерим с его пределом текучести. В случае стали 20ХМФЛ в активной зоне растягивающие напряжения несколько снижены, что связано с прохождением $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, протекающего при сравнительно низкой температуре и частичном восстановлении упругих свойств металла шва и ЗТВ. В волокнах реактивной зоны обоих образцов действуют напряжения сжатия. Некоторая неуровненность эпюр может объясняться неучетом поперечной составляющей ОСН. Таким образом, эпюры продольных ОСН в образцах каждой стали в состоянии после сварки не противоречат установившимся представлениям

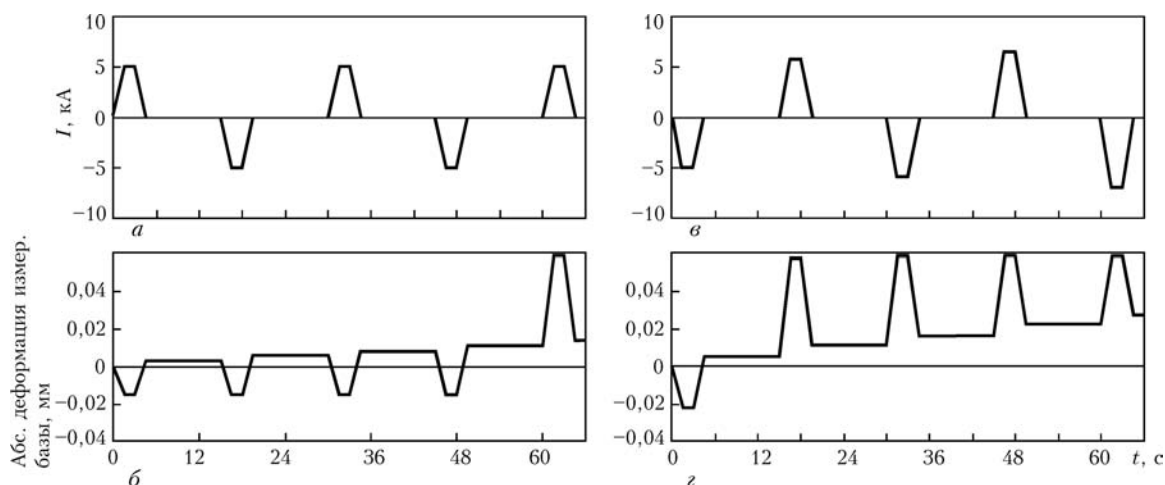


Рис. 2. Характер деформирования экспериментального сварного образца из стали Ст2пс (а, б) и стали 20ХМФЛ (в, г)

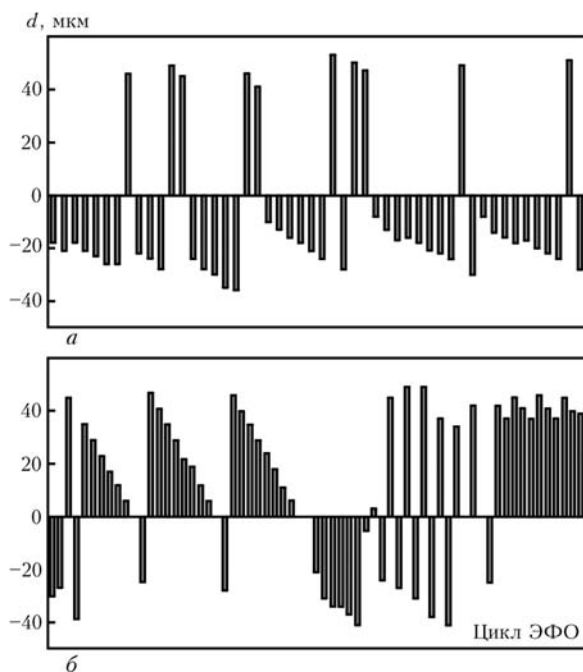


Рис. 3. Изменение электродинамической составляющей деформации экспериментального сварного образца из стали Ст2пс (а) и 20ХМФЛ (б) за полный цикл ЭФО (за вычетом теплового удлинения)

и находятся в нормальном соответствии с ранее полученными опытными данными [9].

Эпюры ОСН любого из трех образцов сталей Ст2пс и 20ХМФЛ в состоянии после ЭФО незначительно отличаются от соответствующих эпюр в состоянии после сварки. Между количеством пропущенных во время ЭФО импульсов и уровнем ОСН четко выраженной зависимости не наблюдается. Наиболее заметным влияние ЭФО оказалось для образцов из стали 20ХМФЛ. Оно сво-

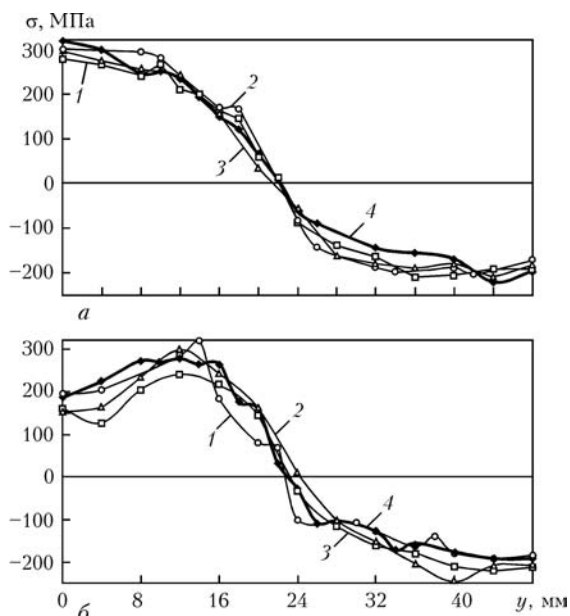


Рис. 4. Распределение продольных ОСН в поперечном сечении трех образцов из стали Ст2пс (а) и 20ХМФЛ (б), подвергнутых ЭФО (1–3) по сравнению с состоянием после сварки (4)

дится к перераспределению продольных ОСН. В активной зоне ОСН снижаются на 3...25 %, в реактивной зоне наблюдается повышение ОСН примерно на 15 %. Те же тенденции, но при меньших количественных значениях, были отмечены для образцов из стали Ст2пс. Такое влияние вряд ли можно объяснить тепловым действием тока. Образование неоднородных температурных полей (скин-эффекта и динамического пинч-эффекта) в образце исключалось в силу используемых параметров тока и толщины пластин, а любой однородный нагрев должен вести к снижению напряжений во всех точках образца. Даже приняв во внимание все погрешности измерения температуры металла образцов, можно утверждать, что последняя при ЭФО не превышала значения, при котором на поверхности металла, погруженного в воду, начинается ее кипение с образованием и всплыванием пузырьков пара.

Оцениваемое выше напряженное состояние сварного образца представлено остаточными напряжениями I рода, т. е. уравновешиваемыми в масштабе макроскопического металлического тела. Оно вызвано тем, что металл активной зоны за время термодеструкционного цикла наплавки претерпел не полностью скомпенсированную деформацию пластического укорочения Δ . Снять эти напряжения можно, приложив по продольной оси образца усилие, способное пластически растянуть активную зону на величину, компенсирующую Δ , как это имеет место при механических способах снятия ОСН [10]. Учитывая особенности деформирования образцов во время ЭФО, можно предположить, что выявленное перераспределение ОСН вызвано действием внутри металла объемных усилий электромагнитного происхождения, возникающих при прохождении тока через ферромагнетик. Электродинамическое (силовое) действие электромагнитного поля может быть определено из выражения для обобщенной силы: $F_\eta = dW/d\eta$, где F_η — составляющая силы; W — энергия электромагнитного поля, запасенная в объеме рассматриваемой системы; η — обобщенная координата. Для цилиндрического образца из

Таблица 1. Параметры ЭФО экспериментальных образцов

Материал образца	№ образца	Суммарное количество импульсов	Охлаждающая среда	T_{max} , °C
Ст2пс	1	48	Вода	65
	2	94		77
	3	50	Воздух	72
20ХМФЛ	1	48	Вода	65
	2	100		86
	3	65	Воздух	93



магнитного материала создается напряженное состояние, имеющее сжимающую радиальную σ_r и растягивающую осевую σ_x составляющие:

$$\sigma_r = F_r/S = -1/2\mu_0(I/2\pi R)^2 = -1/8\mu_0(jR)^2,$$

$$\sigma_x = F_x/S = 1/4\mu_0\mu(I/2\pi R)^2 = 1/16\mu_0\mu(jR)^2,$$

где S — поверхность, на которую действует сила F_r ; μ_0 — магнитная проницаемость вакуума; μ — относительная магнитная проницаемость материала; I — электрический ток; j — плотность тока; R — радиус образца.

Из соотношения $\sigma_x/\sigma_r = \mu/2$ следует, что для немагнитного материала ($\mu = 1$) преобладают сжимающие радиальные механические напряжения σ_r , а для ферромагнетика — растягивающие продольные напряжения σ_x , которые увеличиваются в μ раз ($10 \dots 10^2$ раз). Магнитная проницаемость ферромагнетика зависит от напряженности магнитного поля в нем. При возрастании тока и соответствующем увеличении напряженности магнитного поля, индуцированного этим током, магнитная проницаемость материала сначала возрастает от начального значения μ_n до максимального $\mu_{\max}$ за счет внутренней электромагнитной энергии доменной структуры, а затем уменьшается, стремясь к значению $\mu = 1$. Именно в момент достижения $\mu_{\max}$ растягивающие напряжения σ_x увеличиваются на порядок и более.

Напряжения σ_x имеют неполярный характер, т. е. не зависят от полярности протекающего тока, и позволяют объяснить результаты, представленные на рис. 3. Для параметров конструкционных сталей и плотностей тока $j = 6 \dots 16$ А/мм² расчетное напряжение σ_x составляет 2,1...15,3 МПа. При протекании импульса тока происходит взаимодействие напряжения σ_x , которое всегда растягивающее, с ОСН образцов, что и вызывает перераспределение результирующих напряжений. Однако фактическое значение напряжений σ_x и длительность их приложения слишком малы для продольного пластического растяжения образца на заметное значение за время одного импульса тока. Определение условий, необходимых и достаточных для достижения положительного эффекта, является задачей дальнейших исследований.

Исследовано также влияние ЭФО на уровень напряжений II рода в металле шва сварного соединения низкоуглеродистой стали. Для этого было сварено стыковое соединение стали 20 толщиной 12 мм способом многопроходной ручной дуговой сварки с применением электродов УО-

НИ-13/55. Металл шва содержал, мас. %: 0,085 С; 0,26 Si; 0,58 Mn; 0,13 Ni; 0,07 Cr; 0,019 Р; 0,021 S. Два поперечных темплета шириной 36 мм, вырезанные из сварного соединения, были подвергнуты ЭФО на двух различных режимах, выбранных на основе производственного опыта НПК ООО «ДС». Из оставшихся частей сварного соединения одна была подвергнута высокому отпуску при температуре 650 °С (60 мин); вторая — отжигу при 1060 °С (20 мин); третья была оставлена в состоянии после сварки.

Исследование проводили с использованием рентгеновского дифрактометра «ДРОН-УМ1» на отполированной площадке 18×18 мм микрошлифа, содержащей только металл верхних проходов шва (табл. 2).

Послесварочная термообработка (ТО) приводит микроструктуру металла шва в более равновесное состояние: увеличивается размер блоков, отражающий объем металла с относительно совершенной решеткой; снижается уровень ОСН II рода, выражаемый соответствующим коэффициентом. С повышением температуры ТО отмеченные особенности проявляются в большей степени. Таким образом, состояние после сварки характеризуется наименьшим размером блоков и наивысшим уровнем ОСН, а состояние после отжига — наибольшим размером блоков и минимальным уровнем ОСН.

Как видно из табл. 2, ЭФО сварных соединений также существенно повлияла на микроструктуру металла шва, что подтверждается изменениями дифрактометрических характеристик. Размер блоков составил 127...135 нм, что на 35 % больше, чем для отожженного металла. ЭФО также обеспечила снижение ОСН II рода до уровня 0,0005...0,0009.

В металле низкоуглеродистого шва в состоянии после сварки присутствует небольшое количество остаточного аустенита. ЭФО, как и ТО, вызвала распад остаточной γ -фазы. Распад квазиустойчивого остаточного аустенита в металле низкоуглеродистого шва во время ЭФО можно

Т а б л и ц а 2. Результаты рентгеновского дифрактометрического исследования наплавленного металла сварного соединения стали 20

Состояние сварного соединения	Тип кристаллической решетки (а, нм)	Размер блоков (областей когерентного рассеивания), нм	Коэффициент, характеризующий напряжения II рода
После сварки	96,4 % α -Fe (0,28692); 3,6 % γ -Fe (0,36352)	74	0,002
После отпуска (650 °С, 60 мин)	α -Fe (0,28691)	78	0,001
После отжига (1060 °С, 20 мин)	α -Fe (0,28681)	97	0,0005
После ЭФО по режиму № 1	α -Fe (0,28697)	127	0,0005
После ЭФО по режиму № 2	α -Fe (0,28704)	135	0,0009



объяснить изменением его магнитного состояния, приводящим к самопроизвольному появлению малых однодоменных ферромагнитных областей (зародышей), возникающих и аннигилирующих в парамагнитной γ -матрице по статистическим законам [11], а также дестабилизацией напряженного состояния всестороннего сжатия аустенитных участков. В указанной выше части действие ЭФО на металл шва аналогично действию ТО. Вместе с тем, влияние ЭФО на постоянную a кристаллической решетки отличается от воздействия ТО. Термообработка вызывает уменьшение a с 0,28692 (после сварки) до 0,28681 нм (после отжига), тогда как ЭФО приводит к ее заметному росту до 0,28697...0,28704 нм.

Параметр элементарной ячейки связан с межатомным расстоянием, соответствующим такому взаимному положению соседних атомов, при котором уровень потенциальной энергии системы минимален, а силы отталкивания и притяжения равны. Из физики металлов известны следующие факторы, позволяющие влиять на постоянную решетки металла: температура, давление, напряжения I рода и легирование. Поскольку эти условия во всех дифрактометрических экспериментах были неизменны, объяснить наблюдаемое влияние ЭФО довольно сложно. Из процессов, происходящих в сталях во время ТО, уместно упомянуть распад пересыщенного твердого раствора с выделением новых фаз, приводящий к уменьшению концентрации примесей внедрения в твердом растворе, а следовательно, уменьшению a , что и подтверждается экспериментом. Учитывая ключевые факторы влияния электрического тока малой плотности и электромагнитного поля на микроструктуру металла [7, 8], можно предположить следующую причину увеличения параметра a после ЭФО. Скольжение дислокаций (и, возможно, их аннигиляция), вызванное магнитным полем, наводящимся в металле при ЭФО, привело к более равномерному распределению по объему α -фазы примесных атомов внедрения, первоначально сосредоточенных в микросегрегационных скоплениях (атмосферах), связанных с дислокациями. Это могло привести к увеличению среднего содержания примесей в твердом растворе и в итоге вызвать рост параметра a после ЭФО. Для более полного объяснения влияния ЭФО на субмикроструктуру ведутся дополнительные исследования.

В заключение следует отметить, что ЭФО при выбранных параметрах и технике проведения оказывает специфическое влияние на уровень ОСН I рода в сварных соединениях углеродистых и низколегированных сталей: в активной зоне сварных соединений ОСН снижаются на 3...25, в реактивной — возрастают на 0...15 %. ЭФО снижает напряжения II рода до уровня, обеспечиваемого отжигом при температуре 1060 °С, при этом заметно увеличивается параметр a кристаллической решетки α -фазы.

1. Головин Ю. И., Тялин Ю. Н., Умрихин В. М. Поле механических напряжений и прочность цилиндрических проводников в пинчующих электромагнитных полях // Тез. докл. I Всесоюз. конф. «Действие электромагнитных полей на пластичность и прочность металлов и сплавов». (Юрмала, 29 сент.–1 окт. 1987 г.). — М.: Ин-т машиноведения им. А. А. Благонравова АН СССР, 1987. — С. 37.
2. Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В. Прочность сплавов криогенной техники при электромагнитных воздействиях. — Киев: Наук. думка, 1990. — 160 с.
3. Стрижало В. А., Воробьев Е. В. Скачкообразная деформация металла в условиях воздействия импульсного магнитного поля и криогенных температур // Пробл. прочности. — 2003. — № 1. — С. 137–142.
4. Щербаков И. П., Чураев Д. В., Светлов В. Н. Исследование изменения субмикрорельефа поверхности медных образцов при пропускании по ним импульсов электрического тока большой плотности // Журн. техн. физики. — 2004. — 74, № 4. — С. 139–142.
5. Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. Ю. Скульский, В. П. Логинов // Автомат. сварка. — 2006. — № 5. — С. 11–15.
6. Изменение напряженно-деформированного состояния после электродинамической обработки сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов, В. Н. Смиленко // Там же. — 2007. — № 6. — С. 11–19.
7. Моравецкий С. И., Паршенков Н. А., Сокирко В. А. Особенности электромагнитных воздействий на металлы и их сварные соединения // Там же. — 2007. — № 6. — С. 20–26.
8. К вопросу о механизмах электромагнитных воздействий на механические свойства сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей / А. К. Царюк, В. Ю. Скульский, С. И. Моравецкий, В. А. Сокирко // Там же. — 2008. — № 7. — С. 33–37.
9. Винокуров В. А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. — М.: Машиностроение, 1973. — 213 с.
10. Касаткин Б. С., Прохоренко В. М., Чертов И. М. Напряжения и деформации при сварке. — Киев: Вища шк., 1987. — 246 с.
11. Бернштейн М. Л., Пустовойт В. Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. — М.: Машиностроение, 1987. — 256 с.

Results of evaluation of the electromagnetic effects on residual welding stresses of the first kind and stresses of the second kind are presented. It is shown that impact by the low-density current pulses on the low-carbon steel welded joints has a specific effect on stresses of the first kind. However, it does not lead to their substantial decrease. It has been established that treatment leads to increase in size of the blocks, decrease in stresses of the third kind, and increase in the crystalline lattice parameter of the weld metal.

Поступила в редакцию 26.01.2008



ПРИМЕНЕНИЕ ПРОКАТА 10ХСНДА, 15ХСНДА В МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЯХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНО-АВТОМОБИЛЬНОГО МОСТОВОГО ПЕРЕХОДА ЧЕРЕЗ р. ДНЕПР В КИЕВЕ

В. А. КОВТУНЕНКО, канд. техн. наук, **А. М. ГЕРАСИМЕНКО**, **В. А. ЗАДОРЖНЫЙ**,
В. В. РЫНДИЧ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен анализ стального проката, применяемого для ответственных строительных металлоконструкций и мостов. Представлены стали 10ХСНДА и 15ХСНДА по ТУ 14-1-5120-92, разработанные на базе широко известных в мостостроении сталей 10ХСНД, 15ХСНД (ГОСТ 6713). Освещены проблемы применения данных сталей при строительстве железнодорожно-автомобильного мостового перехода через р. Днепр в Киеве.

Ключевые слова: мостостроение, металлические конструкции, стальной прокат, микролегирование, технологии и режимы дуговой сварки, сварочные материалы, свойства сварных соединений

Развитие мостостроения связано непосредственно с улучшением качества стального проката. В табл. 1 приведены данные об использовании сталей для элементов из прокатного металла в несущих металлических конструкциях пролетных строений согласно ДБН В.2.3-14:2006 «Мости та труби. Правила проектування».

В отечественном мостостроении наиболее часто применяют стали марок 10ХСНД, 15ХСНД (ГОСТ 6713). Основу легирования этих сталей составляют такие элементы, как углерод, кремний, марганец, хром, никель, медь. Для них оптимизированы режимы, технология дуговой сварки и сварочные материалы, которые обеспечивают требуемые свойства сварных соединений. Достаточно широко для строительных металлоконструкций применяется сталь 09Г2С (ГОСТ 19281).

Современным требованиям к материалам для ответственных металлоконструкций соответствуют стали нового поколения — высокопрочные экономнолегированные стали 06ГБД, 06Г2Б (С355-490, ТУ У 27.1-05416923-085:2006), 09Г2СЮЧ (С325-390, ТУ У 322-16-127). От обычно применяемых в отечественных металлоконструкциях эти стали отличаются экономным легированием, высокой надежностью, хладостойкостью, хорошей свариваемостью. Однако в практике отечественного мостостроения преимущественно используют низколегированные стали с пределом текучести до 350 МПа.

Стали 10ХСНД класса прочности 390 и 15ХСНД класса прочности 345 обеспечивают высокие прочностные свойства при значительном легировании дефицитными хромом и никелем.

Основным нормативным документом, регламентирующим требования к металлопрокату для мостовых конструкций, является ГОСТ 6713. Он предусматривает нормирование прочностных, пластических свойств и характеристик вязкости, однако не гарантирует обеспечение сопротивления хрупкому разрушению металла при отрицательных температурах по результатам испытаний на ударную вязкость образцов с острым надрезом (КСУ). Нормативным документом ГОСТ 19281 гарантируется ударная вязкость сталей 10ХСНД, 15ХСНД по Шарпи (КСУ) не ниже 40 Дж/см² только при температурах 0 и –20 °С.

Листовой прокат 09Г2С класса прочности С345 имеет более низкие значения предела текучести и временного сопротивления по сравнению со сталями 10ХСНД, 15ХСНД. Ударная вязкость проката на образцах с острым надрезом КСУ нормируется стандартом ГОСТ 19281 не ниже 40 Дж/см² (температура испытания 0, –20 °С).

Прокат 06ГБД, 06Г2БД классов прочности С355-490 в соответствии с ТУ У 27.1-05416923-085:2006 обеспечивает следующие показатели ударной вязкости КСУ: при –20 °С 98 Дж/см², при –40 °С 78 Дж/см² и при –60 °С 59 Дж/см². Стали поставляются с гарантированными значениями прочностных и пластических свойств в направлении толщины, а также с гарантированным обеспечением сплошности толстолистового



Таблица 1. Перечень сталей для элементов из прокатного металла согласно ДБН В.2.3-14:2006 «Мости та труби. Правила проектування»

Марка стали	Класс прочности	Толщина проката (мм), вкл.		ГОСТ, ТУ	Дополнительные требования
		листового	фасонного		
16Д	235	До 20		ГОСТ 6713	—
16Д	225	21...40		ГОСТ 6713	По примечанию 3 к табл. 1*, 1.14, 1.16
16Д	215	41...60		ГОСТ 6713	
15ХСНД	345	8...15		ГОСТ 6713	
15ХСНД	335	16...50; 16...32		ГОСТ 6713	
10ХСНД	390	8...15		ГОСТ 6713	
10ХСНД-2	390	8...40	8...15	ГОСТ 6713	
15ХСНД-12	345	До 32	До 10	ГОСТ 19281	П. 2.2.1, 2.2.2, 2.2.3, 2.2.6, 2.2.9, 2.2.11, 2.3 по ГОСТ 19281 Класс сплошности 1,2 по ГОСТ 22727
10ХСНД-12	390	До 40	До 15	ГОСТ 19281	
14Г2АФД	390	До 50	—	ГОСТ 19281	П. 1.4
15Г2АФДпс	390	До 32	—	ГОСТ 19281	П. 1.4
09Г2Д-12	295Д	До 32	До 20	ГОСТ 19281	П. 2.2.1, 2.2.2, 2.2.3, 2.2.6, 2.2.9, 2.2.11, 2.3 по ГОСТ 19281 Класс сплошности 1,2 по ГОСТ 22727
09Г2СД-12	295Д	21...32		ГОСТ 19281	
09Г2СД-12	325Д	Свыше 10 до 20		ГОСТ 19281	
09Г2Д-12	325Д	До 10	—	ГОСТ 19281	Класс сплошности 1,2 по ГОСТ 22727
09Г2СЮЧ-2	325	8...50	—	ТУ У 322-16-127	
09Г2СЮЧ-2	355	8...50	—	ТУ У 322-16-127	
09Г2СЮЧ-3	390	8...50	—	ТУ У 322-16-127	
Е36	355	8...50	—	ГОСТ 5521	
Е40	390	8...40	—	ГОСТ 5521	
06ГБД	355	8...50	—	ТУ У 27.1-05416923-085:2006	
06ГБД	390	8...50	—	ТУ У 27.1-05416923-085:2006	
06Г2БД	440	8...50	—	ТУ У 27.1-05416923-085:2006	
06Г2БД	490	8...50	—	ТУ У 27.1-05416923-085:2006	

проката не ниже 1, 2 класса сплошности по ГОСТ 27727.

Примером применения сталей нового поколения в металлоконструкциях мостов может служить строительство автодорожного моста через вход в Гавань Подольского мостового перехода в г. Киеве. Это инженерное сооружение интересно тем, что впервые в отечественном мостостроении в основных металлических сварных конструкциях (главных балках) применен листовой прокат двух различных марок сталей одного класса прочности С390 — 10ХСНД-2 (ГОСТ 6713) и 06ГБД (ТУ У 27.1-05416923-085:2006).

Проектом строящегося железнодорожно-автомобильного моста через р. Днепр в г.Киеве (ОАО «Трансмост» С.-Петербург) допускается применение проката 10ХСНДА и 15ХСНДА по ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6.

В Украине прокат 10ХСНДА и 15ХСНДА в автодорожных и железнодорожных пролетных строениях не применялся и в нормативных документах отсутствует.

В России в СНиП 2.05.03-84* эти стали не включены. Их применение в мостах осуществляется в соответствии с письмом Министерства строительства РФ № 13/2 от 04.01.95 г. В связи с этим возникли определенные трудности с применением данного проката при строительстве мостового перехода.

В ИЭС им. Е. О. Патона проведен анализ данных о свойствах проката и сварных соединений мостовых конструкций из сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА [1–4].

Прокат сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА поставляется ООО «Уральская сталь» по ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6. По сравнению со сталями для мостостроения по ГОСТ 6713 данные стали харак-



Таблица 2. Химический состав сталей 10ХСНД, 15ХСНД, 10ХСНДА, 15ХСНДА, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	S	P	V	Nb
10ХСНД (ГОСТ 6713)	до 0,12	0,80...1,10	0,50...0,80	0,40...0,60	0,60...0,90	0,50...0,80	0,035	0,035	—	—
15ХСНД (ГОСТ 6713)	0,12...0,18	0,40...0,70	0,40...0,70	0,20...0,40	0,60...0,90	0,30...0,60	0,035	0,035	—	—
10ХСНДА (ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6)	≤ 0,12	0,80...1,10	0,65...0,95	0,40...0,60	0,30...0,60	0,20...0,50	≤ 0,010	≤ 0,015	0,08...0,12	0,03...0,06
15ХСНДА (ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6)	0,10...0,15	0,40...0,70	0,60...0,90	0,20...0,40	0,30...0,60	0,20...0,50	≤ 0,010	≤ 0,015	0,08...0,12	0,03...0,06

Примечание. Во всех сталях N — не более 0,008 %.

теризуются более экономной системой легирования, а также жесткими нормами по содержанию вредных примесей. Химический состав сталей скорректирован в сторону снижения содержания никеля и хрома, серы и фосфора (табл. 2). Значения углеродного эквивалента $C_{\text{эkv}}$ разработанных сталей по сравнению со сталями по ГОСТ 6713 следующие: для стали 10ХСНД — 0,39...0,52; 15ХСНД — 0,34...0,48; 10ХСНДА — 0,35...0,49; 15ХСНДА — 0,31...0,49 ($C_{\text{эkv}}$ определен по формуле Миса:

$$C_{\text{эkv}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}).$$

Технические условия ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6 гарантируют поставку проката 10ХСНДА и 15ХСНДА с ударной вязкостью на образцах с надрезом (KCV) по Шарпи не ниже 29 Дж/см² при температуре испытания –40 °С, обеспечение класса сплошности проката 1,2 по ГОСТ 22727, а также контроль комплекса свойств в Z-направлении.

Главным отличием сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА является наличие в их составе сильных карбидообразующих элементов ванадия и ниобия, что позволило одновременно повысить прочностные свойства по механизму дисперсионного твердения и пластичность путем измельчения конечной ферритно-перлитной структуры.

Возможность повышения прочностных характеристик позволило уменьшить содержание углерода, хрома, никеля, упрочняющих сталь по механизму твердого раствора. При этом учтено, что минимальное содержание никеля, хрома, меди должно обеспечить достаточную стойкость к атмосферной коррозии, а вместе с углеродом и марганцем — необходимую степень устойчивости переохлажденного аустенита при термической обработке [3]. Это обстоятельство в сочетании с особыми режимами прокатки и термической обра-

ботки позволило улучшить свойства листового проката.

В работе [3] показано, что по сравнению со сталями по ГОСТ 6713 прокат 15ХСНДА и 10ХСНДА при равном уровне прочностных свойств имеет более высокие пластические характеристики и ударную вязкость. Порог хладноломкости сталей в нормализованном состоянии составляет соответственно –70 и –60 °С. Испытания проката на растяжение в Z-направлении показали практически одинаковый уровень прочностных и пластических свойств как в плоскости прокатки, так и в направлении толщины.

Изменение химического состава повлекло за собой изменение металлургических процессов и фазовых превращений, протекающих в сварочной ванне и околошовной зоне (ОШЗ). В результате возникла необходимость изыскания оптимальных технологий сварки мостовых конструкций из этих сталей как в заводских, так и монтажных условиях [1].

Исследования показали, что прокат сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА имеет достаточный запас сварочно-технологических характеристик [4]. Однако при сварке микролегированных сталей переход в наплавленный металл ниобия, ванадия, а также их нитридов и карбонитридов может способствовать повышению твердости наплавленного металла и оказывать неблагоприятное влияние на ударную вязкость и температуру перехода металла шва в хрупкое состояние.

В работе [1] проводили исследования сварных монтажных соединений данных сталей и установили, что металл шва и различных зон сварного соединения сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА имеет необходимые прочностные и пластические характеристики на уровне свойств основного металла. Однако сварные соединения толщиной 12 мм из сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА, выполненные од-



Таблица 3. Служебные характеристики проката стали 10ХСНДА, 15ХСНДА

Марка стали по ТУ 14-1-5120-92	Толщина проката, мм	Механические характеристики			KCU, Дж/см ² , при температуре			Угол загиба, град	Доля волокнистого строения в изломе, %
		σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	-60 °С	-20 °С	-20 °С (после механического старения)		
10ХСНДА	12	568...574	429	27,0...30,0	135...159	147...162	148...160	120	100
10ХСНДА	16	565...567	370...386	27,0...27,3	60...85	62...74	90...125	120	100
15ХСНДА	16	528...532	370...377	26,6...29,3	160...207	168...200	174...217	120	95...98
10ХСНДА	20	558...569	359...397	28,8...35,8	200...209	198...205	209...222	120	97...100
10ХСНДА	32	593...605	400...405	27,0...37,0	161...230	170...218	213...237	120	95...100

носторонней одно- и двухпроходной сваркой под флюсом, оказались чувствительными к низкотемпературному охрупчиванию, особенно по линии сплавления. В большей степени охрупчивание при температуре испытания -60 °С наблюдалось на соединениях, изготовленных зимой (-15...-20 °С). Нормализация с отпуском после сварки, а также многослойное заполнение шва предотвращают низкотемпературное охрупчивание, за исключением зоны сплавления последнего прохода, где сохраняется повышенная чувствительность к удару при низких температурах.

Для определения причин снижения хладостойкости сварных соединений сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА были проведены исследования микроструктуры шлифов, вырезанных из стыковых соединений, которые выполнены на различных погонных энергиях [1].

Анализ микроструктуры сварных соединений сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА, выполненных на повышенной погонной энергии, показал, что зерно в ОШЗ укрупнено. Игольчатое расположение феррита в теле зерен перлита свидетельствует о наличии перегрева и формировании видманштеттовой структуры. При просмотре структуры под электронным микроскопом обнаружили включения различных форм и размеров, преимущественно в теле зерна феррита. Микрохимический анализ зоны фиксировал наличие в ней карбонитридных включений ниобия, ванадия и других соединений металлического и неметаллического происхождения [1, 5].

Согласно выполненным исследованиям [1, 5] сварка на повышенных погонных энергиях сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА, микролегированных ниобием и ванадием, приводит к длительному пребыванию металла шва и ЗТВ в области высоких температур (свыше 1300 °С). Это обуславливает более полное растворение в аустените карбидов и других соединений ниобия и ванадия, рост зерна аустенита, диффузию углерода

из основного металла в наплавленный и насыщение расплавов фосфором из сварочных материалов. Последующее охлаждение вызывает формирование неблагоприятной видманштеттовой структуры, выпадение из аустенита и расплава карбонитридов ванадия и ниобия, которые способствуют [5-8] локальному искажению кристаллических ячеек феррита, снижению подвижности дислокаций, особенно при отрицательных температурах, и, как следствие, затруднению процесса скольжения при деформациях. При этом на снижение хладостойкости металла влияет повышенное содержание фосфора в зоне сплавления, видманштеттова структура с пластинками и иглами феррита в теле зерен перлита, формирующаяся при сварке монтажных швов в условиях ускоренного охлаждения значительно перегретой стали [1].

На основе экспериментальных данных разработаны режимы сварки на пониженных погонных энергиях и параметры подготовки кромок монтажных швов мостовых конструкций из сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА, обеспечивающие хладостойкость и равнопрочность соединений.

По заключению Министерства строительства России в конструкциях автодорожных мостов может применяться прокат 10ХСНДА, 15ХСНДА (ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6) при содержании серы не более 0,010 %, фосфора не более 0,015 % и волокнистого строения в изломе не менее 50 %.

Выполнение входного контроля механических свойств, ударной вязкости на образцах с острым надрезом (KCV) при температуре -40 °С и структуры металла в изломе каждой партии проката в соответствии с требованиями технических условий обязательно.

При заводском изготовлении и монтаже конструкций необходимо проводить проверку применяемых режимов сварки и сварочных материалов путем определения механических свойств со-



Т а б л и ц а 4. Служебные характеристики сварных соединений стали 15ХСНДА, 10ХСНДА (сварочные материалы: проволока Св-10НМА, диаметр 5 мм, флюс АН-47 (для выполнения корневых проходов — электроды УОНИ-13/55))

Марка стали, толщина, мм	σ_B , МПа	KCU_{-60} , Дж/см ²		Шов		
		Ось шва	Линия сплавления	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %
15ХСНДА, 12	561...570	45...53	52...100	736...778	598...644	20...22
15ХСНДА, 16	641...647	62...89	36...75	637...662	513...584	21...23
15ХСНДА, 20	767...773	61...71	47...86	587...658	460...478	23...27
15ХСНДА, 40	565...597	49...72	37...133	736...799	705...720	18...23
10ХСНДА, 12	541...554	51...59	81...110	753...771	647...690	21...22
10ХСНДА, 16	680...692	49...55	35...42	688...700	595...603	20...23
10ХСНДА, 20	602...606	70...84	38...65	612...685	402...484	24...30
10ХСНДА, 40	649...652	66...85	30...99	675...688	420...425	21...22

Окончание табл. 4

Марка стали, толщина, мм	Твердость по Виккерсу		
	ОМ	ОПЗ	Шов
15ХСНДА, 12	135...140	163...174	178...185
15ХСНДА, 16	158...166	170...172	190...210
15ХСНДА, 20	152	159...165	171...174
15ХСНДА, 40	138...145	160...173	186...195
10ХСНДА, 12	148...155	174...177	200...209
10ХСНДА, 16	154...162	171...177	201...217
10ХСНДА, 20	159...165	174...177	197...209
10ХСНДА, 40	159...171	177...186	209...217

Примечание. Образцы всех соединений разрушились при испытании по основному металлу (ОМ), угол загиба составлял 120°.

единений и металла шва методами и в объемах, регламентированных действующими нормативными документами по технологии заводской и монтажной сварки.

Опыт использования проката сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА при строительстве железнодорожно-автомобильного мостового перехода в г. Киеве показывает, что при выполнении сварных соединений возникают определенные трудности, которые сдерживают процедуру включения этих сталей в нормативные документы.

Проблемы, возникшие при строительстве железнодорожно-автомобильного мостового перехода через р. Днепр в г. Киеве с использованием значительного объема металлоконструкций пролетных строений, которые изготавливаются из сталей марок 10ХСНДА и 15ХСНДА ЗАО «Курганстальмост» и ЗАО «Улан-Удестальмост», носили комплексный характер и потребовали согласованного решения. С этой целью в ИЭС им. Е. О. Патона проведено исследование свойств

проката (табл. 3), служебных характеристик сварных соединений сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА (табл. 4). Была также исследована макроструктура сварных соединений металла проката 15ХСНДА, 10ХСНДА толщиной 16, 20, 40 мм. Результаты удовлетворяют требованиям, регламентированным для сварных соединений СНИП III-18-75.

На основании проведенных исследований и опыта применения проката стали 15ХСНДА, 10ХСНДА по ТУ 14-1-5120-92 с изменением № 6 в мостостроении России (мосты через реки Обь, Каму, Дон, Волгу, Оку и др.) была выполнена оценка технологичности этих сталей и разработаны временные технические условия, которые регламентируют применение проката 15ХСНДА, 10ХСНДА в металлоконструкциях железнодорожно-автомобильного мостового перехода через р. Днепр в г. Киеве (с подходами) на железнодорожном участке Киев-Московский — Дарница. Научно-инженерное сопровождение сборочно-сварочных работ выполняется специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона.

1. *Свойства монтажных соединений мостовых конструкций из сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА* / Д. П. Чепрасов, Е. А. Иванайский, А. С. Платонов и др. // Свароч. пр-во. — 1998. — № 6. — С. 16-19.
2. *Чепрасов Д. П., Петров В. П., Иванайский Е. А.* Водородная хрупкость монтажных сварных соединений мостовых конструкций из сталей 10ХСНДА и 15ХСНДА // Там же. — 2003. — № 3. — С. 12-16.
3. *Мостовые стали нового поколения на основе природно-легированных руд Халиловского месторождения* / И. Ф. Пемов, Ю. Д. Морозов, А. М. Степашин, Г. Н. Мулько // Металлург. — 2004. — № 9.
4. *Платонов А. С., Пемов И. Ф., Подберезный Н. И.* Новые виды стального проката для мостостроения // Транспорт. стр-во. — 1996. — № 3. — С. 12-14.
5. *Хладостойкость сварных соединений стали 08Г2СФБ* / З. А. Добротина, С. П. Литвиненко, Г. А. Розанова и др. // Свароч. пр-во. — 1979. — № 1. — С. 25-27.
6. *Гудков А. А.* Трещиностойкость стали. — М.: Металлургия, 1989. — 375 с.



7. *Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов: Пер. с англ.* — М.: Металлургия, 1988. — 550 с.
8. *Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением.* — Киев: Наук. думка, 1982. — 414 с.

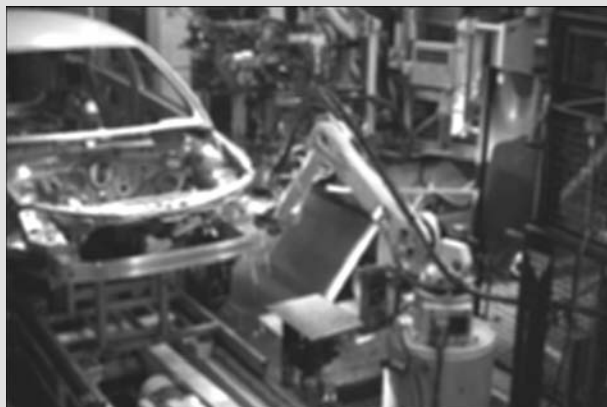
Steel rolled stock used for fabrication of critical building metal structures and bridges has been analysed. Steels 10KhSNDA and 15KhSNDA, according to TU 14-1-5120-92, developed on the basis of steels 10KhSND and 15KhSND (GOST 6713) widely applied in bridge construction, are considered. Problems of application of these steels for construction of the railway-road bridge across the Dnieper River in Kiev are outlined.

Поступила в редакцию 24.04.2008

Конференция «АВТОМОБИЛЬНОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ — ТЕНДЕНЦИИ В ТЕХНОЛОГИЯХ СОЕДИНЕНИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ»

С 1–2 октября 2008 г. на новом промышленном предприятии компании «Fronius International» в г. Сеттледте, Верхняя Австрия состоится Первая международная конференция «Автомобильное машиностроение. Тенденции в технологиях соединения и материаловедении». В автомобильной промышленности, являющейся ведущим представителем современных технологий, уделяется повышенное внимание безопасности, снижению веса и экономии энергии. Материалы и эффективные способы их соединения являются средствами для инновационных решений этих задач.

Тематика конференции включает заслушивание следующих докладов: «Несопоставимые соединения — возможности для легковесных конструкций» (проф. А. Р. Пизалла, Институт Макса Планка), «Титан и магний — материалы в современном обществе» (проф. Х. Антрековитц, Горный университет в г. Леобене), «Технологии соединения для конструкций кузовов» (С. Мюллер, компания «Audi»), «Обеспечение качества МИГ сварки алюминиевых сплавов» (А. Ланг, компания



BMW), «Гибридная лазерная сварка структур системы безопасности шасси» (Х. Стеинметз, компания «Daimler»), «Уроки, полученные при первичном использовании процесса ХПМ компанией «Ford» (Г. Мюллер, компания «Ford»), «Новые процессы соединения и преимущества, которые они предлагают автомобильной промышленности» (д-р Фил. Йонгджон Чо, компания «Hyundai»), «Технические требования для методик соединения в автомобильном производстве будущего» (д-р С. Ютнер, компания «Volkswagen»), «Методики соединения для компонентов горячей штамповки и алюминиевых материалов» (проф. В. Ростек, д-р Т. М. Виббек, «Benteler Automobitechnik»), «Свариваемость современных ультрапрочных марок холоднокатаной полосы» (д-р Г. Пош, «Bohler»), «Замена сварной конструкции для деталей прецизионного литья при использовании процесса ХПМ» (А. Волпрехт, «Lewa Attendorf»), «Обеспечение качества процесса» (К. Ламмером, «Magna Cosma»).

**С более полной информацией о работе конференции
и условиях участия в ней можно ознакомиться по:**

Tel: + 43/7242/241-0, Fax: +43/7242/241-3940, E-mail: sales@fronius.com



РАБОТОСПОСОБНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КРЕСТОВИН, ВЫПОЛНЕННЫХ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКОЙ

Академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**, **Ю. В. ШВЕЦ**, **А. В. КАВУНИЧЕНКО**, инженеры,
В. И. ШВЕЦ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. Д. ТАРАНЕНКО, канд. техн. наук, **В. А. ПРОЩЕНКО**, инж. (ОАО «Днепропетровский стрелочный завод»)

Приведены результаты исследования работоспособности соединений железнодорожных крестовин, выполненных контактной стыковой сваркой через промежуточную вставку из стали 12Х18Н10Т. Показано, что в процессе эксплуатации происходит деформационное упрочнение аустенитных составляющих сварного соединения. Это приводит к выравниванию твердости по поверхности катания, что ограничивает локальный износ. Проведены исследования структурных изменений в соединении, вызванных эксплуатацией в условиях циклических нагрузок и низких температур.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, железнодорожная крестовина, пульсирующее оплавление, сталь Гадфильда, сталь М76, аустенитная вставка, работоспособность соединений

Повышение эксплуатационных характеристик и надежности стрелочных переводов является одной из актуальных проблем при строительстве железных дорог. Соединение хвостовой части сердечника с рельсом с помощью болтов через накладки создает резкий перепад вертикальной жесткости и вызывает местный износ поверхности катания концов сердечника крестовины и примыкающего рельса. Наиболее перспективным методом повышения эксплуатационной стойкости крестовины является использование новых конструкций крестовин с приварными рельсовыми окончаниями. В последнее время сварные крестовины находят все более широкое распространение на современных скоростных железных дорогах.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология и оборудование для контактной стыковой сварки железнодорожных крестовин в промышленных условиях [1]. В основу этой технологии положен способ сварки пульсирующим оплавлением [2], который позволяет получать соединения высокомарганцовистой стали 110Г13Л с рельсовой М76 через промежуточную вставку из хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т.

По проектам ИЭС им. Е. О. Патона ОАО «Каховский завод электросварочного оборудования» изготовил сварочную машину К924М, успешно эксплуатируемую на ОАО «Днепропетровский стрелочный завод» с 2002 г., в том числе при изготовлении новых типов сварных крестовин.

Специалисты ИЭС им. Е. О. Патона и ОАО «Днепропетровский стрелочный завод» на протяжении всего срока эксплуатации проводили мониторинг состояния сварных крестовин: измеряли отклонение от линейности поверхности катания в зоне термического влияния и вставки, а также исследовали структурные изменения, которые могли произойти под воздействием циклических нагрузок и низких температур эксплуатации.

Практика эксплуатации показала, что в сварных крестовинах не наблюдалось образования таких характерных дефектов, как отколы металла в хвостовом торце крестовины, выкрашивание литой части усовика, поперечные трещины в реечной части хвостовика, значительно уменьшающие срок эксплуатации.

На рис. 1 показан внешний вид сварной крестовины, уложенной в путь на ст. Верховцево Приднепровской железной дороги с отображением твердости поверхности катания после пропускания 196,6 млн т брутто груза.

Вставка из стали 12Х18Н10Т в соединении на начальном этапе эксплуатации имеет наименьшую твердость. В таблице приведены результаты замеров отклонения от линейности поверхности катания, а также значения твердости средней части вставок четырех крестовин, уложенных в путь на участках Приднепровской железной дороги с высоким грузооборотом. Как видно, максимальное отклонение профиля поверхности катания от линейности, которое приходится на среднюю часть вставки, составляет 0,5...0,8 мм.

Незначительное локальное отклонение поверхности катания от линейности возникает в области вставки на начальном этапе эксплуатации, когда твердость вставки меньше твердости рель-

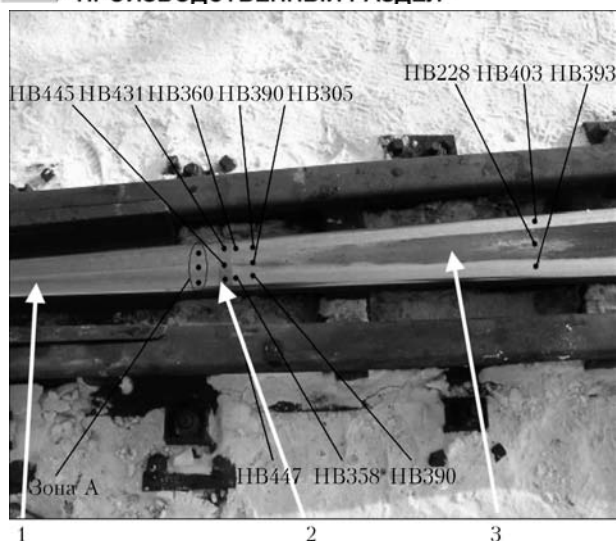


Рис. 1. Внешний вид сварной крестовины с результатами измерений твердости по поверхности катания: 1 — сердечник крестовины (сталь 110Г13Л); 2 — вставка (12Х18Н10Т); 3 — рельсовое окончание (М76) (зона А — твердость выше HB 450)

совой стали. Это подтверждают измерения, проведенные на одной и той же крестовине после пропуска различного тоннажа груза (таблица, поз. 1). Появление локального отклонения от линейности объясняется разной степенью первоначальной деформации, необходимой для достижения практически одинаковой твердости рельсовой стали М76, хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т и высокомарганцевистой стали 110Г13Л при наклепе.

Исследования и анализ распределения твердости по Бринеллю в соединении проведены на крестовине, по которой было пропущено 42,2 млн т брутто груза (рис. 2). Вид кривых распределения твердости по шейке и подошве крестовины свидетельствует о том, что эти участки рельса не подвергались наклепу — распределение твердости соответствует тому, которое наблюдалось после изготовления сварной крестовины [1, 3]. Кривая распределения твердости по поверхности катания также соответствует таковой, полученной

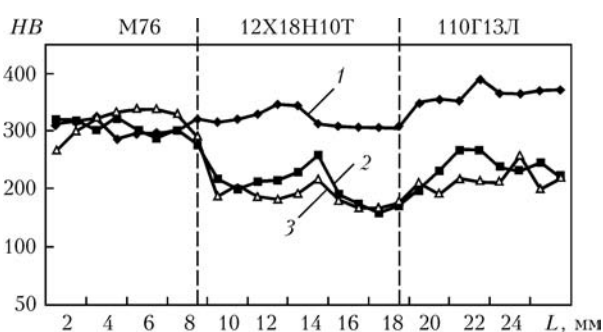


Рис. 2. Распределение твердости по Бринеллю в сварной крестовине: 1 — головка; 2 — шейка; 3 — подошва

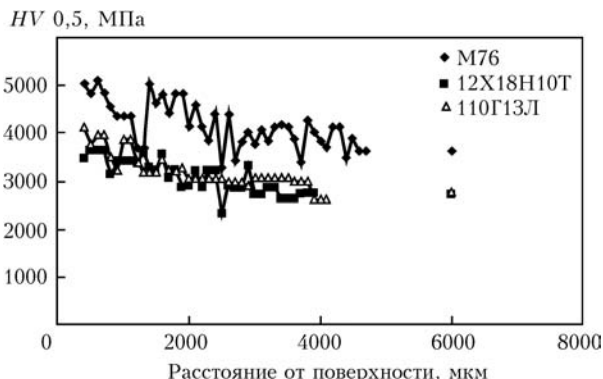


Рис. 3. Распределение микротвердости в слое металла, примыкающем к поверхности катания

ранее при проведении измерений с большим шагом на участке большей длины.

При сравнительном анализе установлено, что на поверхности катания твердость в соединении в области вставки и высокомарганцевистой стали в результате наклепа возрастает. В области вставки она становится близкой твердости рельса, в области высокомарганцевистой стали — несколько выше. Последнее связано с большей по сравнению со сталью 12Х18Н10Т склонностью стали 110Г13Л к деформационному упрочнению [3].

Выравнивание твердости в области соединения при эксплуатации является положительным фактором с точки зрения локального отклонения от линейности поверхности катания.

Известно, что наклеп является результатом структурных превращений. Проведены исследования микроструктуры слоя металла, примыкающего к поверхности катания, и распределение в нем микротвердости (рис. 3). Установлено, что глубина упрочненного слоя во всех сталях практически одинакова и составляет около 2 мм. Кривая распределения микротвердости в упрочненном слое монотонно возрастает при приближении к поверхности. Микротвердость стали 12Х18Н10Т при этом возрастает от 1800 до 3500...3800 МПа, стали 110Г13Л —

Результаты исследования локального отклонения от линейности поверхности катания в зоне сварного соединения на Приднепровской железной дороге

№ п/п	Место укладки	Пропущенный тоннаж, млн т брутто	Ширина вставки, мм	Отклонение от линейности (впадина), мм	Твердость по центру вставки HB
1	Ст. Верховцево	65,2	18...22	0,75	441
		196,6	18...22	0,80	445
2	Ст. Варваровка	48,37	40...42	0,80	420
3	Ст. Самойловка	48,57	18...20	0,50	410
4	Ст. Синельниково	96,5	18...22	0,50	435

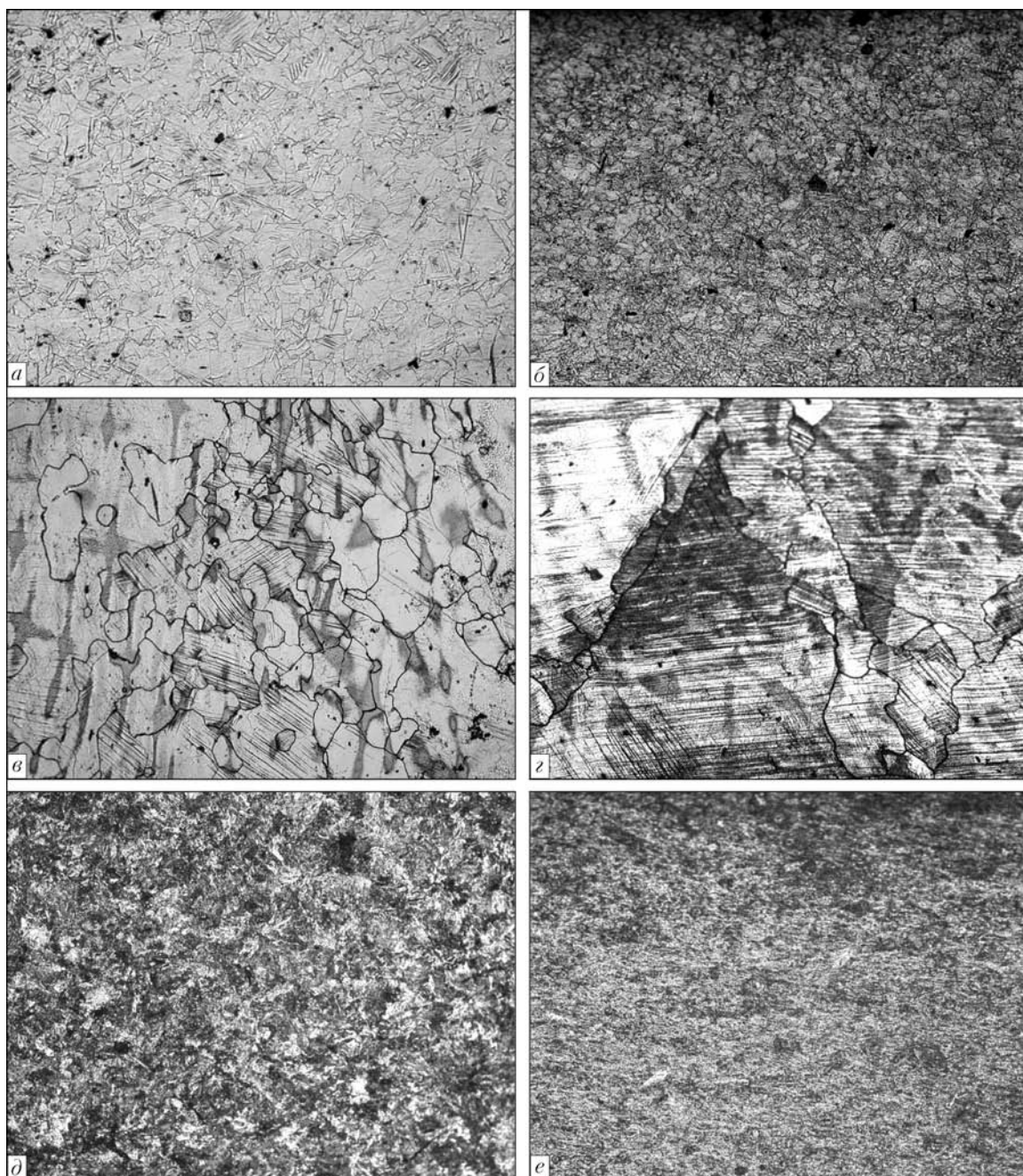


Рис. 4. Микроструктура ($\times 100$) стали 12X18H10T (а, б), 110Г13Л (в, г) и М76 (д, е) в объеме (а, в, д) и у поверхности катания (б, г, е)

от 1800 до 3900...4100 МПа, стали М76 — от 3600 до 5000 МПа (рис. 3).

В упрочненном слое стали 12X18H10T структура измельчается (рис. 4, а, б), а в упрочненном слое стали 110Г13Л наблюдается увеличение размера зерен (рис. 4, в, г). В обоих случаях стали остаются аустенитными. В зернах аустенита присутствуют многочисленные линии деформационного скольжения. Это особенно ярко выражено в стали 110Г13Л. Вопросы природы деформационного упрочнения этих сталей детально рассмотрены в работе [4]. В упрочненном слое рельсовой стали М76 происходит интенсивное измельчение зерен сорбита (рис. 4, д, е).

Переходная зона на контактной границе сталей 12X18H10T и 110Г13Л состоит из аустенитных составляющих промежуточного химического состава [5], структурные изменения в которых подобны таковым в основном металле.

Структура переходной зоны на контактной границе сталей 12X18H10T и М76 более сложная [3]. В приконтактном слое рельсовой стали присутствует межблочная структурная составляющая, которая образовалась в температурно-деформационных условиях сварки в результате массопереноса расплава по оплавленным структурным границам [3]. МСС представляет собой легированный нестабильный аустенит. В объеме отдель-

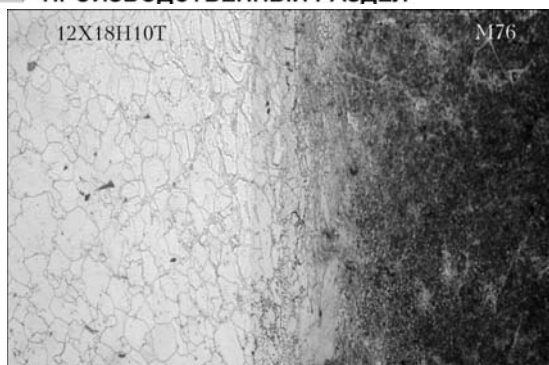


Рис. 5. Микроструктура (X25) переходной зоны на контактной границе соединения 12X18H10T + M76

ных межблочных структурных составляющих присутствуют иглы закалочных структур. Под влиянием внешних нагрузок и отрицательных температур эксплуатации возможен дальнейший распад аустенита, что приведет к потере прочности.

Как показал анализ микроструктуры (рис. 5), развития распада аустенита в наклепанном слое на контактной границе рельсовой стали и стали вставки не происходит. Такой же результат получен при металлографических исследованиях крестовины, которая в течение зимы 2006 г. эксплуатировалась при температурах до -30°C . Это свидетельствует о том, что аустенит в межблочных структурных составляющих является достаточно стабильным для таких условий эксплуатации.

Выводы

1. В процессе эксплуатации крестовин с приварными рельсовыми окончаниями в зоне сварного соединения сердечник—вставка—рельсовое окон-

Results of investigation into performance of the joints on railway frogs, made by flash butt welding through an intermediate insert of steel 12Kh18N10T, are presented. It is shown that strain hardening of the austenitic components of a welded joint occurs during operation. This leads to levelling of hardness over the roll surface, which limits local wear. Investigations of structural changes in a joint resulting from operation under cyclic loading and at low temperatures have been carried out.

чание происходит упрочнение и выравнивание твердости по поверхности катания.

2. Незначительное локальное отклонение от линейности поверхности катания в зоне вставки возникает на начальном этапе эксплуатации и объясняется разной степенью первоначальной деформации, необходимой для выравнивания при наклепе твердости рельсовой стали М76, хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т и высокомарганцовистой стали 110Г13Л. При дальнейшей эксплуатации увеличения локального отклонения от прямолинейности поверхности катания не происходит.

3. В условиях эксплуатации не происходит образования дефектов, а также превращения нестабильных аустенитных структурных составляющих с образованием закалочных структур в сварных соединениях.

1. Контактная стыковая сварка железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями через промежуточную вставку / С. И. Кучук-Яценко, Ю. В. Швец, Е. А. Думчев и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 1. — С. 6–9.
2. Пат. 46820 Украина. Способ контактного стыкового сваривания / С. И. Кучук-Яценко, В. В. Дидковский, М. В. Богорский и др. — Оpubл. 17.06.02.
3. Кучук-Яценко С. И., Швец Ю. В., Кавуниченко А. В. Влияние ширины вставки из нержавеющей стали на эксплуатационные свойства соединений железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями // Автомат. сварка. — 2007. — № 3. — С. 3–7.
4. Богачев И. Н., Рожкова С. Б. Упрочнение аустенитных сталей при холодной пластической деформации // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1963. — № 7. — С. 162–168.
5. Особенности формирования структуры соединений рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, В. И. Швец, Г. Н. Гордань и др. // Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 3–9.

Поступила в редакцию 15.04.2008

НОВАЯ КНИГА

В III квартале 2008 г. в издательстве МГТУ им. Н. Э. Баумана выходит второе дополнительное издание книги А. Г. Григорьянца, И. Н. Шаганова и А. И. Мисюрова «Технологические процессы лазерной обработки» (объем 42 печ. л.). В книге отражены теоретические и технологические аспекты лазерных процессов обработки материалов.

Книга рекомендована Министерством науки и образования РФ в качестве учебного пособия для студентов технических вузов, однако будет полезна и инженерно-техническим, а также научным работникам.

По вопросам приобретения и заказа обращаться по адресу:
105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д.5. Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана
Тел.: (495) 261-45-97



УДК 621.791.92

МЕТАЛЛОАБРАЗИВНЫЕ ШЛИФОВАЛЬНЫЕ ОТХОДЫ, МЕТОДЫ ИХ ПЕРЕРАБОТКИ И ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ В НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛАХ

И. П. ЛЕНТЮГОВ, инж., **И. А. РЯБЦЕВ**, **О. Г. КУЗЬМЕНКО**, кандидаты техн. наук, **Ю. М. КУСКОВ**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены способы подготовки металлосодержащих шлифовальных отходов к переделу и технологии переработки металлоабразивных отходов. Представлен зарубежный и отечественный опыт применения и переработки таких отходов.

Ключевые слова: металлоабразивные шлифовальные отходы, переработка отходов, электрошлаковый переплав, наплавочные материалы, порошковые проволоки

В современных наплавочных материалах различного назначения широко используются такие дорогостоящие легирующие элементы, как вольфрам, ванадий, хром, молибден и др. [1]. При этом их цена, а соответственно и цена наплавочных материалов, непрерывно возрастает. Одним из путей снижения стоимости последних является использование при изготовлении отходов различных отраслей производства, в частности, металлоабразивных шлифовальных отходов (шламов). Данные, приведенные в работе [2], свидетельствуют о том, что на промышленных предприятиях Украины, особенно на металлургических, в течение одного года скопилось значительное количество таких отходов (табл. 1).

Металлосодержащие шлифовальные отходы состоят из смеси мелкодисперсной металлической микростружки с абразивным порошком (продуктами разрушения шлифовальных кругов)

и остатками смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) [2, 3].

Были предприняты попытки непосредственного использования металлоабразивных отходов в сварочных и наплавочных материалах [4–6]. В работе [4] описан опыт применения пылевидных отходов абразивной зачистки металлопроката из низко- и среднеуглеродистых сталей в производстве электродов для сварки чугуна, которые изготавливали по традиционной технологии — отходы добавляли в обмазку электродов. Состав металла, наплавленного такими электродами, соответствовал низкоуглеродистой нелегированной стали ($C \leq 0,07\%$), что значительно ограничивало его применение в промышленности.

Проводили эксперименты по использованию отходов обработки слитков легированных сталей и сплавов в шихте порошковых проволок [5]. Из отходов было изготовлено несколько опытных порошковых проволок. С использованием одной из них, а именно, обеспечивающей получение наплавленного металла, близкого по составу к инс-

Таблица 1. Металлоабразивные отходы ряда металлургических предприятий Украины [2]*

Предприятие	Группа обрабатываемой стали	Способ сбора отходов	Масса металлоабразивных отходов в год, т
«Днепропеталь», г. Запорожье	Инструментальная, быстрорежущая, коррозионностойкая, подшипниковая	Бункер-накопитель	>3000
«Запорожсталь», г. Запорожье	Углеродистая, конструкционная, легированная, коррозионностойкая	»	200
Енакиевский метзавод	Инструментальная, быстрорежущая, коррозионностойкая, подшипниковая	»	>1000
Алчевский металлургический комбинат	Конструкционная среднелегированная	Контейнер	~100
«Криворожсталь», г. Кривой Рог	Конструкционная углеродистая	Бункер-накопитель	

* В работе [2] приведены данные, полученные на начало 1990-х годов. Поскольку в настоящее время объемы производства металла в металлургической промышленности Украины аналогичны, то масса собираемых металлоабразивных отходов также приближается к указанной в табл. 1.



трументальной стали, наплавлены прокатные валки, показавшие при эксплуатации удовлетворительные результаты.

Исследована возможность применения отходов, полученных при зачистке на обдирочно-шлифовальных станках слитков из сплавов ЭП109, ЭП199, ЭП33, для плазменной наплавки деталей арматуры прокатных станков, а также роликов рольгангов, транспортирующих нагретые заготовки, т. е. для деталей, подверженных изнашиванию трением без смазки при повышенных температурах [6]. Перед наплавкой отходы просеивали по фракциям и прокаливали в электропечах при 200...250 °С. Для наплавки использовали порошок фракции 125...315 мкм. Эксперименты показали, что наличие в порошке 3...4 мас. % оксидов ухудшает формирование наплавленного металла.

Все эти работы имели экспериментальный характер и не нашли широкого промышленного применения, поскольку выбор отходов носил случайный характер. Эксперименты показали, что использовать металлоабразивные отходы в производстве наплавочных материалов без предварительной подготовки и подбора химического состава металлической составляющей отходов нельзя.

Для того чтобы металлоабразивные отходы могли использоваться для производства наплавочных материалов, сами отходы и технология их переработки должны соответствовать следующим требованиям:

- относительное постоянство химического состава металлической составляющей;

- наличие дорогостоящих легирующих элементов (вольфрама, молибдена, хрома, ванадия и др.) в металлической составляющей отходов;

- технологичность и экономичность подготовки металлосодержащих отходов к переработке;

- технологичность и экономичность переработки отходов в лигатуры и тому подобные шихтовые материалы, легко подвергающиеся размолу и пригодные для производства наплавочных материалов (порошковых проволок, лент, порошков и пр.).

Для производства наплавочных материалов необходимы отходы, которые получают при скоростном шлифовании слитков высоколегированных сталей и сплавов или в процессе абразивной обработки металлорежущего инструмента, поскольку именно в них содержатся такие дорогостоящие легирующие металлы, как вольфрам, ванадий, хром, молибден и др.

Согласно ГОСТ 1639–93 «Лом и отходы цветных металлов и сплавов», пылевидные отходы от заточки твердосплавного инструмента и быстро-режущих инструментальных сталей должны собираться в отдельные емкости, что облегчает их утилизацию и позволяет получать из них лига-

туры и порошки практически постоянного химического состава.

Подготовка металлосодержащих шлифовальных отходов к переработке. Опыт показал, что металлоабразивные шлифовальные отходы могут содержать до 50 % абразивной составляющей и СОЖ [7]. По этой причине большинство существующих методов утилизации таких отходов предусматривают их предварительную подготовку к переработке для удаления СОЖ и магнитную сепарацию с целью уменьшения содержания неметаллической составляющей. Способы удаления остатков СОЖ предусматривают широко применяемое прокаливание металлоабразивных отходов при температуре 200...400 °С [8–10]. Предлагается также использовать для этой цели высокооборотную центробежную мешалку [11] или обезжиривание отходов тетраклорэтиленом и просушивание их при 80...120 °С [12].

В процессе прокаливания отходы могут превращаться в коки, которые необходимо измельчать, после чего выполняется магнитная сепарация отходов на сепараторе периодического действия [8, 10–12] для получения концентрата, содержащего 95...98 % металлической и 2...5 % минеральной составляющих (рис. 1) [13]. Такое содержание в отходах абразивной составляющей после магнитной сепарации объясняется тем, что абразивные зерна и металлическая стружка в процессе прокаливания достаточно прочно соединяются (схватываются) друг с другом, кроме того, спиральки металлической стружки могут механическим образом удерживать абразивные зерна.

Для более эффективной очистки металлоабразивных отходов магнитная сепарация дополняется химико-металлургическими способами регенерации. Однако в связи с введением таких технологических операций происходит существенное удорожание конечного продукта. Так, например, в патенте США [12] после магнитной сепарации предлагается окислять отходы при температуре 850...1000 °С в течение 2 ч, после чего окисленный продукт восстанавливают в водороде при 1050...1200 °С.

Довольно сложная технология утилизации металлоабразивных отходов предлагается и в австрийском патенте [9]. После прокаливания для удаления СОЖ к отходам добавляли 10...20 % CaCO_3 , эту смесь нагревали до 1100 °С, выдерживали при указанной температуре 2 ч, а затем охлаждали в воде. Полученный продукт обрабатывали в 10%-м раствором MoCO_3 при температуре 90 °С. По утверждению автора этого патента, в процессе выщелачивания из отходов извлекается до 100 мас. % W, около 90 мас. % Mo и 95 мас. % V. Последующая обработка остатка 15%-м раствором соляной кислоты позволяет извлекать около 93 мас. % Ni и 90 мас. % Co.

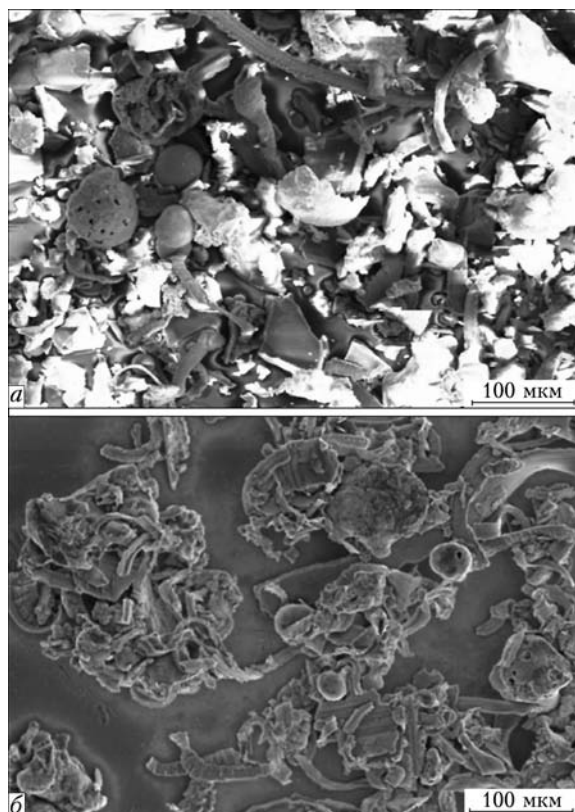


Рис. 1. Внешний вид металлоабразивных отходов до магнитной сепарации (а) и после нее (б)

Из всех рассмотренных способов подготовки металлосодержащих шламов к переработке наиболее простым для реализации являются прокаливание при 200...400 °С для удаления СОЖ, а при значительном содержании в них абразивных остатков — магнитная сепарация.

Переработка металлоабразивных отходов.

Переплав в дуговых печах. На электрометаллургическом заводе «Электросталь» (г. Электросталь, РФ) разработана и внедрена технология утилизации отходов шлифования прецизионных сплавов без магнитной сепарации путем их переплава на паспортную заготовку в пятитонных электродуговых печах [14]. Эти отходы образуются в процессе абразивной зачистки непрерывно-литых заготовок из сплавов 50Н, 29НК, 47НД и представляют собой механическую смесь окисленной металлической стружки длиной 0,5...5,0 мм и продуктов износа абразивного инструмента.

Завалку составляют из стружки, полученной в результате токарной обработки слитков, а также отходов кусковых и шлифования. Количество последних составляло 30...50 % общей массы переплавляемых материалов.

Разработанная технология обеспечивает усвоение (в среднем) до 90 мас. % Со и 93 мас. % Ni, содержащихся в металлической составляющей металлоабразивных отходов и 75...80 мас. % Fe. Полученные шихтовые слитки использовали при выплавке марочного металла соответствующих

прецизионных сплавов в дуговых или индукционных печах. Доля этих слитков составляла до 25 % массы металлической шихты.

На металлургическом комбинате «Запорожсталь» (Украина) в технологии производства полос и листов из коррозионностойкой нержавеющей стали предусмотрена зачистка их поверхности, в результате чего образуется мелкодисперсный шлам, содержащий такие ценные компоненты, как никель (6...7 мас. %), хром (до 13 мас. %) и железо (до 54 мас. %) [15].

Выплавку паспортных слитков вели в семитонной электродуговой печи с добавками в исходную шихту до 1,7 т шлифовального шлама. Присадка отходов шлифования повысила содержание в готовом металле хрома на 0,83...0,96 мас. % и никеля на 1,48...0,68 мас. %. При этом для удаления СОЖ шлам рекомендуется предварительно отжигать в нагревательных устройствах.

Электрошлаковый переплав (ЭШП). Большие перспективы для переработки указанных выше отходов открывают электрошлаковые технологии [16]. При этом ЭШП можно осуществлять с использованием расходующихся и нерасходующихся электродов, которые применяются редко. Так, в патенте [17] описан способ извлечения металлических компонентов из шлифовальной пыли путем изготовления из нее способом спекания расходующихся электродов с последующим их ЭШП. Более рациональным является ЭШП металлоабразивных отходов с использованием нерасходующихся электродов. При этом исключается трудоемкая операция изготовления расходующихся электродов из отходов и обеспечивается непрерывность процесса плавки.

На Оскольском заводе металлургического машиностроения (РФ) разработана технология переработки отходов абразивного шлифования быстрорежущих вольфрамсодержащих сталей, которая включает сушку, магнитную сепарацию и ЭШП полученного полупродукта с использованием нерасходующего графитового электрода. Переплав производят в глухондонный кристаллизатор или короткий кристаллизатор с вытяжкой слитка [18]. При ЭШП происходит эффективная десульфурация, в результате которой содержание серы снижается с 0,023 до 0,010...0,008 мас. %. Угар таких элементов, как молибден, хром, вольфрам, практически отсутствует. Выход годных слитков составляет около 85 %.

При изготовлении магнитов из сплава ЮНДК (на основе Fe-Al-Ni-Cu-Co по ГОСТ 17809-79) [19] также образуется значительное количество отходов шлифования. Были проведены лабораторные и промышленные эксперименты по переплаву металлоабразивных отходов этого сплава в электродуговых и электрошлаковых тигельных печах. В ходе экспериментов установлено, что электро-



шлаковый способ переплава значительно повышает коэффициент извлечения металла из отходов. Подтверждена также возможность совмещения процессов переплава отходов в электрошлаковой печи и их рафинирования [19].

При использовании электрошлакового тигельного переплава мелкие отходы засыпают в слой жидкого флюса, где они и расплавляются. Полученный продукт по содержанию примесей соответствует строгим требованиям высококачественного сплава ЮНДК или Алнико. Безвозвратные потери металла в этом процессе сравнительно небольшие и значительно ниже, чем при выплавке в дуговой печи [16, 19].

С целью снижения себестоимости легированных сталей и сплавов при изготовлении из них металлопродукции требуемого качества разработана технология получения способом ЭШП слитков заданного состава из фрагментированной шихты (стружка, металлоабразивные отходы и др.). В зависимости от требований, предъявляемых к слитку, при ЭШП осуществляют хлор-кислородное окислительное рафинирование металла, деазотацию и десульфурацию, извлечение металлической составляющей из пылевидных металлоабразивов, раскисление и легирование металлической ванны прямым вводом раскислителей и легирующих элементов через шлак [20]. Процесс происходит в непрерывном режиме с периодической выгрузкой слитков на промышленной установке [21]. Разработанная технология позволяет получить качественные слитки легированных сталей из фрагментированной шихты.

В ИЭС им. Е. О. Патона [22] проведены исследования по ЭШП шламов, получаемых при анодно-механической резке заготовок из сплава ЭИ437БУ и электроконтактной зачистке заготовок из сплава ЖС6КП. Опытные плавки выполняли на установке А-550 в водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 160 мм. Загрузку шлама в кристаллизатор осуществляли порциями.

Учитывая, что данные шламы имеют достаточно высокое содержание Al_2O_3 , в качестве шлака для электрошлакового переплава выбрали плавиковый шпат CaF_2 — основной компонент большинства шлаков, применяемых в электрошлаковых технологиях. Переход Al_2O_3 из шлама в шлак в процессе плавки обеспечивал получение шлака по химическому составу, соответствующему флюсу АНФ-6, что позволило увеличить количество переплавляемого шлама без частичного обновления или полной замены используемого шлака.

Получаемый полупродукт можно использовать при выплавке легированных сталей. Для переплава шлама могут применяться металлические водоохлаждаемые электроды с вольфрамовым или молибденовым наконечником, использование которых для ЭШП дало хорошие результаты [22].

Таким образом, рассмотренные технологии электродугового переплава и ЭШП металлоабразивных отходов позволяют получать либо паспортные слитки, которые могут использоваться при последующей выплавке высоколегированных сталей, либо непосредственно слитки соответствующих марок высоколегированных сталей. Однако эти технологии не применялись для получения лигатур и других шихтовых материалов, пригодных для производства порошковых наплавочных проволок. Как указывалось выше, такие материалы должны относительно легко размалываться в порошки.

С целью получения из металлоабразивных отходов высоколегированных лигатур, отвечающих сформулированным выше требованиям, в ИЭС им. Е. О. Патона предложена технология переработки отходов шлифования инструментов из быстрорежущей стали [23]. Учитывая тот факт, что в настоящее время номенклатура применяемых марок быстрорежущих сталей относительно невелика и зачастую ограничивается сталью Р6М5, получение шихты примерно одного и того же химического состава не представляет больших сложностей.

Первоначально разработана технология переработки отходов, включающая операции прокалики, магнитной сепарации для очистки от компонентов абразивных кругов, ЭШП с использованием нерасходуемого графитового электрода, размола и отсева шихты на требуемые фракции. При проведении экспериментов установлено, что для обеспечения устойчивости процесса ЭШП и максимального выхода качественной лигатуры удельная мощность должна быть не менее 100 Вт/см^2 . При этом скорость подачи шлама должна составлять 2...3 кг/мин.

В состав получаемой лигатуры входит достаточное количество таких дорогостоящих легирующих элементов, как вольфрам, молибден, ванадий, она также содержит более 3 мас. % С и поэтому легко размалывается (табл. 2) (рис. 2).

Химический анализ лигатуры, полученной из отходов, которые не проходили предварительную подготовку (опыт № 1, табл. 2), показал, что она, как правило, содержит более 12 мас. % Si, что не всегда допустимо. Такое высокое содержание кремния в лигатуре объясняется тем, что в отходы попадает карбид кремния из абразивных кругов. Предварительная магнитная сепарация отходов позволяет существенно понизить содержание кремния в лигатуре (опыт № 2, табл. 2). Однако это достаточно дорогостоящая операция, требующая применения специального оборудования.

Известно, что карбид кремния может восстанавливать оксиды большинства других металлов, в результате чего образуется диоксид кремния, который при ЭШП легко удаляется в шлак. Были

Таблица 2. Результаты химического анализа состава (мас. %)* отходов до и после специальной подготовки, а также получаемых из них лигатур

№ опыта	Материал, способ его подготовки и лигатура	C	Si	Al	Cr	W	V	Mo	Co
1	Отходы	1,8	16,0	15,0	1,2	5,0	0,9	0,9	0,4
	Лигатура	3,7	12,5	0,2	3,5	5,2	0,8	1,4	0,5
2	Отходы	1,8	16,0	15,0	1,2	5,0	0,9	0,9	0,4
	Отходы после магнитной сепарации	1,7	5,0	4,0	3,6	9,5	1,3	1,4	0,6
	Лигатура	4,1	1,1	0,6	3,9	11,4	0,7	2,3	0,3
3	Отходы	1,8	16,0	15,0	1,2	5,0	0,9	0,9	0,4
	Отходы после окисления	2,2	5,8	3,9	2,4	4,4	0,8	0,8	0,3
	Лигатура	4,5	1,3	0,3	1,3	10,7	0,4	2,3	0,2

* Остальное железо.

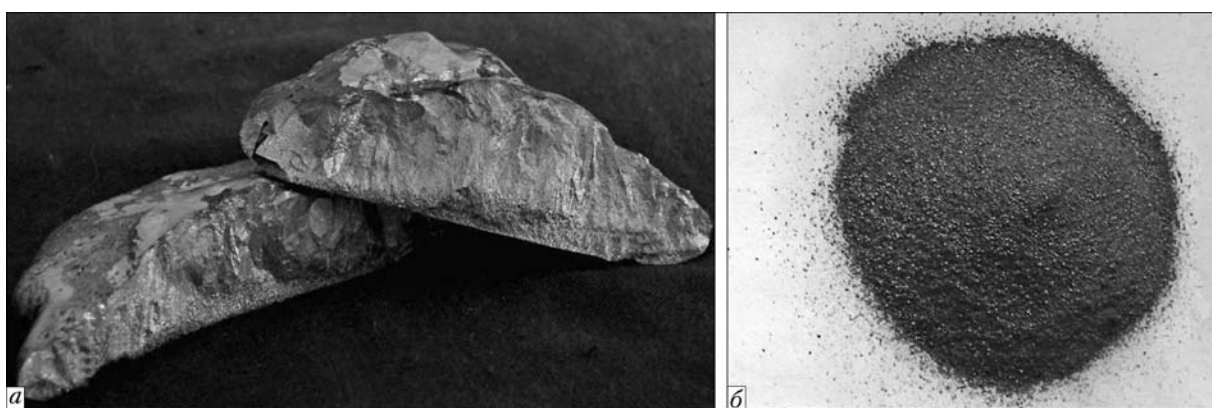


Рис. 2. Вид лигатуры, полученной из металлоабразивных отходов шлифования быстрорежущей стали, до измельчения (а) и после него (б)

проведены эксперименты по замене магнитной сепарации предварительным высокотемпературным окислением металлоабразивных отходов при температуре 900 °С, в результате чего масса шлама несколько увеличилась. При проведении экспериментов по ЭШП окисленных отходов в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе установлена зависимость между степенью K окисленности материала (отношение массы окисленного шлама к массе исходного) и содержанием кремния в выплавляемой лигатуре. Так, при $K = 1,0...1,05$ содержание кремния в лигатуре остается достаточно высоким — 9...12 мас. %, при $K = 1,1...1,2$ оно снижается до 4,8...6,9 %, а при $K = 1,3...1,5$ — до 1,3 мас. % (опыт № 3, табл. 2). Таким образом, изменяя степень окисленности шихты, можно управлять содержанием кремния в лигатуре. При этом содержание других легирующих элементов в лигатурах, выплавленных предварительно окисленной шихты, находится в тех же пределах, что и в лигатуре, полученной из отходов, прошедших магнитную сепарацию.

С использованием этой лигатуры изготовлены опытные партии порошковых проволок ЦП-АН132 и ПН-АН147, обеспечивающих получение наплавленного металла типа инструментальных сталей

[24]. Порошковые проволоки этого типа широко применяются для наплавки прокатных валков, штампов и штамповой оснастки различного типа [1]. Кроме лигатуры, в шихту порошковых проволок дополнительно вводили ферросплавы с целью получения наплавленного металла, соответствующего по составу маркам указанных проволок. Исследования металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками, показало, что по твердости и другим механическим свойствам он соответствует металлу, наплавленному стандартными порошковыми проволоками ПП-АН 132 и ПП-АН147. Эти эксперименты подтвердили эффективность разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона технологии переработки металлоабразивных отходов быстрорежущей стали, включающей высокотемпературное окисление и ЭШП с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода, и перспективность применения получаемой лигатуры для производства высоколегированных наплавочных материалов.

Выводы

1. Металлоабразивные отходы шлифования высоколегированных сталей, собираемые на металлургических и машиностроительных предприятиях



ях, могут служить сырьем для производства лигатур для наплавочных материалов. Для того чтобы такие отходы могли использоваться для производства наплавочных материалов, они и технология их переработки должны отвечать ряду требований.

2. В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология переработки металлоабразивных отходов быстрорежущей стали, включающая высокотемпературное окисление и ЭШП с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода. Экспериментальным путем подтверждена перспективность применения получаемой лигатуры для производства высоколегированных наплавочных материалов.

1. *Рябцев И. А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Экотехнология, 2004. — 160 с.
2. *Ресурсосберегающий* и природный потенциал порошковых материалов и технологий: реализация в сфере переработки вторичных ресурсов / С. С. Кипарисов, О. В. Падалко, Ю. В. Левинский, В. Л. Эсикман // Порош. металлургия. — 1993. — № 6. — С. 1–4.
3. *Габриелов И. П., Керженцева Л. Ф.* Свойства порошка, полученного из металлоабразивных отходов быстрорежущей стали // Там же. — 1985. — № 9. — С. 133–136.
4. *Бабий В. М., Кондратенко З. Ф., Рыбалка В. И.* Использование пылевидных отходов абразивной зачистки металла проката в производстве электродов для сварки чугуна // Свароч. пр-во. — 1989. — № 10. — С. 32–33.
5. *Наплавка* валков сортопрокатного стана порошковой проволокой с шихтой из металлоотходов слитков легированных сталей и сплавов / Г. А. Поздеев, И. Н. Шеенко, В. И. Титаренко, И. А. Крупник // Тез. докл. всесоюз. семинара «Восстановление и упрочнение деталей металлургических агрегатов наплавкой, напылением и термообработкой», г. Москва, сент. 1990 г. — М.: ЦНИИТЭИ ЧМ, 1990. — С. 3.
6. *Поздеев Г. А., Олейник В. А.* О возможности использования дисперсных отходов механической обработки слитков для наплавки плазменной дугой // Свароч. пр-во. — 1990. — № 10. — С. 32–33.
7. *Эффективные* процессы обдирочного шлифования / Л. Р. Тагер, И. Я. Жабин, Б. Т. Горшков и др. // Бюл. Ин-та Черметинформация. — 1972. — № 15. — С. 11–16.
8. *А. с. 944659 СССР, МКИ В 03 С 1/08.* Электромагнитный сепаратор / Ю. И. Тамбовцев, И. Н. Бурачонок. — Оpubл. 23.10.80; Бюл. № 27.
9. *Пат. 377240 Австрия, МКИ C01 G 001/00.* Способ переработки стружки, в частности, шлифовальной пыли / W. Hans, K. Steinmark, M. Wolfgang, L. Steiermark. — Оpubл. 25.02.85.
10. *Габриелов И. П., Рапопорт Л. А., Слабодкин В. Ю.* Переработка мелкофракционных отходов легированной стали // Сталь. — 1989. — № 10. — С. 39.
11. *Badanie i opracowanie technologii odzysku stopow AlNiCo ze szlamow poszlifierskich* / W. Radzikowski, T. Piecuch // Optym. wykorzyst. sur. miner, proces, przerobki i przetworstwa: Mater. sympoz., Zakopane, 25–27 pazdz. 1988. — Krakow, 1988. — S. 25–27.
12. *Пат. 4409020 США, МКИ С 22 С 1/04, В 02 F 9/04, НК 75/05 В.* Извлечение металлов из шламов, образующихся при шлифовании / J. L. Holman, L. A. Neumeier. — Оpubл. 11.10.83.
13. *Довгий И. И., Волобуев В. Ф., Анкудинов Н. В.* Заготовка и переработка вторичных металлов. — М.: Металлургия, 1980. — 407 с.
14. *Тагер Л. Р., Караваев В. М.* Утилизация отходов шлифования прецизионных сплавов // Бюл. Ин-та Черметинформация. — 1979. — № 21. — С. 37.
15. *Павлищев В. Б., Сало Г. Д.* Использование шлифовального шлама при выплавке коррозионностойкой стали // Сталь. — 1985. — № 10. — С. 42–43.
16. *Волкотруб Н. П., Латаш Ю. В.* Исследование возможности извлечения металлических компонентов из шлама с помощью электрошлаковой плавки // Спец. электрометаллургия. — 1981. — № 46. — С. 32–35.
17. *Пат. 2505378 Германия, МКИ С 21 С 5/52.* Способ восстановления металлических компонентов из шлифовочной пыли / Г. Соинтаг, Х. Валаш. — Оpubл. 14.08.78.
18. *Волков А. Е., Бедрин Н. И.* Особенности электрошлакового переплава абразивной пыли // Сталь. — 1994. — № 3. — С. 70–71.
19. *Соколов В. М., Федоренко И. В.* Усовершенствованная технология рафинирующего переплава шлама и шлифотходов сплава ЮНДК // Процессы литья. — 2001. — № 3. — С. 81–84.
20. *Богданов С. В.* Перспективы использования технологии ЭШР для утилизации металлоотходов // Сталь. — 1990. — № 6. — С. 36–37.
21. *Яковенко В. А., Лютый И. Ю.* Установка для электрошлаковой выплавки и рафинирования металлов и сплавов из некомпактной шихты УО-105: Сер. Спецэлектрометаллургия. — Киев, 1989. — [4 с.]. — (Информ. письмо / АН УССР. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона; № 5 (1712)).
22. *Лютый И. Ю., Волкотруб Н. П., Латаш Ю. В.* К вопросу использования охлаждаемых нерасходуемых электродов при электрошлаковой обработке металлов // Спец. электрометаллургия. — 1976. — № 30. — С. 28–33.
23. *Лентюгов И. П.* Разработка технологии получения лигатур для порошковых проволок с использованием отходов шлифовального производства // II Всеукр. наук.-техн. конф. молодых ученых та спеціалістів: Тез. доп., Київ, 25–27 червн. 2003 р. — К.: Ін-т електросварювання ім. Є. О. Патона, 2003. — С. 41.
24. *Изготовление* порошковых проволок для наплавки и дуговой металлизации с использованием в шихте отходов шлифования быстрорежущих сталей / И. А. Рябцев, Ю. М. Кусков, О. Г. Кузьменко, И. П. Лентюгов // Сварка и родственные технологии 2002: Тез. докл. Междунар. конф. (Бенардосовские чтения), г. Киев. 22–26 апр. 2002 г. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 2002. — С. 44–45.

Methods for preparation of metal-containing grinding wastes for processing and technologies for processing the abrasive grinding metal-containing wastes are considered. Foreign and domestic experience in utilisation and processing of such wastes is described.

Поступила в редакцию 29.11.2007



ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

**Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
С. Г. Войнарович** (ИЭС им. Е. О. Патона) 25 июня 2008 г.



защитил кандидатскую диссертацию на тему «Разработка технологии микроплазменного напыления биокерамического покрытия».

Диссертация посвящена разработке технологии микроплазменного напыления покрытия из гидроксипатита (ГА) на детали эндопротезов с обеспечением требуемого фазового состава и структуры.

Экспериментальным путем установлен диапазон параметров работы плазмотрона с выносным анодом

мощностью 1...2 кВт для условий напыления покрытий, определены его вольт-амперные характеристики. Установлено, что ВАХ микроплазмотрона МП-004 имеют линейный вид и являются восходящими, напряжение дуги в условиях микроплазменного напыления с использованием в качестве плазмообразующего газа чистого аргона составляет 22...32 В. Исследование влияния расхода плазмообразующего газа на режим истечения микроплазменной струи показало, что в диапазоне токов 30...45 А наблюдается устойчивое ламинарное истечение плазменной струи, которое сохраняется при расходе плазмообразующего газа 40...120 л/ч. При этом длина микроплазменной струи составляет 100...150 мм.

С использованием метода проточного калориметрирования определено влияние технологических параметров (силы тока, расхода плазмообразующего газа) на КПД плазмотрона, энтальпию и температуру аргоновой плазмы. Установлено, что КПД микроплазмотрона возрастает при увеличении расхода плазмообразующего газа и достигает 55 %. Показано, что в рабочем диапазоне параметров напыления энтальпия составляет 11000...32000 Дж/л, что соответствует среднemasсовой начальной температуре аргоновой струи 10000...13500 К.

Исследование фигуры металлизации и пятна напыления для условий микроплазменного напыления ГА покрытий показало, что фигура металлизации имеет профиль, с высокой точностью описываемый распределением Гаусса (коэффициент корреляции 0,933...0,996), а пятно напыления имеет форму эллипса с соотношением осей 1,1...1,3 и размером 8...15 мм в зависимости от параметров процесса напыления. Проведенные расчеты потерь напыляемого материала показали, что суммарные потери материала при микроплазменном напылении на имплантаты с поперечным размером 8...10 мм составляют 20...40 %, что ниже, чем при традиционном плазменном напылении в 2...4 раза.

Исследование влияния основных параметров процесса микроплазменного напыления (сила тока, расход плазмообразующего газа, дистанция напыления, расход порошка) на морфологию и структурно-фазовые превращения в покрытиях из ГА показали, что путем изменения этих параметров, ведущих к изменению условий нагрева и движения частиц напыляемого материала, возможно управление фазовым составом покрытий из ГА в пределах управления кристаллической фазы ГА 88...98 %, степени аморфности от 0 до 7 %, содержания трикальцийфосфата от 0 до 6 % и формирования за счет этого ГА покрытия с заданным фазовым составом. Впервые установлено, что в условиях микроплазменного напыления возможно в покрытиях из ГА формирование текстуры (с коэффициентом 0,48...0,74). Рассчитаны линейные регрессионные модели, показывающие степень влияния каждого параметра на формирование комплекса характеристик ГА покрытий.

Установлено, что фазовый состав покрытий из ГА, а также характеристика текстуры изменяются по толщине слоя в направлении от поверхности покрытия к границе раздела с основой.

Определена прочность сцепления покрытий с основой в зависимости от наличия подслоя и его материала. При напылении покрытий из ГА с использованием в качестве подслоя покрытия из титана прочность сцепления составила $24,17 \pm 0,85$ МПа.

Полученные результаты использованы при разработке технологических рекомендаций по нанесению покрытий из ГА на эндопротезы. Разработанная технология применена для нанесения покрытий из ГА на имплантаты для межтелового спондилроза и эндопротезы тазобедренного сустава. Получены положительные результаты клинических испытаний.

**Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
А. В. Игнатенко** (ИЭС им. Е. О. Патона) 2 июля 2008 г.



защитил кандидатскую диссертацию на тему «Механизм зарождения индуцированных водородом трещин в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей».

Для решения поставленных в работе задач проведены теоретические исследования и численное моделирование процессов, которые происходят в зерне металла с ОЦК решеткой при зарождении и развитии субмикротрещины.

Предложена математическая модель переноса водорода движущимися краевыми дислокациями. Исследовано влияние температуры металла, скорости движения краевых дислокаций и концентрации диффузионного водорода на количество переносимого водорода дислокациями к месту образования субмикротрещины. Установлено, что с увеличением скорости движения краевой дислокации или при снижении концентрации диффузионного водорода количество переносимого водорода уменьшается, а максимум кривой $N(T)$ сдвигается в область более высоких температур.

Усовершенствована модель Зинера–Стро образования субмикротрещины по дислокационному механизму. Численными методами исследована температурно-скоростная зависимость степени падения хрупкой прочности металла $\delta(T)$, расчеты сопоставлены с экспериментом. Обнаружено, что зависимость $\delta(T)$ имеет минимум в области комнатной температуры, падение прочности металла под действием водорода может достигать 50 % прочности металла без водорода. Расчеты показали, что при одной и той же температуре с увеличением скорости относительной пластической деформации, значение $\delta(T)$ увеличивается, а минимум кривой $\delta(T)$ сдвигается в область более высоких температур. В результате численного моделирования установлено, что температурно-скоростные особенности влияния водорода на прочность изделий из ВПНЛ сталей объясняются зависимостью между температурой металла, скоростью пластической деформации и количеством водорода, которое переносят дислокации к месту зарождения микродефекта. Показано, что уменьшение концентрации диффузионного водорода ведет к увеличению значения $\delta(T)$.

Разработана расчетно-экспериментальная методика определения параметров энергетических ловушек водорода в ме-



талле шва таких, как энергия взаимодействия водород-ловушка и плотность ловушек. Проанализировано влияние параметров энергетических ловушек на кинетику массопереноса водорода в металле и его перераспределение в сварном

соединении. Даны рекомендации по предотвращению на микроуровне зарождения в сварном соединении индуцированных водородом холодных трещин.

ИЗОБРЕТЕНИЯ СТРАН МИРА*

Способ сварки трением деталей из стали и алюминидов. Предложен способ соединения первой детали из алюминидов или тугоплавкого сплава никеля со второй деталью из стали, алюминидов или тугоплавкого сплава титана сваркой трением, причем между первой и второй деталью в зону соединения вводят промежуточный элемент из сплава никеля и затем осуществляют сварочный процесс, во время которого из промежуточного элемента образуют связующий слой, который с обеих сторон прочно соединяется с первой и второй деталями. Патент Германии 1020050/5947133. Н. Baur, Н. Gas-thuber, Р. Fledersbacher, М. Scheydecker (Daimlerchrysler Ag).

Экономнолегированный электрод для сварки хладостойких низколегированных сталей. Изобретение может быть использовано для сварки без предварительного подогрева конструкций из хладостойких низколегированных сталей с пределом текучести от 235 до 390 МПа, работающих при температурах до -60°C . Электрод состоит из низколегированного стержня с нанесенным на него покрытием, содержащим следующие компоненты, мас. %: 34...52 мрамора, 9...25 плавикового шпата, 6...15 кварцевого песка, 3...15 диоксида титана, 3...15 ферросилиция, 3...15 ферромарганца, до 5 сурика железного, 23...28 жидкого стекла натриевого (к массе сухой смеси). Электрод обладает хорошими сварочно-технологическими характеристиками, обеспечивает снижение склонности металла шва к пористости и его высокие механические характеристики. Патент России 2302327. В. А. Малышевский, А. В. Баранов, В. П. Леонов и др. (ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»).

Способ сварки трением вращающимся инструментом с подогревом соединяемых заготовок дугой сварочной горелки. Горелку дуговой сварки в среде защитного газа перемещают вдоль стыка между соединяемыми заготовками, нагревая свариваемые кромки. За горелкой следует головка машины сварки трением вращающимся инструментом, который сваривает нагретые кромки заготовок. Патент США 7078647. S. Kou, G. Cao (Wisconsin Alumni Research Foundation).

Способ дешевой сварки титана. Сварку титана проводят по технологии дуговой сварки плавящимся электродом в среде защитного газа. При этом используют только защитный газ, подаваемый в горелку. Предлагаемая технология отходит от технических требований сварки титана, которые предусматривают дополнительную внешнюю защиту зоны сварки инертным газом. Патент США 7075033. Т. D. Erichsen, Т. J. Dorsch (Bae Systems Land).

Припой для твердой пайки. Припой содержит 80 % золота, до 42 % серебра, а также 1...36 % легирующих элементов, в число которых входят медь, алюминий, висмут, галлий, германий, индий, сурьма, кремний, олово, свинец, теллур и таллий. Припой, который может использоваться для пайки украшений из нержавеющей стали, имеет низкую температуру плавления, не вызывающую укрупнения зерна в металле паяемых деталей, и обладает удовлетворительной коррозион-

ной стойкостью и прочностью. Патент США 7074350. Н. Uchida, J. Satou (Citizen Watch Co., Ltd.).

Способ ремонта лопатки турбины высокого давления. Рабочая лопатка турбины имеет подложку, выполненную из жаропрочного сплава на основе никеля, и систему термозащитного покрытия, нанесенную на подложку. Система термозащитного покрытия содержит покрывной слой, нанесенный на подложку методом диффузионного напыления, и верхний покрывной керамический термозащитный слой, выполненный из циркония с добавкой иттрия и имеющий номинальную толщину t . При выполнении ремонта лопатки всю систему термозащитного покрытия удаляют совместно с частью материала подложки и определяют толщину удаленного материала подложки Δt . Затем на подложку наносят методом диффузионного напыления ремонтное покрытие с толщиной, равной толщине покрытия новой лопатки, и наносят покрывной керамический ремонтный слой с толщиной $t + \Delta t$. Патент США 7078073. J. D. Rigney, C.-P. Lee, R. Darolia (General Electric Company).

Способ фрикционной сварки и применяемый для этого инструмент. Применительно к предложенному способу сварки было установлено, что при использовании инструмента трения на качество сварки влияют два фактора, а именно: динамическое истечение материала в месте образования сварного шва (что влияет, главным образом, на поток материала и достижение стабильного режима процесса сварки, на нагрев продукта посредством пластической мощности и, следовательно, на микроструктуру продукта) и характер теплового развития в зоне сварки (что оказывает воздействие на механизмы осаждения и кристаллизации в продукте). Для упрощения операций сварки с помощью фрикционного инструмента разработана аналитическая модель, выражающая свойства сварного соединения в зависимости от параметров сварочной операции, в частности, геометрических параметров инструмента и его кинематических параметров. Показано, что такая модель позволяет выбрать упрощенные условия, обеспечивающие оптимальную сварку. Патент Франции 2881067. A. Delphine (Eads Societe Par Actions Simplifiee).

Способ сварки толстых плит по технологии многослойной сварки закрытой дугой. Сварку выполняют таким образом, что металл, заплывающий разделку между толстыми плитами во время второго прохода, не входит в контакт со стенками разделки, а находится внутри предыдущего слоя. Сварку производят с большим подводом тепла. Способ позволяет предотвратить образование горячих трещин, недостаточное проплавление внутренних участков разделки и снижение прочности сварного соединения. Патент Японии 3801186. N. Hayakawa, M. Tokuhisa (Ife Steel Kk).

Сварная труба с повышенным сопротивлением коррозии металла сварного шва и способ изготовления трубы. Трубу изготавливают путем контактной сварки свернутой в трубную заготовку горячекатаной стальной полосы, содержащей $\leq 0,01\%$ S и $\leq 0,01\%$ Cu, с последующим охлаждением зоны теплового воздействия со скоростью $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$ с 1000 до 700°C . Способ позволяет снизить производственные затраты за счет исключения операции термообработки после сварки.

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в реферативном журнале «Изобретения стран мира», № 7 за 2007 г.



Патент Японии 3799840. K. Yamada, A. Chino, K. Sato et al. (Nippon Kokan Kk).

Способ многослойной электрошлаковой сварки. В конусный зазор между поверхностью диафрагмы, которую приваривают к стальной плите, и поверхностью плиты вводят водоохлаждаемый медный стержень, устанавливая его на промежуточном участке зазора. Затем производят электрош-

лаковую сварку узкой корневой зоны зазора между диафрагмой и плитой: удаляют медный стержень и заправляют широкую часть зазора по технологии электрошлаковой сварки. Способ позволяет выполнять сварку толстых стальных плит одним электродом без ухудшения механических характеристик сварного соединения. Патент Японии 3796879. N. Hayakawa, S. Sakaguchi, Y. Yamamoto, M. Nakajima (Kawasaki Steel Co.; Kawatetsu Metal Fub Kk).



По зарубежным журналам*

AUSTRALASIAN WELDING JOURNAL (Австралия). — 2008. — Vol. 53, First Quarter (англ. яз.)

Boekholt R. Сварочные технологии в процессе эволюции — перспективные человеческие ресурсы.
Allan G. Защита глаз при шлифовании, с. 17.
Аттестация и сертификация, с. 26–27.

King B. et al. Влияние предварительного нагрева на структуру и свойства сварных швов тонкостенных труб из стали 2,25 % Cr–1 % Mo, с. 33–42.
Badheka V. J., Agrawal S. K. Контактная точечная сварка высокоуглеродистой стальной ленты, с. 43–48.

BULETINUL INSTITUTULUI in SUDURA si INCERCARI de MATERIALE — BID ISIM (Румыния). — 2008. — № 1 (рум. яз.)

Cioclov D. D. Прочность и усталость наноматериалов. Ч. 4. Многомасштабное моделирование, с. 3–22.
Международный институт сварки — 60 лет деятельности, с. 27–28.
Safta V., Cojocaru R., Radu B. Соображения о неразрушающих испытаниях соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с. 31–39.

Cicala E., Grevey D., Iliem M. Влияние параметров процесса лазерно-дуговой сварки алюминиевых сплавов, с. 40–46.
Образование и обучение в области сварки, с. 47.

BIULETYN INSTYTUTU SPAWALNICTWA w GLIWICACH (Польша). — 2008. — Roc. 52, № 2 (пол. яз.)

Zeman M. Оценка свариваемости термоулучшенной высокопрочной стали Weldox 110, с. 19–25.
Klimpel A., Czuprynski A., Gorka J., Strykowski P. Плазменная наплавка алюминиевой бронзы порошком на основе никеля, с. 26–30, 33.

Zsubert L., Skoczewski P. Многопостовая система активизации параметров процесса точечной сварки, разработанная в Институте сварки, с. 33–36.

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 287-07-77, НТБ ИЭС).



Специальный выпуск. Современное состояние оцифровки информации по сварке и соединению, с. 5.

Hiraoka K. Ч. 1. Новая стратегия разработок Японского сварочного общества: выпуск журнала Японского сварочного общества в 2008 г. в Web-сети, с. 6–11.

Yurioka N. Задачи Центра информации по сварочным технологиям Японского сварочного технического общества, с. 12–16.

Smallbone Ch. et al. Распространение сварочной информации МИС и использование цифровых носителей, с. 17–21.

Kutsuna M. Ч. 2. Изменения в образовании благодаря оцифровке информации, с. 22–24.

Kobayashi H. Необходимость в базах научных данных для разработчиков правительственных учреждений, с. 25–28.

Ohji T. Компьютерные эксперименты на цифровых моделях дуговой сварки, с. 29–33.

Yamane S. Оптимизация процессов дуговой сварки с помощью нейронной сети, с. 34–39.

Nishimoto K., Saida K. Моделирование и визуализация металлургических явлений в процессе сварки, с. 40–47.

Murakawa H. Международная сеть для ученых-сварщиков, работающих в области цифровых технологий, с. 48–50.

Kawakami H., Ohnawa T. Возможности Web-сети как источника информации по сварке и соединению, с. 51–54.

Takechi Sh. Ч. 3. Управление знаниями в промышленности, с. 55–59.

Wakamatsu H. et al. Описание готовой продукции, включающее функциональные, механические и геометрические характеристики для проектирования и производства, с. 60–64.

Kirihara S., Miyamoto Yo. Гибкое производство металлических и керамических конструкций с применением САПр/АСУПр, с. 65–69.

Yamanaka N. Ч. 4. Повышение интенсивности эксплуатации сварочных роботов при применении информационной технологии, с. 70–73.

Ishiyama M. Новый подход к цифровой гибке листов наружной обшивки в судостроении, с. 74–78.

Era T., Ueyama T. Источники питания нового поколения для дуговой сварки, оснащенные блоком оцифровки и визуализации, с. 79–83.

Yamamoto E., Okazaki T. База технических данных по ремонтной сварке, с. 84–86.

So Yo. et al. Сварочный тренажер с мобильными терминалами, с. 87–90.

Sadahiro H. Роботизированная система для сварки строительной арматуры, с. 91–95.

Kaneko K. Объемная томография с применением просвечивающего электронного микроскопа, с. 5–8.

Специальный выпуск. Новые разработки в области повышения функциональности сварочного процесса.

Результаты анкетирования по новым разработкам в области повышения функциональности сварочного процесса, с. 10–26.

Ueyama T. Сварочные источники, с. 27–32.

Hirota Y. Роботы, с. 33–37.

Koshiishi F. Сварочные материалы, с. 38–43.

Sato T. Защитный газ, с. 44–48.

Nakata K. Лекционные заметки. Новое содержание журнала Японского сварочного общества, с. 49.

Tanaka M. Ч. 1. Способы сварки и сварочное оборудование. 1-1. Дуговая сварка и сварка ТИГ, с. 50–60.

Ohata M. Ч. 3. Теоретическая механика и расчет сварных конструкций. 3-1. Теоретическая механика и прочность материалов, с. 61–71.

Aoki A. Международная выставка роботов в Чикаго, с. 72–73.

Takechi Sh. Интернет в азиатских странах, с. 74–77.

Aichele G. Старые, оправдавшие себя, и новые правила для сварщиков, выполняющих сварку в защитном газе. Ч. 1. Правила безопасности, с. 100–104.

Tatter U. Когда баллоны со сжатым газом превращаются в бомбы, с. 106–108.

Klier R. Крепление жаропрочной облицовки и изоляционных материалов приваркой шпилек, с. 114–119.

Wohlgenannt M. Роботизированная сварка изделий — от автопогрузчиков до гидравлических цилиндров, с. 120–122.

Сварка в аэрокосмической промышленности — Современные процессы и материалы. Конференция DVS в Берлине 28 мая 2008 г., с. 11.

Fydrych D., Rogalski G. Влияние условий «мокрого» способа сварки покрытым электродом на содержание растворимого водорода в наплавленном металле, с. 3–8.

Cudek K. et al. Технология сварки и свойства сварных соединений новых бейнитных и мартенситных сталей со сталями, стойкими к ползучести, с. 9–13.

Wegrzyn et al. Сварные соединения, выполняемые при ремонте кузовов автомобилей после аварии, с. 14–17.

Dalewski R., Jachimowicz J. Цифровое моделирование сварных соединений, с. 23–28.

Cukrowski P., Pakos R. Оценка размера отражения в процессе ультразвуковых испытаний методом OWR, с. 29–38.

Matusiak J. Опасность для здоровья сварщиков при сварке нержавеющей стали, с. 3–9.

Nosek K. Правила защиты от пожара при выполнении сварки, с. 10–13.

Kotecki S., Nowacki J. Охрана труда и здоровья в процессе индукционной сварки, с. 14–16.

Pakos R. Основные риски, профилактика и защита при выполнении промышленного рентгеновского контроля, с. 33–37.



Padula G. et al. Что вы должны знать о технике безопасности при резке и сварке, с. 38–42.

Pakos R. Элементарные меры безопасности и требования к охране труда и здоровья при неразрушающих испытаниях пенетрантами и магнитным порошком, с. 43–48.

RIVISTA ITALIANA DELLA SALDATURA (Италия). — 2008. — № 1 (итал. яз.)

Costa G. GNS4 — национальные дни по сварке 2007 г., организованные Итальянским институтом сварки (756 участников из Италии и из-за рубежа), с. 27–41.

Penasa M. Обзор областей применения лазерной сварки в авиационной промышленности, с. 43–53.

Botta S. et al. Механические и металлургические свойства дуплексных сталей, их применение в сварных конструкциях, а также преимущества и недостатки использования алюминиевых сплавов, с. 57–68.

Laurenti A. et al. Высокотемпературная пайка стыковых соединений с помощью индукционного нагрева, описание

Szczepanska L. Охрана труда и здоровья в процессе резки и сварки материалов, с. 49–54.

требований этапов выбора паяльной машины, приспособлений и инструментов для изготовления и испытаний, с. 71–77.

Cumino G. et al. Низколегированные стали для производства энергетических установок — разнородные соединения, с. 81–88.

Atzori B., Rossi B. Усталостная прочность сварных конструкций из сплавов алюминия, с. 93–102.

Dobmann G. et al. Современное состояние линейного ультразвукового неразрушающего контроля трубопроводов, с. 105–111.

Аттестация и проверка изделий с помощью контроля пенетрантами, с. 115–121.

RIVISTA ITALIANA DELLA SALDATURA (Италия). — 2008. — An. LX. — № 2 (итал. яз.)

Fersini M., Matera S. Процесс сварки синхронизированными последовательными дугами конструкционных сталей как альтернативная технология к традиционным технологиям дуговой сварки, с. 181–189.

Bresciani F., Peri F. Опыт контроля и техобслуживания участков резервуаров-хранилищ нефтепродуктов, с. 191–200.

Possenti L. et al. Промышленное применение высокопроизводительной наплавки слоя аустенитной стали с высоким содержанием молибдена на внутреннюю поверхность сосудов давления, изготовленных из сплава Cr–Mo и Cr–MoV, с. 203–213.

Merlin M. et al. Влияние процесса пайки на микроструктурные характеристики соединений из медных сплавов, с. 217–227.

Barbieri G. et al. Электронно-лучевая сварка при изготовлении ВЧ-контактов для большого адронного коллайдера, с. 231–239.

Piccardo P., Amendola R. Цветная металлография в исследовании остаточных напряжений сварных соединений, с. 243–249.

Замечания об энергетическом КПД сварки, с. 253–256.

SCHWEISS- & PRUEFTECHNIK (Австрия) 2008. — April (нем. яз.)

Juritsch D. Визуальный контроль деталей и сварных швов в фармацевтическом аппаратостроении, с. 51–53.

Juno K. Нормативы в железнодорожном транспорте, с. 56–57.

Рост оборота фирмы «Фрониус», с. 58.

SCHWEISS- & PRUEFTECHNIK (Австрия) 2008. — Mai (нем. яз.)

Fiedler M., Krieger W., Klagges W. Основы металлургии в качестве базиса для разработки альтернативных сварочных присадочных материалов для строительства трубопроводов, с. 67–70.

Huppertz P. H. 36-я Сварочная конференция по сварке в аппаратостроении и сосудостроении, с. 76–77.

Высококачественная сталь — безопасный для экологии материал, с. 82–83.

SCHWEISSEN und SCHNEIDEN (Германия) 2008. — № 3 (нем. яз.)

Правильный подбор специалистов, с. 122–123.

Автоматизированная орбитальная сварка в аппаратостроении, с. 127–128.

Hahn O., Wibling M. Моделирование механических соединений, работающих при ударной нагрузке, с применением МКЭ, с. 134–142.

Ji J. et al. Оптимизация сварочных параметров при гибридной лазерной сварке алюминиевых сплавов, с. 143–150.

Dilthey U. et al. Гидродинамический анализ процесса гибридной лазерной сварки. Ч. 3. Моделирование процесса и сравнение со сварочными опытами, с. 151–155.

Kleinkroger W. Сварка чугуна на пути к международному стандарту, с. 156–159.

Aichele G. Ранние годы автогенной резки — история патентных дискуссий, с. 159–165.

Jerzembeck J. Разработка технических правил для предписания относительно применения опасных веществ — TRGS. «Сварочные работы», с. 166–168.

Новые книги и журналы, с. 170.

СЕМИНАР МААН СТРАН СНГ «НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОТЕХНОЛОГИИ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ»

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины 15 мая 2008 г. проходил семинар «Наноматериалы и нанотехнологии их получения» Международной ассоциации академий наук (МААН) стран СНГ, одной из общественных организаций, координирующей усилия различных научных центров. В ходе его работы были заслушаны 12 научных докладов, которые показали текущее состояние нанотехнологии, обеспечивающей прогресс во многих областях деятельности человека.

Основная цель семинара — ознакомить научную общественность с новыми результатами исследований структуры и свойств наноматериалов, процессов их изготовления.

Под термином «нанотехнология» понимают создание и использование материалов, устройств и систем, структура которых регулируется в нанометровом масштабе и которые могут быть созданы искусственным путем. Они характеризуются новыми физическими, химическими и биологическими свойствами и связанными с ними явлениями. Специфичность нанообъектов обусловлена размерами элементов их структуры, соответствующими средним размерам атомов и молекул обычных материалов. Изменения характеристик связаны также с проявлением квантово-механических эффектов, волновой природой процессов переноса и доминирующей ролью поверхности раздела. К нанообъектам в настоящее время относят как индивидуальные частицы, пленки, стержни, трубки, так и консолидированные наноструктурные и нанопористые материалы вместе с наноконпонентами и наноустройствами.

Редакция журнала, учитывая актуальность темы семинара, сочла полезным кратко осветить материалы докладов, посвященные результатам анализа наномасштабных явлений и процессов, создания научных основ получения наноматериалов, включая процессы самосборки и самоорганизации, прогнозам материаловедов на текущее десятилетие о тенденциях развития фундаментальных и прикладных работ в области нанотехнологии. Можно с уверенностью констатировать, что пристальное внимание ученых к нанообъектам отражает важность и актуальность данного направления науки и техники, результаты которого станут основой для разработки новых технологий в области физики и химии конденсированных сред, материаловедения, биологии, медицины, экологии, электроники, энергетики.

Доклад «**Конструкционные наноматериалы и наноматериалы со специальными свойствами**»

был представлен генеральным директором ФГУП «ВИАМ» академиком РАН *Е. Н. Кабловым*. В нем приведена развернутая классификация наноматериалов, получивших в настоящее время признание, и предполагаемые области их применения. Основой классификации является размерный параметр структурных составляющих.

В докладе отмечалось, что исследование структуры, свойств и технологий получения наноматериалов в Российской Федерации идет по нескольким направлениям. Они посвящены фундаментальным особенностям наносостояния, включая влияние размерного фактора, анизотропии и размерности, морфологические и структурные особенности наноструктур; новым подходам к созданию наноматериалов, включая процессы самосборки и самоорганизации; исследованию взаимодействий в ансамблях наночастиц; моделированию наноматериалов и процессов их формирования. Полученные результаты стали базой для многочисленных разработок наноструктурных наполнителей, упрочнителей и волокон для наноматериалов и композитов конструкционного назначения (фуллерены, нанотрубки, астралены), а также технологии их получения, очистки, модифицирования, диспергации и т. п. Разработаны полимерные конструкционные наноконпозиты, организация наноструктурной матрицы которых осуществляется путем введения наночастиц с привитыми к ней функциональными группами, например, дендримера или гептиламина. Они способствуют равномерному распределению наночастиц в объеме связующего вещества и фиксации их в составе матрицы, что обеспечивает благоприятное изменение структуры матрицы, приводящее к качественному улучшению конструкционных и эксплуатационных свойств. Проиллюстрированы некоторые новые подходы, которые позволили разработать технологию изготовления конструкционных молниезащитных покрытий, содержащих углеродные наночастицы (астралены, фуллерены), для конструкций планера летательных аппаратов из углепластика. Представлены данные о возможности выполнения «наносборки» высокотемпературных керамических композиционных материалов и покрытий с применением золь-гель технологии. Показано, что образование на границе раздела наноразмерных (50...100 нм) барьерных слоев на основе сформированных фаз обеспечивает эффективность защитного действия покрытия (вплоть до 2000 °С). Технология создана на принципе химического захвата кислорода воздуха активными компонентами и сни-



жения скорости его диффузии через образующиеся сложные тугоплавкие фазы. Результатом изучения влияния мисфита (размерного несоответствия периодов решеток фаз) на длительную прочность сплавов на основе алюминидов никеля стало появление новых жаропрочных монокристаллических сплавов, упрочненных наноструктурированными фазами. Приведены научные основы создания наноструктурных ионно-плазменных защитных и упрочняющих покрытий с чередующимися слоями (от 20 до 500 нанослоев) общей толщиной 5...150 мкм. Показаны области их применения.

В докладе *И. В. Горынина, С. С. Ушкова, П. А. Кузнецова* «Создание новых конструкционных и функциональных наноматериалов» (ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей») проанализировано влияние состояния и размеров структурных составляющих на магнитную проницаемость, коэффициент диффузии, предел растворимости при 293 К, модуль Юнга, твердость новых наноструктурных материалов. Представлены основные подходы к получению конструкционных наноматериалов. Перечислены основные технологии их изготовления: управляемое создание наноструктуры в объеме материала путем использования прецизионной термической обработки, интенсивной пластической деформации, введения наночастиц; получение исходных материалов путем дезинтеграторно-активаторной технологии измельчения, высокоскоростной закалки из расплава, получения нанопорошков химическим, плазмохимическим, электроискровым и другими методами; направленное создание материала путем лазерного послойного получения материала заданного состава, структуры и формы, а также спекания материала в присутствии электрического поля; инжиниринг поверхности материала по технологиям нанесения функционально-градиентных покрытий, поверхностной обработки и упрочнения; соединение материалов с использованием лазерных и гибридных способов сварки, а также сварки трением. Приведена схема управления процессов формирования наноструктуры в объеме материала при термическом воздействии (специальной термомеханической обработки, прецизионной термической обработки) или интенсивной пластической деформации в условиях сдвига под высоким давлением, равноканального прессования прутков, накопительной прокатки листов, равноканальной угловой прокатки листов. Подчеркнуто, что исходные материалы могут быть изготовлены с помощью уникального оборудования для получения нанокристаллических и наноразмерных порошков универсальным дезинтеграторно-активаторным (УДА) методом. Исходные материалы изготавливаются также по технологии плазмохимического синтеза нанопорошков, которые выполняются путем объемного модифицирования расплавов металлов и сплавов, получения функционально-градиентных наноструктурных покрытий,

компактирования нанопорошков. Приведена схема химических технологий получения нанопорошков: оксидных, гидроксидных, металлических, нитридных, солей металлов. Рассмотрена последовательность лазерного синтеза, с помощью которого можно формировать объемное изделие по заданной трехмерной модели (3D). Рассмотрены особенности инжиниринга поверхности различными методами напыления: микроплазменным, детонационным, ионно-плазменным, магнитронным распылением, электродуговым легированием поверхности, сверхзвуковым холодным газодинамическим напылением. Приведены некоторые изделия, полученные указанными методами напыления, а также области их применения. Отмечены преимущества таких покрытий: износостойкость, коррозионностойкость, снижение коэффициента трения, хорошая воспроизводимость, исключение самосваривания. Представлены технологические схемы соединения наноматериалов в твердой фазе и в условиях лазерной и гибридной сварки. Показаны некоторые установки, позволяющие выполнять диагностику наноструктурированных материалов и их соединений.

Академик НАН Украины *Б. А. Мовчан* (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) представил доклад на тему «**Электронно-лучевая гибридная нанотехнология осаждения неорганических материалов в вакууме**». В нем сформулировано феминологическое определение понятия «нанотехнология» и приведена краткая историческая справка развития электронно-лучевой гибридной нанотехнологии получения материалов, покрытий и изделий. Представлены схема и некоторые параметры электронно-лучевого испарения неорганических веществ (железа, сплавов никеля, графита, оксида циркония). Показаны технологические варианты его выполнения из медных водоохлаждаемых тиглей простой и комбинированной конструкции. Приведена схема продольного сечения получаемого композитного слитка. Проанализированы технологические возможности процессов испарения и конденсации из одного, двух и более источников с рефлекторами и смещением паровых потоков для конденсации в объеме. Представлены образцы электронно-лучевых установок, разработанные и изготовленные в Международном центре электронно-лучевой технологии, которые успешно эксплуатируются в США, Канаде, Китае и Индии. Рассмотрены температурные аспекты формирования структуры конденсатов. Показаны температурные интервалы, в которых структура конденсатов может быть аморфной или нанокристаллической, неравновесной столбчатой, равноосной зеренной, а также условия, при которых происходит полное реиспарение исходного материала. Представлены зависимости критической температуры подложки от скорости конденсации различных металлов (титана, железа, никеля, меди). Отмечено, что технология осаждения



паровой фазы позволяет получить разнообразную структуру материалов и покрытий: одно- и многофазную, многослойную, пористую, градиентную, а также особые структуры — нанотрубки, наностержни, наночастицы и др. При этом подчеркивается, что толстые конденсаты можно получить как в виде покрытий, так и фольги, листа, пластин для последующей обработки. Имеется возможность также получить толстые конденсаты и в виде дискретных структур (нанопорошков и наножидкостей). Размеры зерен, частиц, фаз, пор, толщин микрослоев можно варьировать в широких пределах: от нескольких нанометров до 5...10 мкм. Показаны структурные особенности наночастицы Fe_3O_4 в магнитных жидкостях, слойных структур TiAl/Ti , пористого титана, пористого TiC , пропитанного медью, наноструктуры $\text{TiC}(\text{Sn})$, оксида ZrO_2 , кермета $\text{ZrO}_2(7\text{Y}_2\text{O}_3) + 10 \text{ мас. \% Ni}$. Рассмотрены примеры градиентного термобарьерного покрытия, которые характеризуются высокой надежностью и долговечностью при существенном снижении стоимости изготовления по электронно-лучевой технологии по сравнению с существующими многостадийными технологиями получения термобарьерных покрытий, структурный элемент твердооксидной топливной ячейки, а также структура оксида Al_2O_3 и конденсатов углерода. Представлена классификация функциональных покрытий, конструкционных покрытий и изделий, материалов и полуфабрикатов, которые можно получить, используя электронно-лучевую гибридную нанотехнологию и соответствующее оборудование. Подчеркнута главная особенность новой технологии — возможность осуществления твердотельного синтеза материала по заранее заданной последовательности структур.

В докладе *М. И. Алымова* (ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН) «**Консолидированные объемные металлические наноматериалы**» рассмотрены механизмы консолидации нанопорошков и условия получения объемных материалов в зависимости от давления, температуры и времени. Приведена модель начальной стадии спекания металлических нанопорошков по механизму коагуляции, обусловленной термофлуктуационным плавлением отдельных частиц и разработанная методика оценки вкладов механизмов спекания.

Представлена конструкция реторты для печи ИМЕТРОН, в которой происходит формирование объемного материала. Разработан химико-металлургический метод получения нанопорошков узкого фракционного состава с малым содержанием примесей, заключающийся в механической активации прекурсоров и их последующей обработке в водороде (в случае получения металлических и металлокерамических порошков) или на воздухе (в случае получения оксидных порошков). Показаны зависимости среднего размера частиц порошка от продолжительности прекурсора, а также влияние темпера-

туры синтеза и свойств материала на минимальный размер восстановленных частиц. Отмечено, что к методам консолидации нанопорошков следует отнести: прессование с последующим спеканием, спекание под давлением, экструзию, горячее изостатическое прессование.

Приведены примеры технологии получения объемных наноматериалов методами спекания нанопорошков под давлением в результате объемной диффузии от поверхности; зернограницной диффузии от границы раздела; объемной диффузии от границы раздела; переноса вещества через газовую фазу; поверхностной диффузии от поверхности. Рассмотрены кинетика и механизмы спекания нанопорошков (меди, железа, никеля) в водороде. Подчеркнуто, что энергия активации спекания может быть повышена в результате вязкого течения, поверхностной и зернограницной самодиффузии. Рассмотрены методы спекания нанопорошков под давлением путем осадки, газовой экструзии, горячего изостатического прессования. Приведены схемы установок для их реализации. Представлены микроструктура и механические свойства некоторых объемных наноматериалов. Показаны образцы объемных изделий в виде пластин, стержней и дисков. Рассмотрены области применения твердых сплавов для инструментов, тяжелых вольфрамовых сплавов для сердечников броневой брони, оптически прозрачных лазерных керамик на основе оксида иттрия и литийфтористых керамик, магнитных материалов, композиционных материалов со специальными свойствами.

Доклад *К. В. Григоровича* (ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН) «**Физико-химические основы разработки и оптимизации технологий получения специальных сталей**» был посвящен анализу возможности и преимуществ нового метода фракционного газового анализа, который является модификацией метода высокотемпературной экстракции кислорода и азота из образца в несущем газе при заданном режиме нагрева. Приведены физико-химические модели, алгоритмы и программное обеспечение, составляющие операционную основу метода. На основе сравнительных исследований содержания примесных элементов, микро-, макроструктуры и загрязненности неметаллическими включениями различных марок рельсовой стали, изготовленные различными производителями, были отработаны более совершенные требования к выпускаемым маркам. Полученные результаты позволили установить значения критических параметров металлургической чистоты рельсовой стали по оксидным включениям, повышенное содержание которых является причиной преждевременной повреждаемости стали в процессе эксплуатации; выработать современные требования к чистым сталям, которые используются в качестве клапанных пружин автомобилей, железнодорожных



рельсов, магистральных трубопроводов, подшипников электротехнического назначения.

Приведены результаты исследований наноразмерных порошков карбидов вольфрама, полученных по двухстадийной технологии. Анализ показал, что содержание кислорода может считаться стандартным, если в расчете на единицу поверхности составляет $0,04...0,07 \text{ мкг/см}^2$. Это соответствует покрытию поринок моноатомными слоями кислорода.

В докладе *А. П. Шпака, В. В. Маслова* (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины), *В. Н. Варюхина, В. И. Ткача* (Донецкий физикотехнический ин-т им. А. А. Галкина НАН Украины) **«Формирование аморфных и наноструктурных состояний и свойства металлических нанокм-позитов»** были установлены взаимосвязи термической предыстории расплава с особенностями атомного строения аморфных сплавов различного химического состава и характером протекающих в них при нагреве кристаллизационных процессов с последующей разработкой на базе установленных закономерностей и механизмов новых функциональных и конструкционных аморфных сплавов и нанофазных композитов. Рассмотрен характер отдельных этапов их кристаллизации и образования метастабильных и стабильных фаз. Показано, что скорость охлаждения влияет на образование замороженных центров («закалочных зародышей») при аморфизации расплава. Отмечено, что аморфные ленты большой толщины (меньшие скорости охлаждения) менее устойчивы, т. е. являются более подготовленными к переходу в кристаллическое состояние в результате большей объемной плотности замороженных центров. Введение небольших легирующих добавок стабилизирует аморфную структуру базовых сплавов и замедляет процесс превращения из аморфного в кристаллическое состояние. Механизм воздействия растворимых примесей заключается в оттеснении их межфазной поверхностью и создании вблизи нее обогащенного примесного слоя (концентрационного градиента), который тем эффективнее лимитирует рост возникающих кристаллов, чем меньше коэффициент их распределения, т. е. чем менее растворимы примеси в металле-основе. Подчеркнута важность этого условия при управлении процессом формирования нанокристаллических состояний в аморфных фазах. Приведены сведения о температурной зависимости доли превращенного объема в ФМ-сплавах различного химического состава, а также кинетика перехода из аморфного в нанокристаллическое состояние в модели Колмогорова–Джонсона–Мела–Авраами. Отмечено, что немонотонный характер изменений малоуглового рассеяния указывает на определяющий вклад в превращение стадии роста нанокристаллов по сравнению со стадией их образования. Предложено кинетическое уравнение, которое учитывает этап первоначально свободного роста нанокристаллов и после-

дующий этап наложения («мягкого» столкновения окружающих их диффузионных зон). Модель адекватно описывает кинетику нанокристаллизации в сравнении с классической моделью. Приведены магнитные свойства разработанных аморфных и нанокристаллических сплавов, а также уровень и температурная стабильность начальной магнитной проницаемости в сравнении с промышленными магнитомягкими сплавами. Проанализированы возможности использования аморфных и нанокристаллических магнитопроводов в качестве высокочувствительных датчиков феррозондовых магнитометров, измерительных трансформаторов тока высокого класса точности, высококлассных компактных фильтров, дросселей дифференциальных фильтров сверхмалых размеров, электронно-оптических информационных систем отображения и мониторинга и т. д.

Л. М. Куликов из Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины в докладе **«Нанохимия слоистых дихалькогенидов d -переходных металлов: новые возможности создания многофункциональных наноматериалов на их основе»** рассмотрел особенности кристаллической структуры слоистых дихалькогенидов d -переходных металлов: дисульфата молибдена, дисульфата тантала интеркалированного железом, многослойные нанотрубки WS_2 . Приведен перечень перспективных многофункциональных наноматериалов на основе дихалькогенидов d -переходных металлов.

Представлены параметры элементарных ячеек и средние размеры частиц нанокристаллических слоистых дихалькогенидов d -переходных металлов и их интеркаляты, полученные диспергированием микронных порошков. Средние размеры анизотропных наночастиц при этом эффективно регулируются в широких интервалах (для кристаллографических направлений [013] и [110]). Доминирующее влияние на рост анизотропных наночастиц имеет температура отжига. Показаны особенности структуры и магнитные свойства слоистых нанообъектов и их интеркалятов, а также степень их разупорядочения при ультразвуковой обработке (кавитационные режимы) в различных средах.

Показано, что интеркаляция водородных наносистем типа 2H-WS_2 проходит более интенсивно, чем 2H-MoS_2 . Это приводит к образованию гомогенных, нанокристаллических водородных интеркаляционных фаз. Представлены механизмы адсорбции кислорода и окисления на воздухе слоистых наноструктур. Проиллюстрированы трибологические свойства масла И-20 с добавками наносмазок 2H-MoS_2 и 2H-WS_2 . Отмечено, что значения его износостойкости успешно коррелируют со средними размерами анизотропных наночастиц. Отмечается, что результаты исследования позволяют ожидать увеличение ресурса работоспособности узлов трения в 1,5...2 раза при эксплуатации в условиях



повышенных температур (260...490 K), высоких нагрузках и умеренных скоростях, которые характерны для авиакосмической техники, металлургической, цементной и других отраслей промышленности.

В докладе *В. Е. Юдина* (Ин-т высокомолекулярных соединений РАН) **«Влияние структуры и геометрии наночастиц на вязкоупругие, барьерные и электрические свойства нанокомпозитов»** представлены результаты исследования взаимосвязи механических свойств полимеров и многокомпонентных полимерных систем с их химическим строением, надмолекулярной организацией и композиционным составом. Показаны особенности деформирования и разрушения полимеров и композиционных материалов на их основе. Приведены данные о разработках структурированных матриц, которые модифицированы углеродными, керамическими или металлическими наночастицами. Рассмотрены также структурные аспекты силикатных и углеродных наноразмерных частиц различного состава, структуры и морфологии. Отмечены новые модификации поверхности силикатных нанотрубок и термостойкие матрицы для нанокомпозитов. Дан сравнительный анализ методов получения нанокомпозитов по обычной и расплавленной технологии. Показаны преимущества последнего — отсутствие растворителей, скорость получения, высокая вероятность промышленного использования. Представлен диапазон оптимальной дисперсии наночастиц в объеме композита. Рассмотрен порог перколяции для эллипсоидов и стержней, особенности реологии олигомида, наполненного силикатными или углеродными наночастицами с различной морфологией. Приведены механические свойства пленок нанокомпозитов в условиях растяжения и трехточечного изгиба, а также характер электросопротивления пленок, диэлектрические свойства, проницаемость по кислороду и в воде. Подчеркнуто, что уменьшение размера дисперсной фазы наполнителя повышает его прочность и трещиностойкость, более эффективно осуществляется передача напряжения через границу раздела матрица—частица. Области применения новых термостойких полимерных материалов могут быть авиация, наземный транспорт, судостроение, медицина.

Ю. В. Кудрявцев, В. Н. Уваров, Э. М. Руденко (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины), *У. П. Ли, Д. У. Хи* (Центр квантовой фотоники при университете Пхеньяна, Республика Корея), *Я. Дубовик* (Ин-т молекулярной физики Польской академии наук, Познань, Польша) в докладе **«Пленки сплавов Гейслера как потенциальные спиновые инжекторы элементов спинтроники»** привели результаты исследования сплавов Гейслера как потенциальных спиновых инжекторов элементов спинтроники. Отмечено, что эффективность устройств спинтроники (квантовые компьютеры, маг-

нитотеристоры, магнитные сенсоры, магнитные фильтры и спиновые транзисторы) существенно зависит от спиновой поляризации носителей тока в ферромагнитных слоях (спиновых инжекторах). Материалами-кандидатами для использования в качестве спиновых инжекторов могут быть оксиды со перовскитной структурой и некоторые сплавы Гейслера. Рассмотрены проблемы и намечены пути их преодоления путем изучения влияния атомного порядка на электронную структуру и физические свойства полуметаллических сплавов Гейслера. Данные о влиянии технологических параметров осаждения на структуру пленок сплава Гейслера (Co_2CrAl), температуры отжига и атомного упорядочения на транспортные свойства аморфных пленок сплава Гейслера (Cu_2MnAl) позволили разработать физическую модель отражательной способности металлов в области поглощения свободными электронами. На ее основе были определены степень отражательной способности, туннельные вольт-амперные характеристики (ВАХ) и магнитные свойства аморфных и L_{21} -упорядоченных пленок сплава Co_2CrAl в ИК-области спектра. Показано, что значение магнитного поля, при котором происходит изменение направления намагниченности, зависит от внешнего поля и коррелирует с коэрцитивной силой сплава. Полученные результаты позволили разработать лабораторную технологию получения пленок полуметаллических сплавов Гейслера со спиновой поляризацией, близкой к теоретически возможной. Создана методика, позволяющая контролировать реальную спиновую поляризацию носителей тока в пленках сплавов Гейслера.

В докладе *А. В. Рагуля* (Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины) **«Технология получения консолидированных наноматериалов и перспективы их использования в промышленности»** представлена классификация консолидированных наноматериалов на основе основных технологий их изготовления. Отмечено, что консолидация частиц может быть реализована в процессе холодного и горячего прессования, спекания, шликерного литья, инъекционного формирования при экструзии, быстрого прототипирования. Интенсивная пластическая деформация путем кручения и обработки давлением слоистых композитов, равноканальное угловое прессование, фазовый наклеп позволяют получить металлы и сплавы с наноструктурой. Консолидируемая кристаллизация из аморфного состояния при термообработке в обычных условиях или при высоких давлениях обеспечивает возможность получения аморфных металлов и сплавов. Пленки и покрытия из металлов, сплавов и керамики могут быть получены с помощью процессов CVD, PVD, электроосаждения, золь-гель технологии.

Рассмотрены проблемы спекания предварительно сформированных нанопорошков. Проанализирован



ряд технологических подходов их решения при использовании двухстадийного спекания с контролем скорости нагрева, структурно-ориентированного метода. Показана микроструктура многослойного Ni-MKK и перспективы их применения в различных областях промышленности. Определены новейшие процессы консолидации наноматериалов с использованием электроразрядного спекания, в том числе и для изделий сложной формы. Проиллюстрированы особенности микроструктуры различных нанокерамик и кинетика их уплотнения в процессе электроразрядного спекания и под высоким давлением. Приведены данные о размерном эффекте в многослойных пленках. Представлены структура и механические свойства некоторых нанокерамик и композиционных биоматериалов, а также образцы их использования в медицине в виде различных имплантатов и других биоактивных материалов.

Проанализированы современные тенденции потребления новых наноматериалов в различных сегментах рынка продуктов нанотехнологий: углеродных наполнителей, нанопорошков, пленок для каталитических конвекторов, текстиля, наполненного наночастицами, добавок к ракетному топливу, инструменты нанолитографии, наноразмерная электронная память. Показаны данные о тенденциях потребления нанокерамики и керамических нанокompозитов до 2010 г. Отмечено, что Украина имеет хорошие природные возможности и технологические условия для развития производства литиевых источников: крупнейшее месторождение высокочистого графита, наличие своего оксида марганца и кремния.

С. С. Песецкий, С. П. Богданович, Н. К. Мышкин из ГНУ «Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси представили доклад **«Полимерные нанокompозиты: получение, свойства, применение»**. В нем приведены основные типы полимерных нанокompозитов — слоистых силикатов (монтмориллонит, гекторит, сапонит), фрагмент их структуры, химическая формула, значение катионно-обменной емкости и размер частиц. Показаны методы получения полимерглинистых нанокompозитов по различным технологиям (полимеризация, интеркалирование в растворе полимера, интеркалирование в полимерном расплаве, золь-гель технология). Приведены варианты структуры полимерглинистых нанокompозитов и схема взаимодействия макромолекул полимера в расплаве с органоглиной и типичные рентгеновские дифрактограммы полимерглинистых композитов. Рассмотрены этапы формирования нанокompозита на стадии синтеза полиэфира и уровень их свойств в зависимости от концентрации органоглины. Показаны особенности технологии получения нанокompозитов при экструзионном компаундировании в расплаве. Представлены данные о влиянии рецептурных факторов на показатели свойств полимерглинистых на-

нокомпозитов на базе ПА6 и ПЭВП. Показаны механические свойства в условиях растяжения и изгиба, а также особенности морфологии ПА6, упрочненного угле- и стекловолокном с добавками наноглины. Приведены сведения об уровне термостабильности материалов на основе полиэтилентерефталата в широком температурном интервале 2...600 °С, огнестойкости нанокompозита полиуретан-органоглина. Представлены температурные зависимости тангенса угла механических потерь и модуля сдвига нанокompозитов ПА6 и ПА6 с добавками ММТ в сухом и влажном состоянии. Проиллюстрированы барьерные свойства полимерглинистых нанокompозитов, которые определяют области применения данных материалов. Перечислены узлы и детали автомобилей, в которых используются полимерглинистые нанокompозиты на основе ПА6 и органоглины. Показано, что важнейшими типами углеродных наноматериалов для полимерных нанокompозитов являются ультрадисперсные алмазы (наноалмазы), фуллерены (C_{60} и C_{70}), тубулены, функционализированные УНМ. Для их получения используют совмещение в растворе, компаундирование в расплаве полимера, комбинированные технологии (совместное диспергирование с помощью ультразвука, обработка растворителем с последующим компаундированием в расплаве, использование компабилизаторов), синтез фуллереносодержащих полимеров. Показаны преимущества полимерных материалов, которые обеспечивает модифицирование углеродными наноматериалами. Приведены сведения о влиянии наноматериалов на кристаллизацию и деформационное поведение ПА6, температурные зависимости тангенса угла механических потерь и модуля сдвига нанокompозитов ПА6 и УНМ на его основе. Приведены сведения об интенсивности изнашивания при трении по стали ПТФЭ, содержавшего УНТ. Рассмотрены различные типы фуллереносодержащих полимеров, а также пути использования гидроксированных фуллеренов для синтеза фуллереносодержащих полиуретанов. Указаны сферы применения наноалмазов в промышленности. Рассмотрены методы получения металлополимерных нанокompозитов, а также технологии использования наноструктурированных полимеров для формирования наночастиц металлосо-державших соединений (в сегрегированном блоке, в полистиролсульфонатных микрогелях, в поли(амидоамидных) дендримерах, в крейзованных ПП, ПЭТФ). Показана морфология наночастиц металлов в наноструктурированных полимерах. Приведены данные о металлосо-державших нанокompозитах на основе меди и крейзованных полимерных матриц. Проиллюстрирована зависимость диаметра кристаллитов меди от среднего диаметра пор, использование твердотельной целлюлозной матрицы для получения наночастиц металлов. Показаны металлополиамидные нанокompозиты, полученные компа-



ундированием в расплаве, зависимость времени ингибирования термоокислительного старения при 160 °С от концентрации $\text{Cu}(\text{HCOO})_2$ и $\text{CuCl} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, а также огнестойкость, кислородный индекс и механические свойства ПА нанокомпозитов различного состава. Отмечены важнейшие области применения металлосодержащих нанокомпозитов, связанные с их каталитическими, магнитными, оптическими (оптоэлектронными), электрическими и триботехническими свойствами.

В докладе *А. Ж. Тулеушева, В. Н. Володина, Ю. Ж. Тулеушева* (Ин-т ядерной физики Национального ядерного центра Республики Казахстан) «Использование наноразмерного фактора при синтезе новых материалов» проанализированы возможности получения методом синтеза плумбида ниобия А15, плумбида тантала, бериллида ниобия, которые имеют наноструктуру. Метод основан на факте снижения энергетического барьера между жидким и твердым состоянием барьера при достижении размера частиц менее 1...1,5 нм, что позволяет преодолеть барьер в результате одной термофлуктуации с расчетной частотой около 10^9 с^{-1} . Отмечено, что существование малой частицы в жидком виде ограничено некоторым максимальным размером, при превышении которого условия термофлуктуирования исключаются. Рост размеров частиц при ост-

ровковом формировании пленок, осажденных на необогреваемую подложку (при закалке) в этих условиях, определяется практически только коалесценцией островков с ростом размеров последних. Увеличение размера частицы до критического значения приводит к кристаллизации и образованию твердой фазы. При слиянии разноименных металлов, находящихся в жидком состоянии в малые капли, размер которых меньше критического, происходит образование жидкого раствора. Достижение критического размера приведет к его кристаллизации. Поскольку растворимость металлов в жидкой фазе часто неограниченна, кристаллизуется в таких условиях твердый раствор высокой концентрации, значительно пересыщенный относительно величин, приведенных на равновесных фазовых диаграммах, полученных плавлением компонентов. Непременным условием образования раствора высокой концентрации при этом является присутствие обоих металлов в жидкой фазе, так как коалесценция твердого зерна и жидкой капли (размер первого уже больше критического) сопровождается получением только твердого кристаллита.

Т. М. Лабура, д-р техн. наук

УДК 621.791.009(100)

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТИТАН-2008 в СНГ»

18–21 мая в Санкт-Петербурге (Россия) прошла традиционная ежегодная Международная конференция «Титан-2008 в СНГ», организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан». В конференции приняли участие более 250 участников из России, Украины, Беларуси, Таджикистана, США, Германии, Италии, Японии, Люксембурга, Польши и других стран. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий России, Украины, Беларуси и других стран: ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», «МАТИ» — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, Уральского государственного технического университета «УПИ», ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ФГУП «Гиредмет», ОАО «Уралредмет», ЗАО «Зубцовский машиностроительный завод», ОАО «Калужский турбинный завод», Государственного научно-исследовательско-

го и проектного института титана, Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Института геологических наук НАН Украины, Запорожской государственной инженерной академии, КП «Запорожский титаномагнийевый комбинат», АНТК им. О. К. Антонова, ОАО «Украинский графит», ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси» и др. Всего было представлено более 100 докладов.

Традиционно большое количество докладов на конференции представили специалисты ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА». В настоящее время она является одним из ведущих мировых производителей титановых полуфабрикатов ответственного назначения, которая обеспечивает 100 % потребностей в титановых деталях для судостроительных предприятий России, Украины и Узбекистана, 40 % — для фирмы «Boeing», 60 % — для фирмы «EADC» (включая «AIRBUS»). ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА» является предприятием полного технологического цикла по выпуску титановой продукции: от производства губчатого титана до из-



готовления труб, прутков, листа и поковок — и непрерывно занимается техническим совершенствованием производства. Основным направлением ее развития является освоение новых, более высокотехнологичных этапов изготовления продукции из титана: финишной механической обработкой штамповок для дисков газотурбинных двигателей и шасси авиалайнеров, теплообменников и др.

Значительное количество докладов было также представлено учеными из «МАТИ» — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, где ведутся интенсивные исследования в области материаловедения титана и его сплавов, в том числе с целью его применения в медицине. Представители КП «Запорожский титаномагний комбинат» подробно осветили основные направления по совершенствованию технологии производства губчатого титана в Украине и дальнейшему развитию завода. Следует отметить, что в 2008 г. на КП «ЗТМК» будет введена в эксплуатацию электронно-лучевая установка для производства титановых слитков и слябов массой до 5 т, изучается возможность создания прокатного цеха для дальнейшего передела выплавляемых слитков в лист.

От ИЭС им. Е. О. Патона были представлены доклады, посвященные выплавке методом электронно-лучевой плавки слитков диаметром до 1200 мм массой до 20 т, исследованию механизмов удаления включений нитрида титана из его расплава, электрошлаковому переплаву титана с электромагнитным перемешиванием расплава, а также термической обработке сварных соединений нового отечественного титанового сплава Т110. Представленные сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона доклады вызвали большой интерес у участников конференции.

Из всего разнообразия сварочных технологий на конференции наибольшее внимание было уделено

вопросам сварки взрывом биметаллических плит для изготовления теплообменников и производство сварных литых конструкций с целью снижения себестоимости изделий.

Значительное внимание на конференции было уделено вопросам применения титана в авиастроении, энергетическом машиностроении, судостроении и производстве изделий медицинского назначения (эндопротезы, импланты, инструмент и др.). В связи с резким ростом объемов применения композитных материалов при изготовлении самолетов нового поколения увеличилась и доля используемых деталей из титановых сплавов, которые являются наилучшим конструкционным материалом для изготовления силовых конструкций планера самолета.

Среди новых, быстрорастущих областей применения титана следует отметить строительство заводов по производству сжиженного газа и регазификационных терминалов (до 250 т титанового проката на одну установку) и атомную промышленность (в частности, теплообменная аппаратура для АЭС).

В связи со значительным ростом объемов производства титана, особенно в Китае, в настоящее время рынок титана характеризуется повышением уровня конкуренции, что обуславливает снижение цен на изделия из титана и повышение требований к их качеству. Дальнейшее развитие этих тенденций открывает хорошие перспективы по увеличению объемов использования титана в различных гражданских отраслях промышленности.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственная организация Титан» и ее председателя А. В. Александрова.

С. В. Ахонин, д-р техн. наук

УДК 621.791.009(100)

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «РЕСУРС, НАДЕЖНОСТЬ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ»

21–22 мая 2008 г. в Харькове в Институте проблем машиностроения им. А. Н. Подгорного НАН Украины (ИПМАШ) состоялась очередная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования». Конференция была организована Минтопливоэнерго Украины, Научно-техническим союзом энергетиков Украины и ИПМАШ НАН Украины. В работе конференции приняли участие представители Министерства топлива и энергетики Украины, Министерства образования и науки Украины, Национальной академии наук Украины, НАК «Энер-

гетическая компания Украины», ООО «Энергетическая Консалтинговая Группа», энергогенерирующих компаний, проектных институтов, принадлежащих к топливно-энергетическому комплексу Украины, а также представители РАО ЕЭС России.

Целью конференции был анализ научно-технического обеспечения реализации задач энергетической стратегии Украины в части оценки остаточного ресурса, продления срока эксплуатации, повышения надежности и эффективности использования энергетического оснащения электростанций Украины.



Вел конференцию директор ИПМАШ академик НАН Украины Ю. Н. Мацевитый. Ему помогали зав. отделом ИПМАШ профессор М. Г. Шульженко и технический директор ОАО «Центрэнерго» В. Г. Дедов. Количество участников конференции превзошло ожидаемое, что свидетельствует об исключительной актуальности тематики для специалистов тепловой энергетики. В работе конференции приняли участие также представители ряда ведущих НИИ, энергетических учреждений и других организаций Украины и России. Среди них Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ (г. Киев), Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ (г. Киев), Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАНУ (г. Львов), ОАО «Всероссийский теплотехнический научно-исследовательский институт» (г. Москва), ЦКТИ им. Ползунова (Санкт-Петербург) и др.

Конференцию открыл и выступил со вступительной речью технический директор «Центрэнерго» В. Г. Дедов. Он поздравил участников конференции с началом ее работы и пожелал всем успешной деятельности, полезного обмена научным и практическим опытом, а также эффективного сотрудничества. Затем Владимир Григорьевич остановился на проблеме, которая является одинаково острой для всех стран СНГ, изнашивание оборудования тепловых электрических станций (ТЭС) и необходимость его модернизации, которая включает замену паропроводов и их сварных соединений, повреждаемых в условиях продолжительной эксплуатации. Важной является задача прогнозирования остаточного ресурса той части энергетического оборудования, которая уже выработала свой парковый ресурс. Таким образом, тематическая направленность

конференции имеет важнейшее практическое значение, что обусловлено реальным состоянием энергетического оборудования, которое приближается к критическому. Выступление Ю. Н. Мацевитого было посвящено энергетической безопасности, надежности и эффективности использования энергетического оборудования тепловых электростанций. Он отметил, что старение энергетического оборудования обуславливает ухудшение его надежности, технико-экономических и экологических показателей ТЭС. Обеспечить надлежащее техническое состояние энергоблоков ТЭС может модернизация и техническое перевооружение энергоблоков. Однако недостаточные темпы реновации обусловлены дефицитом финансовых ресурсов.

Доклады участников конференции отвечали ее направленности и преимущественно были ориентированы на практическое использование научных разработок, методик исследования и контроля качества металла энергетического оснащения.

Ряд докладов вызвал оживленные дискуссии. Например, по особенностям эффективного использования методов контроля качества металла и восстановительной термической обработки деталей энергетического оборудования. В заключение конференции принята решение, которое включало рекомендации, предложения и запросы к руководству ТЭС, ГАЭК и Минтопливоэнерго Украины.

В целом конференция способствовала установлению и углублению деловых контактов между специалистами и определению первоочередных отраслевых проблем.

В. А. Дмитрик, д-р техн. наук

УДК 621.791.009(100)

ЧЕТВЕРТАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ»

С 27 по 30 мая 2008 г. в пос. Качивели, Крым, Украина, на базе Дома творчества ученых НАНУ «Качивели» была проведена Четвертая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». Ее организаторами выступили: Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Международная ассоциация «Сварка». В работе конференции приняло участие более 60 специалистов из Украины, России, Белоруссии, Германии и Польши. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочие языки кон-

ференции русский и английский, был обеспечен синхронный перевод докладов.

Во время работы пленарной сессии было заслушано 20 докладов. Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о спектре обсуждаемых вопросов:

Математическое моделирование электромагнитных процессов в системе «сварочная дуга – испаряющийся анод» с учетом анодного падения потенциала (И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, А. Б. Лесной, В. В. Наквасюк, О. Мокров, И. Забиров, У. Райзген, В. Павлык, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина и Институт сварки, г. Аахен, Германия);



Участники конференции во время посещения Ливадийского дворца, г. Ялта

Методика компьютерных динамических испытаний сварных конструкций (С. В. Медведев, М. В. Петрушина, О. П. Чиж, Объединенный институт проблем информатики, г. Минск, Беларусь); *Математическое моделирование тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов при ТИГ и А-ТИГ сварке неподвижной дугой* (К. А. Ющенко, И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, Д. В. Коваленко, А. Б. Лесной, И. В. Коваленко, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина); *Напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке материалов с отличающимися физико-механическими свойствами* (В. И. Махненко, В. В. Квасницкий, Г. В. Ермолаев, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, НТТУ «Киевский политехнический институт», г. Киев, Национальный университет кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина); *Математическое моделирование процессов получения слитков большого диаметра* (Т. В. Королева, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина); *Исследование влияния энергетических ловушек на кинетику удаления водорода из металла шва ВПНЛ сталей численными методами* (В. С. Синюк, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина); *Детерминированный хаос в электрической цепи со сварочной дугой* (В. Н. Сидорец, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина); *Математическое моделирование турбулентного потока дуговой плазмы, формируемого плазматроном с проволокой-анодом* (М. Ю. Харламов, И. В. Кривцун, В. Н. Коржик, С. В. Петров, А. И. Демьянов, Восточноукраинский нац. ун-т им. В. Даля, г. Лу-

ганск, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина).

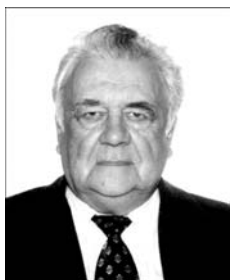
По завершению конференции, под руководством проф. В.Ф. Демченко и чл.-кора НАНУ И. В. Кривцуна был проведен круглый стол «Вычислительная физика процессов сварки и родственных технологий — задачи и проблемы», во время которого «маститые» и молодые ученые в максимально открытой форме обсуждали различные вопросы проведения вычислительного эксперимента, от инженерной постановки, физической и математических моделей до алгоритмизации задачи и разработки программного обеспечения.

Тезисы докладов вместе с программой работы конференции были опубликованы к началу проведения конференции. Сборник трудов конференции будет издан до конца 2008 г. Данный сборник, а также сборники трудов Первой (2002), Второй (2004) и Третьей (2006) международных конференций «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».

Следующая, Пятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» будет проведена в пос. Кацивели, Крым, Украина, на базе Дома творчества ученых НАНУ «Кацивели» в последней декаде мая 2010 г.

А. Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук,
И. Ю. Романова, канд. техн. наук

ПАМЯТИ В. А. КОВТУНЕНКО



22 июля 2008 г. на 77 году скончался известный специалист в области конструктивной технологической прочности сварных конструкций, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, лауреат Государственной премии УССР, заведующий лабораторией «Сварка в строительстве» ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ Виктор Алексеевич Ковтуненко.

В. А. Ковтуненко с 1956 г. после окончания Киевского политехнического института работал в ИЭС им. Е. О. Патона, сочетая научную деятельность с практической инженерной, связанной с внедрением прогрессивных технологий сварки в строительстве. В 1973 г. защитил кандидатскую диссертацию на тему «Исследования конструктивной прочности сварных соединений и узлов металлоконструкций из труб».

За разработку технологии изготовления трубчатых конструкций Ленинградской телевышки, а также уникальной цельносварной башни Киевского телецентра В. А. Ковтуненко был награжден Государственной премией УССР в области науки и техники. В. А. Ковтуненко прожил замечательную творческую жизнь инженера и ученого. Результаты его труда нашли применение при строительстве многих уникальных

инженерных сооружений: телевизионных башен, крановых конструкций, глубоководных стационарных оснований для разведки и добычи нефти и газа, крупногабаритных многослойных рулонированных сосудов высокого давления, металлических мостов, резервуаров для хранения нефти, доменных печей. В последние годы под руководством В. А. Ковтуненко лабораторией «Сварка в строительстве» ИЭС выполнялся большой объем работ по разработке и применению новых конструкционных материалов, прогрессивных технологий сварки при строительстве Подольского мостового перехода, железнодорожно-автомобильного моста через р. Днепр в Киеве, моста в г. Запорожье.

В 1994 г. В. А. Ковтуненко был избран членом-корреспондентом Академии строительства Украины, являлся действительным членом секции инженерных сооружений транспортной Академии. Он щедро делился своими знаниями с молодежью, уделял много внимания воспитанию специалистов.

В 2004 г. В. А. Ковтуненко был награжден орденом «За заслуги» III степени. Он является автором 70 научных работ, 14 авторских свидетельств на изобретения.

Светлое имя Виктора Алексеевича Ковтуненко навсегда останется в памяти его учеников, сотрудников, специалистов и ученых, работавших с ним.

ПАМЯТИ Г. И. ЛЕСКОВА



19 августа 2008 г. ушел из жизни известный ученый и специалист в области сварки Григорий Илларионович Лесков.

Г. И. Лесков — участник Великой Отечественной войны. После окончания вуза он поступил в аспирантуру, стал доцентом, а затем профессором по специальности «Оборудование и технология сварочного производства», проректором по научной работе Брянского института

транспортного машиностроения. Многие годы работал руководителем отдела технологии электронно-лучевой сварки Института электросварки им. Е. О. Патона.

Г. И. Лесковым выполнен большой объем фундаментальных исследований процессов, происходящих в электрической сварочной дуге. Результаты своих исследований вместе с обзором работ других ученых он обобщил в известной монографии «Электрическая сварочная дуга», которая широко используется специалистами в области дуговой сварки и в учебном процессе вузов. Г. И. Лесковым, его учениками и пос-

ледователями разработаны современные импульсные стабилизаторы сварочных дуг переменного тока, методы оценки динамических свойств сварочных трансформаторов, эффективные технологические процессы дуговой сварки.

Г. И. Лесков был награжден Почетной грамотой Президиума Верховного Совета УССР. Его изобретения отмечены медалями ВДНХ СССР. Более 140 работ ученого, в том числе 48 изобретений, опубликованы в научных журналах страны и за рубежом.

Григорий Илларионович сочетал научную работу с педагогической. Его лекции слушали студенты Брянского института транспортного машиностроения, Киевского политехнического института, филиала МФТИ. При его участии подготовлено более 1500 инженеров-сварщиков и 18 кандидатов наук.

В течение многих лет Г. И. Лесков был членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка», ученого и двух квалификационных советов по защите кандидатских и докторских диссертаций, Международного координационного совета по сварке.

Светлая память о Григории Илларионовиче надолго сохранится в памяти тех, кто знал его и работал с ним.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

Днепрометиз
Группа предприятий «Северсталь-метиз»

ОАО «Днепрометиз» - крупнейшее предприятие Украины в своей отрасли, входит в международную группу производителей «Северсталь-метиз»

e-mail: sale@dm.severstalmetiz.com

т/ф: (0562) 34-82-24, 35-83-69, 35-15-97
Украина, 49081, г. Днепропетровск, пр. им. газеты «Правда», 20

ПРОВОЛОКА:
сварочная Св-08 (А), Св-08Г2С
Вр-1 для армирования ЖБК
общего назначения без покрытия
термообработанная черная
оцинкованная
колючая

СЕТКИ:
плетеные
сварные
рифленные

ЭЛЕКТРОДЫ:
МР-3
АНО-4
АНО-6
АНО-21
УОНИ

**ГВОЗДИ
БОЛТЫ
ГАЙКИ
ШАЙБЫ**

www.dneprometiz.com.ua



ГЕФЕСТ™

тел./факс: (044) 200-88-33

ЭЛЕКТРОДЫ

e-mail: gefests@gmail.com
г. Киев, ул. Боженко, 11

Производство высококачественных электродов для:

- Сварки высоколегированных сталей
- Сварки теплоустойчивых сталей
- Наплавки слоев со специальными свойствами
- Сварки чугуна и меди
- Изготовление на заказ необходимых Вам марок

www.gefest-sv.com.ua
**Все марки электродов
СЕРТИФИЦИРОВАНЫ**

ГЕФЕСТ™

ОАО "ЗОНТ"

ПРОИЗВОДСТВО:

МАШИН ФИГУРНОЙ ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ «АСШ-70М»;
МАШИН ДЛЯ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ «МЕТЕОР»;
МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ «КОМЕТА М»;
МАШИН ДЛЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ «МАРИНА»;
МАШИН ПЛАЗМЕННОЙ И ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ С ЧПУ для ФИГУРНОЙ РЕЗКИ ТРУБ;
ПЕРЕНОСНЫХ ГАЗОРЕЖУЩИХ МАШИН «РАДУГА»;
НАСОСОВ, ТЕПЛООБМЕННИКОВ И ЗАПАСНЫХ ЧАСТЕЙ ДЛЯ КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ.

ПОСТАВКА
ИСТОЧНИКОВ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ.
КАПИТАЛЬНЫЙ РЕМОНТ И
МОДЕРНИЗАЦИЯ
МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА.



ОАО "ЗОНТ" (ТОРГОВАЯ МАРКА <<АВТОГЕНМАШ>>)
65104, УКРАИНА, Г. ОДЕССА, ПР-Т. МАРШАЛА ЖУКОВА 103.

Т. +38 (048) 717-00-50, E-MAIL: OAOZONT@ZONT.COM.UA
715-69-40, WWW.ZONT.COM.UA
Ф. +38 (048) 715-69-50 WWW.AUTOGENMASH.COM

ОАО «ЗАПОРОЖЕСТЕКЛОФЛЮС»

69035, Украина г. Запорожье, ул. Диагональная, 2
Тел.: +380 (61) 289-03-53; факс: +380 (61) 289-03-50
E-mail: market@steklo.zp.ua

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклонизделий» — один из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов.

На предприятии внедрена система управления качеством с получением Сертификатов «DVS ZERT» и «V» на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001:2000, а также НТЦ «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001:2001.

Продукция завода сертифицирована в УкрСЕПРО, Системе Российского Морского регистра судоходства, Госстандартом России, TÜV Nord.

Флюсы сварочные

- ГОСТ 9087-81 ♦ ТУ У 05416923.049-99
- ГОСТ Р 52222-2004 ♦
- АН-348А ♦ АН-348АМ ♦ АН-348АП ♦ АН-348АД
- АН-47 ♦ АН-47Д ♦ АН-47АП ♦ ОСЦ-45
- АНЦ-1А ♦ АН-60 ♦

15 лет на рынке сварочного оборудования Украины

предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Электрогазосварочное оборудование
- Горелки к полуавтоматам
- Электрододержатели
- Пусконаладочные работы
- Ремонт сварочного оборудования, в том числе сложного
- Технологическое обеспечение сварочных процессов
- Автоматизированные сварочные линии и комплексы
- Проволока алюминиевая марки Al Mg 5 Ø 1,2 мм, Al Si 5 Ø 1,2 мм

ABICOR BINZEL
Franius
SCUMA



тел. (061) 233 1058, 34 3623,
(061) 213 2269, 220 0079
Сервисный центр: (061) 270 2939 e-mail: weld@triada.zp.ua
www.triada-weld.com.ua

АББ - сердце робототехники

Робототехнические комплексы для дуговой сварки

Робототехнические комплексы для контактной сварки




Роботизация всего производственного цикла

Роботизированные заводы "без людей"

АББ Лтд
Украина, 03680, Киев-67
бул. И. Лёвца, 4
тел. +380 44 495 22 11
факс. +380 44 495 22 10
e-mail: robotics@ua.abb.com
www.abb.ua

ABB

ООО «ЦЕНТР ПРОМЫШЛЕННОЙ ДИАГНОСТИКИ И КОНТРОЛЯ»

Предоставляет качественно и в полном объеме на территории Украины следующие услуги:

- ➔ контроль качества сварных соединений РГК, УЗН, ВКН, ЦД, МПД, герметичность, стилоскопирование, замер твердости, механические испытания и лабораторные исследования;
- ➔ термообработка сварных соединений радиационным и индукционным методом;
- ➔ геодезическое обеспечение монтажно-строительных работ;
- ➔ аттестация персонала по контролю качества сварных соединений на АЭС.

«Центр» имеет все разрешительные документы и лицензии, необходимые для предоставления данных услуг на объектах НАЭК — Энергоатом и Госнадзорхрантруда.



Тел./факс: (38 044) 499 65 72; тел.: (38 044) 499 65 71
Моб. тел.: (8 050) 334 82 46; (8 050) 334 82 24

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО

СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

- Флюсы сварочные
- Проволоки порошковые для внепечной обработки металлургических расплавов
- Проволоки порошковые для сварки, наплавки, напыления и металлизации
- Электроды наплавочные, специального назначения, для сварки чугуна и резки
- Ферросплавы и легатуры
- Хром металлический
- Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курсантская, 1
г. Днепродзержинск
49051, Украина

Тел.: (380562) 35-50-25
Тел./факс: (380562) 35-19-41
E-mail: sp@spetssplov.dp.ua



MEGAFIL® — обеспечение точности благодаря совершенной форме: полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами для получения неразъемных соединений; благодаря своим стабильным размерам, отсутствию деформаций кручения она пригодна при решении широкого круга задач; гарантированная внутренняя защита от влаги позволяет использовать ее без повторной прокатки; важными преимуществами являются сверхвысокая электрическая проводимость и стабильное горение дуги. Поддержите свою форму с помощью **MEGAFIL®**.

MEGAFIL®: Продукция компании Дратцуг Штайн — наша серия бесшовных изделий, включая также высококачественные порошковые проволоки **TOPCORE®** и **MECUFIL®**.



Drahtzug Stein
D-67317 Altleiningen
Tel: +49(0) 6356 966-0
Fax: +49(0) 6356 966-114
E-mail: postmaster@drahtzug.de; www.drahtzug.de

Официальный представитель в Украине:

АРКСЭЛ

83017, г. Донецк, пер. Витязий, 2а

Тел.: (062) 332-2650(52)

Тел./факс: 382-9449, 332-2651

E-mail: info@arcsel.dn.ua; www.arcsel.dn.ua



маски
катоды
флюсы
горелки
редуктора
проволоки
электроды
выпрямители
плазмотроны
клемы массы
трансформаторы
сварочные трактора
керамические сопла
держатели электрода
сварочные полуавтоматы
установки для автоматизированной плазменной резки
оборудование для газоплазменной резки, наплавки, напыления
установки для контактной сварки
установки для микроплазменной сварки
гарантийное и сервисное обслуживание
установки очистки и фильтрации воздуха
установки для автоматической сварки в среде защитных газов всех видов металла
оборудование для антикоррозионной защиты
установки для автоматической сварки под флюсом
композиционные металлополимерные материалы



03680, г. Киев, Украина, пр-т Глушкова, 1, пав. №21,
тел./факс: (+380 44) 596-93-70, 596-93-76, 596-93-75, 596-92-20,
e-mail: house@welding.kiev.ua, eduardch@ukr.net



**ГП «Опытный завод
сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
НАН Украины»**

**Производство материалов для
дуговой сварки, наплавки и резки:**

Электроды — АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-6У, АНО-12, АНО-21, АНО-21М, АНО-21У, АНО-27, АНО-36, АНО-37, МР-3, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, ВН-48, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, ТМА-1У, ТМА-3У, ЦУ-5, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЦЧ-4, Комсомолец-100, Т-590, АНР-2

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АНВ2У, ПП-НnХ25П4Н3Т, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные — по ГОСТ 9087-81, а также АН-М13, АН-25, АН-72

Флюсы керамические — АНК-40, АНК-47А, АНК-57, АНК-565

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина	Тел.: (044)	456-64-95
г. Киев-112		456-63-69
ул. О. Телиги, 2	Факс: (044)	456-64-95
		456-63-08



машины для газокислородной и плазменной резки
Точная и качественная резка деталей и заготовок из листового металла



Газокислородная резка: → в диапазоне толщин 5 ... 600 мм → многорезаковая резка → со скосом кромок под сварку → резка слэбов и заготовок	Плазменная резка: → в диапазоне токов 15 ... 1000 А → в диапазоне толщин 0,5 ... 130 мм → двухгазовая → высокой плотности → водоинжекционная → надводная и подводная
---	---

От сложных комплексов «под ключ» до недорогих комплексов для предпринимателей

НПП «ТЭХМАШ», ул. Промышленная, 14, г. Одесса, 65031
Тел./факс: +38 (048) 778-17-38; 778-17-45; 778-08-90; 728-06-08
E-mail: marketing@techmach.com.ua; tm@te.net.ua



Automatic machines and robots for arc welding

Автоматические установки и роботы для дуговой сварки



УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ

УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ

РОБОТТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ

СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА

Украина, 03056, Киев, ул. Полевая, 24
Тел.: +38 044 456-40-20
Факс: +38 044 456-83-53
<http://www.navko-teh.kiev.ua> E-mail: info@navko-teh.kiev.ua



Завод автогенного оборудования

Запоріжжя	(061) 224-11-56
Київ	(044) 200-80-67
Дніпропетровськ	(056) 370-54-45
Донецьк	(062) 381-88-93
Харків	(0572) 50-16-89
Луганськ	(0642) 595-165
Львів	(0322) 45-00-68
Полтава	(0532) 50-89-67
Вінниця	(0432) 53-16-38
Сімферополь	(0652) 54-32-11
Черкаси	(0472) 64-35-28



(06264) 5-77-13, 4-26-85
svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

Подписано к печати 15.07.2008. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,04. Усл. кр.-отт. 9,89. Уч.-изд. л. 10,24 + 6 цв. вклеек.

Цена договорная. Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.