

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

Ученые университетов Украины
М. Н. Брыков, ЗНТГУ, Запорожье,
В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,
В. Ф. Квасницкий, НУК, Николаев,
В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

О. И. Стеклов

РНТСО, Москва, РФ

Г. А. Туричин

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

Редакторы

Т. В. Юштина, Н. А. Притула

Электронная верстка

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

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Боженко, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации KB 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

Международная конференция «НАПЛАВКА – НАУКА. ПРОИЗВОДСТВО. ПЕРСПЕКТИВЫ»



Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины
15–17 июня 2015 г.

- Современные способы наплавки, технологии наплавки и их применение
- Наплавочные материалы. Наплавленный металл. Состав, структура, свойства
- Использование математических методов в исследовании наплавочных процессов

Организаторы:

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Международная Ассоциация «Сварка»

Ассоциация «Электрод»

Общество сварщиков Украины

Российское научно-техническое сварочное общество



СОДЕРЖАНИЕ

ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» — стратегия развития	7
---	---

СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ НАПЛАВКИ, ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

Турыйк Е., Рябцев И.А. Опыт использования европейских стандартов для аттестации процедур наплавки	9
Переpletчиков Е.Ф. Плазменно-порошковая наплавка никелевых и кобальтовых сплавов на медь и ее сплавы	14
Яровицын А.В. Энергетический подход при анализе режимов микроплазменной порошковой наплавки	18
Сом А.И. Влияние схемы ввода порошка в дугу на его потери и эффективность процесса плазменно-порошковой наплавки	26
Хаскин В.Ю., Шелягин В.Д., Бернацкий А.В. Современное состояние и перспективы развития технологий лазерной и гибридной наплавки (Обзор)	30
Кусков Ю.М., Гордань Г.Н., Богайчук И.Л., Кайда Т.В. Электрошлаковая наплавка дискретным материалом различного способа изготовления	34
Кузьменко О.Г. Особенности нагрева штамповых заготовок при электрошлаковой наплавке неплавящимися электродами	38
Майданчук Т.Б., Илюшенко В.М., Бондаренко А.Н. Улучшение качества биметаллического соединения при наплавке под флюсом высокооловянной бронзы на сталь	42
Лендел И.В., Максимов С.Ю., Лебедев В.А., Козырко О.А. Влияние импульсной подачи электродной проволоки на формирование и износостойкость наплавленного валика, а также потери электродного металла при дуговой наплавке в CO ₂	46
Перемитько В.В., Носов Д.Г. Оптимизация режимов дуговой наплавки под флюсом по слою легирующей шихты деталей ходовой части гусеничных машин	49
Кузнецов В.Д. Износостойкая наплавка с вводом в сварочную ванну нанопорошков	52
Бартнев И.А. Особенности дуговой наплавки лежачим пластинчатым электродом по легирующей шихте	57
Григоренко Г.М., Адеева Л.И., Туник А.Ю., Полещук М.А., Зеленин Е.В., Зеленин В.И., Никитюк Ю.Н., Лукаш В.А. Использование метода сварки трением с перемешиванием для восстановления изношенных медных плит кристаллизаторов МНЛЗ	60
Пулька Ч.В., Шаблий О.Н., Барановский В.Н., Сенчишин В.С., Гаврилюк В.Я. Пути совершенствования технологии индукционной наплавки тонких стальных дисков	64

НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. НАПЛАВЛЕННЫЙ МЕТАЛЛ. СОСТАВ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА

Мазур А.А., Маковецкая О.К., Пустовойт С.В., Бровченко Н.С. Порошковые проволоки на мировом и региональных рынках сварочных материалов	68
Шевченко С.Б., Кривцун И.В., Головкин Л.Ф., Лутай А.Н., Слободянюк В.П. Возможности использования лазерного излучения для повышения качества электродной проволоки	75
Рябцев И.А., Панфилов А.И., Бабинец А.А., Рябцев И.И., Гордань Г.Н., Бабийчук И.Л. Структура и износостойкость при абразивном изнашивании наплавленного металла, упрочненного карбидами различных типов	84
Осин В.В. Порошковые проволоки, обеспечивающие получение наплавленного металла с высоким сопротивлением изнашиванию схватыванием	89

Международная конференция «Наплавка – Наука. Производство. Перспективы»

Лентюгов И.П., Рябцев И.А. Структура и свойства металла, наплавленного порошковой проволокой с шихтой из переработанных металлоабразивных отходов	94
Ющенко К.А., Каховский Ю.Н., Булат А.В., Самойленко В.И., Каховский Н.Ю. Новые электроды для ремонтной наплавки поврежденной облицовки камер рабочего колеса гидроагрегатов ГЭС	97
Жудра А.П., Ворончук А.П., Фомакин А.А., Великий С.И. Материалы и оборудование для наплавки ножей горячей резки металла	100
Маркашова Л.И., Позняков В.Д., Гайворонский А.А., Бердникова Е.Н., Алексеенко Т.А. Структура и свойства поверхности железнодорожных колес после восстановительной наплавки и эксплуатационного нагружения	103
Росерт Р. Сплавы на кобальтовой основе для наплавки	108
Ворончук А.П., Жудра А.П., Кочура В.О., Петров А.В., Федосенко В.В. Особенности технологии изготовления и применения порошковых лент для наплавки	114
Белый А.И., Жудра А.П., Росляков А.И., Петров В.В., Лобода П.И. Влияние легирования на физико-механические свойства плавленных карбидов вольфрама	119
Суховая Е.В. Двухслойные наплавочные композиции на основе наполнителя системы легирования Cr–Ti–C	123
Кусков Ю.М., Гордань Г.Н., Еремеева Л.Т., Богайчук И.Л., Кайда Т.В. Влияние магнитно-импульсной обработки присадочных материалов на структуру наплавленного металла	128
Маркашова Л.И., Шелягин В.Д., Кушнарёва О.С., Бернацкий А.В. Влияние технологических параметров лазерного и лазерно-плазменного легирования на свойства слоев стали 38ХНЗМФА	131

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ В ИССЛЕДОВАНИИ НАПЛАВОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

Сенченков И.К., Рябцев И.А., Турык Е. Структурная схема методики расчета напряженно-деформированного состояния деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации	138
Сенченков И.К., Червинко О.П., Рябцев И.А. Расчет усталостной долговечности цилиндрических деталей при многослойной наплавке и эксплуатационном циклическом термомеханическом нагружении	142
Гопкало А.П., Клипачевский В.В. Влияние наплавки на напряженно-деформированное состояние роликов машин непрерывного литья заготовок	148
Куций А.М., Власов А.Ф. Моделирование процесса плавления электродов с экзотермической смесью в покрытии при ремонтной сварке и наплавке	150

ХРОНИКА

IX Всеукраинский фестиваль науки	153
Памяти И.К. Походни	155

ИНФОРМАЦИЯ

Новые установки производства ООО «НАВКО-ТЕХ» для автоматической дуговой наплавки и сварки	157
Автоматизация, доведенная до совершенства	158

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

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

Scientists of Ukrainian Universities

M. N. Brykov, ZNTSU, Zaporozhje
V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov
V. F. Kvasnitskii, NUS, Nikolaev
V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia
Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Editors

T. V. Yushkina, N. A. Pritula

Electron galley

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

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77

Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

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

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

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

Published monthly

International Conference «SURFACING – SCIENCE. PRODUCTION. PROSPECTS»



The E.O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine
15–17 June, 2015

- Modern methods of surfacing, technologies of surfacing and their application
- Surfacing materials. Deposited metal. Composition, structure, properties
- Application of mathematical methods in investigations of surfacing processes

Organizers:

The E.O. Paton Electric Welding Institute
International Association «WELDING»
«ELECTRODE» Association
Society of Welders of Ukraine
Russian Welding Society



CONTENTS

LLC «TM. VELTEK» — strategy of development	7
--	---

MODERN METHODS OF SURFACING, TECHNOLOGIES OF SURFACING AND THEIR APPLICATION

Turyk E., Ryabtsev I.A. Experience in application of the European standards for certification of surfacing procedures	9
Pereplyotchikov E.F. Plasma-powder surfacing of nickel and cobalt alloys on copper and its alloys	14
Yarovitsyn A.V. Energy approach in analysis of microplasma powder surfacing modes	18
Som A.I. Effect of scheme of powder feeding into arc on its losses and efficiency of plasma-power surfacing process	26
Khaskin V.Yu., Shelyagin V.D., Bernatsky A.V. Modern state and challenges for development of laser and hybrid surfacing technologies (Review)	30
Kuskov Yu.M., Gordan G.N., Bogajchuk I.L., Kajda T.V. Electroslag surfacing using discrete material of different methods of manufacture	34
Kuzmenko O.G. Peculiarities of heating of stamped billets in non-consumable electrode electroslag surfacing	38
Maidanchuk T.B., Ilyushenko V.M., Bondarenko A.N. Improvement of bimetal joint quality in submerged arc surfacing of high-tin bronze on steel	42
Lendel I.V., Maksimov S.Yu., Lebedev V.A., Kozyrko O.A. Effect of pulsed electrode wire feeding on formation and wear resistance of deposited bead and also losses of electrode metal in CO ₂ arc surfacing	46
Peremitko V.V., Nosov D.G. Optimization of modes of submerged arc surfacing over the layer of alloying charge of caterpillar machine running gear parts	49
Kuznetsov V.D. Wear-resistant surfacing with feeding of nanooxides to weld pool	52
Bartenev I.A. Peculiarities of fire-cracker plate electrode arc surfacing over alloying charge	57
Grigorenko G.M., Adeeva L.I., Tunik A.Yu., Poleshchuk M.A., Zelenin E.V., Zelenin V.I., Nikityuk Yu.N., Lukash V.A. Application of friction stir welding method for repair and restoration of worn-out copper plates of MCCB moulds	60
Pulka Ch, V., Shabliy O.N., Baranovsky V.N., Senchishin V.S., Gavrilyuk V.Ya. Ways of updating the technology of induction surfacing of thin steel discs	64

SURFACING MATERIALS, DEPOSITED METAL. COMPOSITION, STRUCTURE, PROPERTIES

Mazur A.A., Makovetskaya O.K., Pustovoit C.V., Brovchenko N.S. Flux-cored wires at world and regional markets of welding consumables	68
Shevchenko S.B., Krivtsun I.V., Golovko L.F., Lutay A.N., Slobodyanuk V.P. Capabilities of laser radiation for improvement of electrode wire quality	75
Ryabtsev I.A., Panfilov A.I., Babinets A.A., Ryabtsev I.I., Gordan G.N., Babijchuk I.L. Structure and wear resistance at abrasive wear of deposited material, hardened with carbides of different types	84
Osin V.V. Flux-cored wires, providing deposited metal with high resistance to adhesion wear	89
Lentyugov I.P., Ryabtsev I.A. Structure and properties of metal, deposited by flux-cored wire with a charge of used metal-abrasive wastes	94

**International Conference
«SURFACING – SCIENCE. PRODUCTION. PROSPECTS»**

Yushchenko K.A., Kakhovsky Yu.N., Bulat A.V., Samojlenko V.I., Kakhovsky N.Yu. New electrodes for repair surfacing of damaged lining of impeller chamber of HES hydro-power units	97
Zhudra A.P., Voronchuk A.P., Fomakin A.A., Velikiy S.I. Materials and equipment for surfacing of metal hot cutting knives	100
Markashova L.I., Poznyakov V.D., Gajvoronsky A.A., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structure and properties of railway wheel surface after restoration surfacing and service loading	103
Rosert R. Cobalt-base alloys for surfacing	108
Voronchuk A.P., Zhudra A.P., Kochura V.O., Petrov V.V., Fedosenko V.V. Peculiarities of technology of manufacture and application of flux-cored strips for surfacing	114
Belyi A.I., Zhudra A.P., Roslyakov A.I., Petrov A.V., Loboda P.I. Effect of alloying on physical and chemical properties of tungsten fused carbides	119
Sukhovaya E.V. Double-layer surfacing compositions, based on filling material of Cr-Ti-C alloying system	123
Kuskov Yu.M., Gordan G.N., Ereemeeva L.T., Bogajchuk I.L., Kaida T.V. Effect of magnetic-pulsed treatment of filler materials on deposited metal structure	128
Markashova L.I., Shelyagin V.D., Kushnareva O.S., Bernatsky A.V. Effect of technological parameters of laser and laser-plasma alloying on properties of 38KhN3MFA steel layers	131

**APPLICATION OF MATHEMATICAL METHODS
IN INVESTIGATIONS OF SURFACING PROCESSES**

Senchenkov I.K., Ryabtsev I.A., Turyk E. Structural scheme of procedure for calculation of stress-strain state of parts during surfacing process and service	138
Senchenkov I.K., Chervinko O.P., Ryabtsev I.A. Calculation of fatigue life of cylindrical parts at multilayer surfacing and service cyclic thermomechanical loading	142
Gopkalo A.P., Klipachevsky V.V. Effect of surfacing on stress-strain state of rollers of machines for continuous casting of billets	148
Kushchiy A.M., Vlasov A.F. Modeling of process of melting of electrodes with exothermal mixture in coating during repair welding and surfacing	150

NEWS

Festival of science	153
In memory of Pokhodnya I.K.	155

INFORMATION

New equipment of LLC «Navko-Tech» manufacture for automatic arc surfacing and welding	157
Automation, practiced for perfection	158

ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» — стратегия развития

Производство порошковых проволок — одно из важных направлений в области сварочного производства Украины, которое сумело в годы независимости в значительной мере сохранить позиции на рынке в условиях жесточайшей конкуренции с ведущими зарубежными брендами. В этом немалая заслуга предприятия ООО «ТМ. ВЕЛТЕК», с продукцией которого хорошо знакомы потребители не только Украины, но и России, Молдовы, Узбекистана, Беларуси, Турции. В настоящее время ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» является ведущим производителем порошковых проволок в Украине, которые предназначены для сварки, наплавки и напыления. Номенклатура проволок включает свыше 80 марок диаметром от 1 до 6 мм, потребителями которых являются предприятия таких отраслей промышленности, как металлургическая, машиностроительная, горнодобывающая и другие. Редакция журнала «Автоматическая сварка» сочла полезным ознакомить читателей с достижениями ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» и особенностями работы этого предприятия. Ниже публикуется интервью с директором ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» Андреем Антоновичем Голякевичем.



Директор ООО «ТМ. ВЕЛТЕК»
А.А. Голякевич

Андрей Антонович, известно, что Вы вышли из академической среды. Что послужило толчком к организации самостоятельной работы, т.е. к выбору «свободного плавания»?

Здесь несколько причин. Накопленные в ИЭС им. Е.О. Патона опыт разработки порошковых проволок и организации их производства, а также опыт внедрения на предприятиях при решении конкретных производственных задач, ну и, конечно же, желание самореализации.

Как все начиналось? Какие первые шаги Вами и вашей командой были определены как главные?

Первые шаги определялись обстоятельствами, сложившимися в начале 1990-х годов, связанные с разрывом торгово-экономических связей. В Украину прекратилась поставка из России металлической ленты для производства порошковых проволок. Поэтому было со-

здано российско-украинское СП — «ТМ. ВелдТек», позволившее наладить поставку в Украину ленты Липецкого металлургического комбината и, в то же время, обеспечить поставку производимых в Украине на Днепропетровском метизном производственном объединении (ДМППО) порошковых проволок на рынок СНГ. Это все происходило в условиях отсутствия собственных мощностей по производству проволок. Командой, состоящей из специалистов ИЭС им. Е.О. Патона, была налажена поставка сырья на ДМППО, организована научно-экспериментальная разработка новых порошковых проволок под возникающие новые потребности предприятий, обеспечен маркетинг и инжиниринговое сопровождение продукции. Эта схема сотрудничества «ТМ. ВелдТек» и ДМППО оказалась достаточно эффективной, так как позволила сохранить производственную базу на ДМППО (к примеру, наш сосед — ДЭИЗСМ, имеющий на тот момент самые современные производственные мощности на постсоветском пространстве, прекратил свое существование), не потерять квалифицированные кадры, и, одновременно, осуществить модернизацию мощностей для повышения качества выпускаемой продукции.

Как далее развивалось предприятие?

Преодолев первые трудности, стали ясны дальнейшие шаги по наращиванию объемов производства и номенклатуры с постоянным совершенствованием качества. Именно на этом этапе из совместного предприятия было выделено производственное отделение — ООО «ТМ. ВЕЛТЕК». Им были взяты мощности по производству порошковых проволок (включая весь цикл технологических операций) в аренду у ДМППО. Потенциал предприятия был усилен за счет притока молодых кадров, прошедших профессиональную подготовку под руководством опытных работников. Была налажена систематическая работа по изучению спроса на наплавочные и сварочные материалы на предприятиях ряда отраслей промышленности. Постоянное внимание уделялось вопросам модернизации технологического оборудования. Одновременно организовали работу по ревизии (модернизации) составов ранее выпускаемых проволок с учетом замечаний и новых требований потребителей.

В чем Вы видите сильные стороны Вашего предприятия?

Частично это отражено в предыдущем ответе. Но главное — это наша команда, создавшая это предприятие. Мы все выходцы одного из научных подразделений ИЭС им. Е.О. Патона. Прошли просто фантастическую школу у академика И.К. Походни — жесткую, интересную и эффективную — в различных сферах производства порошковых проволок: научной, технологической, внедренческой. С другой стороны, у каждого из нас в новых условиях более акцентированно и эффективно проявились индивидуальные способности в различных секторах менеджмента. Это позволило гармонично и динамично развиваться нашему предприятию.



Заседание Правления. Слева направо: Л.Н. Орлов, В.Н. Упырь, А.А. Голякевич, С.П. Гиук



Волоочильный цех



Продукция ООО «ТМ. ВЕЛТЕК»

Ваши была проведена модернизация производства. Что это дало предприятию?

Выполнена модернизация существующего оборудования практически на всех операционных участках производства. Дополнительно установлены: линия очистки ленты, два шестикратных стана, несколько единиц дробильного и размольного оборудования, печи для термообработки шихтовых материалов и готовой продукции и т.д. Проведение данных мероприятий позволило значительно расширить номенклатуру производимых проволок, увеличить производительность процесса изготовления и главное повысить качество продукции.

Компания может производить до 5000 т порошковой проволоки в год. Реально в последние годы объем производства составляет 1000 т в год. Каковы перспективы увеличения объемов производства?

В последние годы разработано много новых проволок для различных отраслей промышленности. Время прохождения от опытно-промышленных образцов до массового внедрения в производство, из нашей практики, занимает от трех до пяти лет. Исходя из наших мощностей, рассчитываем в ближайшие несколько лет нарастить объемы продаж до 3 тыс. т в год, если, конечно, будет благоприятная конъюнктура рынка.

В какие страны поставляется продукция и каковы перспективы расширения географии поставок?

Наша продукция поставляется кроме Украины в Россию, Беларусь, Чехию, Турцию, Прибалтийские страны, страны Средней Азии и имеет неплохие перспективы для продвижения на рынки еще некоторых стран.

Относительно качества продукции. Внедрена ли система управления качеством на предприятии?

С 2004 г. внедрена и успешно работает Система управления качеством, соответствующая требованиям ISO 9001: 2009, сертифицированная УкрСепро и Российским Морским регистром судоходства. Все основные виды проволок сертифицированы УкрСепро. Проволока марки ТМВ-7 сертифицирована (и уже на протяжении 15 лет сертификат подтверждается) Регистром Ллойда (Великобритания) и Российским Морским регистром судоходства. Реальным показателем качества изготавливаемой проволоки является низкая доля некондиционной продукции (порядка 0,8...0,9 %).

Какие дополнительные услуги оказывает компания?

Порезка ленты, дробление и помол сырьевых материалов. С 2013 г. на предприятии введены в эксплуатацию участки наплавки и производства негабаритных металлоконструкций. В кооперации с партнерами разрабатывается и производится специализированное оборудование для наплавки.

Каковы сроки выполнения заказов?

Это зависит от объема поставки и сложности изготовления продукции. Отгружаем от 5 кг до вагонов. За одну рабочую смену можем произвести до 7 т проволоки, одновременно до 5 марок, диаметром от 1 до 6 мм.

Каковы перспективы сотрудничества с ИЭС и другими научными центрами и перспективы выпуска более наукоемкой продукции?

Мы уже достаточно продолжительное время плодотворно сотрудничаем с отделом № 18 ИЭС им. Е.О. Патона (причем получены конкретные результаты как в научной, так и в производственных сферах). Также эффективно сотрудничаем с Львовским физико-механическим институтом, Приазовским государственным техническим университетом, Днепропетровским университетом железнодорожного транспорта, Институтом сверхтвердых материалов НАН Украины. Поддерживаем контакты также с рядом зарубежных институтов. Полагаем, что дальнейшее расширение сотрудничества с ИЭС им. Е.О. Патона позволит повысить конкурентоспособность производимой ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» продукции за счет повышения ее качества, создания новых марок проволок, что в свою очередь обеспечит существенное увеличение объема производства, а также расширит рынки сбыта, в том числе в странах Европы и Евразийского союза.

Интервью записали:
А. Зельниченко, В. Липодаев

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЕВРОПЕЙСКИХ СТАНДАРТОВ ДЛЯ АТТЕСТАЦИИ ПРОЦЕДУР НАПЛАВКИ

Е. ТУРЫК¹, И.А. РЯБЦЕВ²

¹ Институт сварки. 44100, г. Гливице, Польша, ул. Б.Чеслава, 16-18. E-mail: eugeniusz.turyk@glivice.pl

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

Описан опыт применения аттестации процедуры наплавки в соответствии с европейскими стандартами. Приведены и объяснены основные термины, которые применяются в стандартах. Аттестация сварочных (наплавочных) работ на предприятии проводится внешним независимым экспертным органом с аккредитованной испытательной лабораторией неразрушающего и разрушающего контроля. При аттестации предварительно проводится отработка процедур наплавки на стандартных контрольных образцах в виде пластин или труб. В виде исключения допускается проведение аттестации процедур наплавки на нестандартных контрольных образцах, имитирующих наплавляемую деталь. Качество наплавленных контрольных образцов проверяется сначала с использованием неразрушающих методов контроля. При положительных результатах этих методов контроля образцы подвергаются разрушающим методам контроля. Если в результате испытаний не обнаружено недопустимых дефектов, то экспертный орган составляет протокол аттестации процедуры наплавки WPQR. Библиогр. 5, рис. 8, табл. 2.

Ключевые слова: процедура наплавки, аттестация, европейский стандарт, контрольный образец, неразрушающий контроль, разрушающий контроль

Необходимость аттестации процедур сварки (наплавки) появилась в связи с введением международных и европейских стандартов системы менеджмента качества, в которых сварка считается специальным процессом, т. е. процессом, «в котором подтверждение соответствия конечной продукции затруднено» (ИСО 9000:2000). В требованиях стандарта ИСО 9001:2008 записано: «Организация должна подтверждать все процессы производства и обслуживания, результаты которых нельзя проверить посредством последовательного мониторинга или измерения, вследствие чего их недостатки становятся очевидными только после начала использования продукции или после предоставления услуги». Подробные требования к качеству сварки (наплавки) определяет серия стандартов ИСО 3834 по обеспечению качества в сварочном производстве.

Для лучшего понимания проблем аттестации процедур сварки (наплавки) необходимо ознакомиться с терминологией, применяемой в этих стандартах. В соответствии с ГОСТ Р ИСО 15607–2009 «Технические требования и аттестация процедур сварки металлических материалов» вводятся следующие термины:

– **процедура сварки** (welding procedure): установленный порядок действий для выполнения сварки, включая указания на процесс(ы) сварки, оборудование, основные и сварочные материалы, подготовку под сварку, предварительный подогрев (при необходимости), метод и управление свар-

кой, термическую обработку после сварки (при необходимости);

– **процесс сварки** (welding process): в стандарте использованы процессы сварки, перечень и определения которых приведены в ИСО 857-1, и система нумерации процессов сварки по ЕН ИСО 4063;

– **предварительные технические требования к процедуре сварки** (preliminary welding procedure specification (pWPS)): документ, содержащий значения параметров процедуры сварки, которая должна быть аттестована;

– **технические требования к процедуре сварки** (welding procedure specification (WPS)): документ, который был аттестован одним из методов, и который содержит значения параметров процедуры сварки, обеспечивающих повторяемость ее выполнения в производстве;

– **рабочая инструкция** (work instruction): документ, содержащий упрощенные технические требования к процедуре сварки, пригодный для применения в цехе;

– **протокол аттестации процедуры сварки** (welding procedure qualification record (WPQR)): протокол, содержащий все необходимые данные для аттестации предварительных технических требований к процедуре сварки.

Практически все эти термины можно отнести к наплавке как родственному сварке процессу, заменяя термин «сварка» на термин «наплавка».

Для выполнения стандартных требований к качеству сварочных (наплавочных) работ изготовитель должен применять аттестованные техноло-

гии, а метод аттестации должен соответствовать стандартам на продукцию или техническим условиям. Наличие аттестованных технологий (процедур) наплавки является доказательством того, что производственные технологии полностью соответствуют установленным требованиям. Аттестация должна быть проведена до выполнения сварочных (наплавочных) работ на производстве. Рекомендуется проведение аттестации сварочных (наплавочных) работ внешним независимым экс-

пертным органом с аккредитованной испытательной лабораторией неразрушающего и разрушающего контроля.

Контрольные образцы. Обязательным требованием стандарта ИСО 15614-7 [1] является предварительное проведение отработки процедур наплавки на стандартных контрольных образцах в виде пластин или труб (рис. 1, 2).

В ИСО 15614-7 приведена нормативная ссылка на стандарт ИСО 15613 [2], который допускает проведение испытаний наплавленного нестандартного контрольного образца, имитирующего по форме и размерам производственные детали, в том случае, когда их геометрия, особые граничные условия, теплоотвод и т.д. не могут быть воспроизведены стандартными образцами. В этом случае при проведении аттестации, основанной на так называемом предпроизводственном испытании, необходимо согласование с экспертным органом подробностей подготовки нестандартных контрольных образцов, объема испытаний и требований к результатам испытаний. Наплавка контрольных образцов выполняется в соответствии с разработанными изготовителем «Предварительными техническими требованиями к процедуре наплавки» (pWPS) в присутствии эксперта, назначенного экспертным органом.

Объем испытаний и оценка результатов. Испытания включают неразрушающие и разрушающие методы в соответствии с требованиями табл. 1. Неразрушающие испытания контрольного образца необходимо проводить перед тем, как вырезать образцы для испытаний. Термическая обработка после наплавки, которая задана техническими требованиями, должна быть выполнена до неразрушающего контроля.

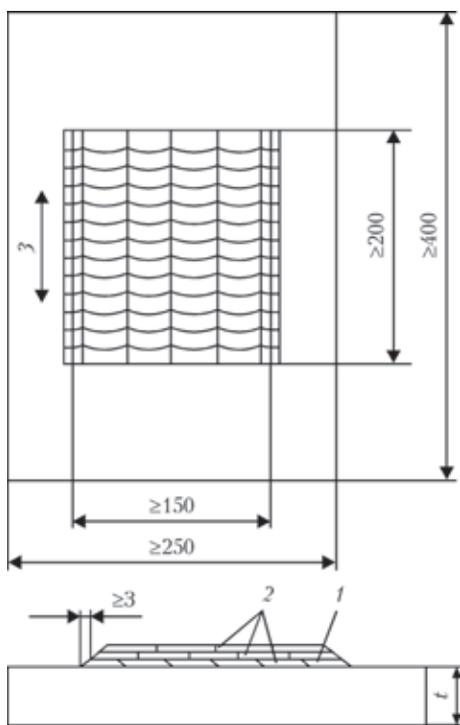


Рис. 1. Наплавленный контрольный образец (пластина): 1 — буферный слой (подслой, наплавляется по необходимости); 2 — номера слоев согласно pWPS или общая толщина наплавленного слоя; 3 — направление наплавки; *t* — толщина основного металла [1]

Таблица 1. Виды испытаний наплавленных контрольных образцов [1]

Образец	Вид испытания	Объем контроля	Примечание
Все виды наплавки, кроме износостойкой	Визуальный осмотр	100 %	-
	Ультразвуковая дефектоскопия	100 %	<i>a</i>
	Обнаружение поверхностных трещин	100 %	<i>б</i>
	Боковой изгиб	2 образца	<i>в</i>
	Исследование макроструктуры	1 образец	-
	Исследование микроструктуры	-?-	<i>г</i>
	Химический анализ	-?-	-
	Содержание дельта-феррита/ферритное число FN	-?-	<i>a</i>
Износостойкая наплавка	Замер твердости	1 измерение	<i>г</i>
	Визуальный осмотр	100 %	-
	Обнаружение поверхностных трещин	100 %	<i>б</i>
	Исследование макроструктуры	1 образец	-
	Замер твердости	1 измерение	-
	Исследование микроструктуры	1 образец	<i>г</i>

a — если требуется по соответствующим стандартам;

б — цветная или магнитопорошковая дефектоскопия;

в — изгиб в поперечном направлении можно заменить ультразвуковой дефектоскопией, плюс два дополнительных исследования макроструктуры;

г — не требуется для металла группы 1 по ИСО/ТО 15608 [3].

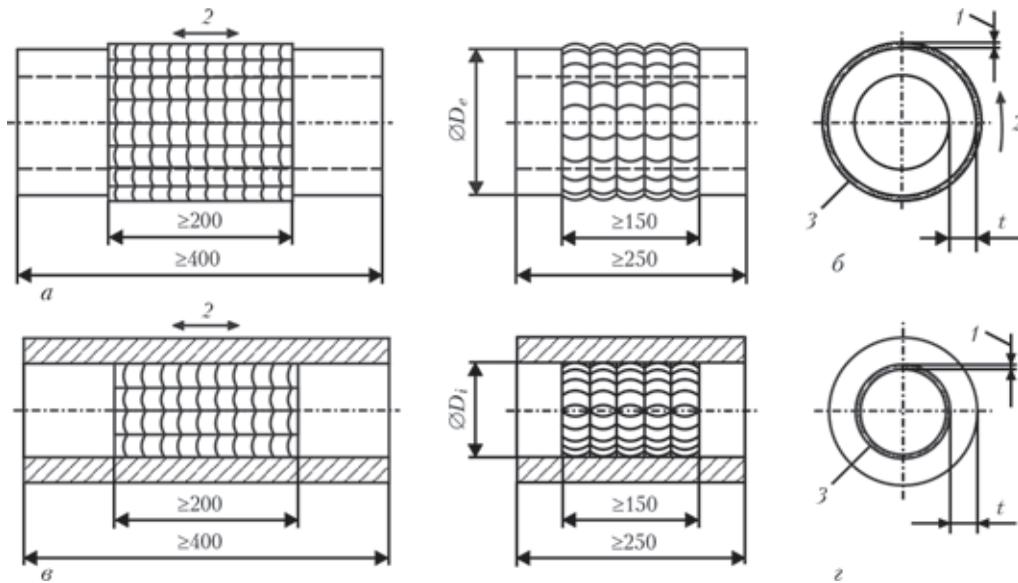


Рис. 2. Наплавленный контрольный образец (труба): а — продольная наплавка наружной поверхности; б — кольцевая наплавка наружной поверхности; в — продольная наплавка внутренней поверхности; г — кольцевая наплавка внутренней поверхности (1 — буферный слой (подслой, наплавляется по необходимости); 2 — направление наплавки; 3 — номера слоев согласно рWPS или общая толщина наплавленного слоя; D_e — наружный диаметр трубы; D_i — внутренний диаметр трубы; t — толщина основного металла) [1]

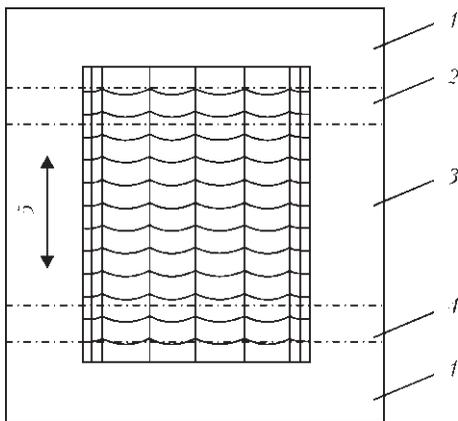


Рис. 3. Порядок вырезки образцов из наплавленной пластины (контрольный образец): 1 — неконтролируемая область ≥ 25 мм; 2 — область для вырезки образца для испытаний на поперечный изгиб; 3 — область для вырезки образца для исследований макроструктуры, образца для химического анализа и определения содержания дельта-феррита; образца для исследований микроструктуры с замером твердости; область для вырезки образцов для повторных исследований; 4 — область для вырезки образца для испытаний на поперечный изгиб; 5 — направление наплавки

Если контрольный образец удовлетворяет требованиям визуального осмотра (трещины и другие подобные плоскостные дефекты недопустимы) и неразрушающих методов контроля, тогда из него изготавливают образцы для разрушающего контроля (рис. 3, 4).

Образцы для исследований макро- и микроструктуры должны быть подготовлены и протравлены с одной стороны так, чтобы четко выявить линию сплавления, зону термического влияния (ЗТВ) и наплавленные слои. Образцы для исследования макроструктуры должны включать ос-

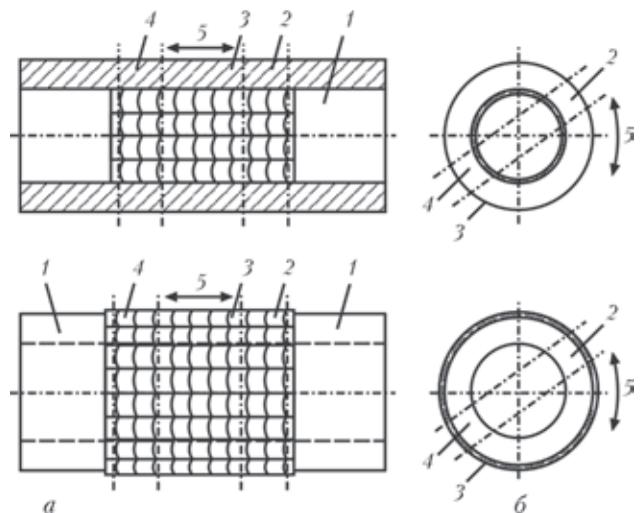


Рис. 4. Порядок вырезки образцов из наплавленной трубы (контрольный образец): а — продольный наплавленный слой; б — кольцевой наплавленный слой (обозначения те же, что и на рис. 3)

новной металл, не затронутый тепловым воздействием наплавки.

Твердость измеряется методом Виккерса при нагрузке $HV 10$ или $HV 5$. Твердость наплавленного слоя необходимо замерять под углом около 15°

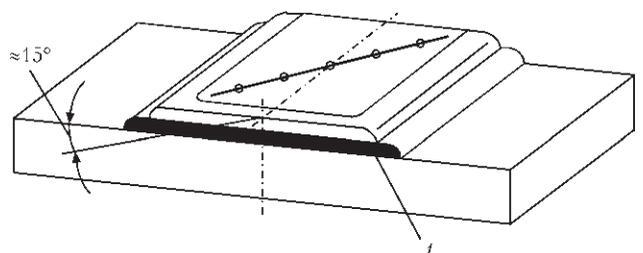


Рис. 5. Линия замера твердости наплавленного образца: 1 — буферный слой (подслой)

Таблица 2. Допустимые максимальные значения твердости металла ЗТВ ($HV 10$)

Группа сталей по ИСО/ГО 15608	Без термообработки	С термообработкой
1 ^а (стали нелегированные и мелкозернистые)	380	320
2 (стали термомеханически упрочненные)	380	320
3 ^б (стали термоупрочненные и дисперсионноупрочненные)	450	380
4 (стали низкованадиевые Cr–Mo–(Ni))	380	320
5 (стали безванадиевые Cr–Mo с $C \leq 0,35\%$)	380	320
6 (стали Cr–Mo–(Ni) с повышенным содержанием V)	-	350

^аЕсли требуется определение твердости.
^бДля сталей с $R_{сН} > 890 \text{ Н/мм}^2$ максимальную твердость необходимо согласовать.

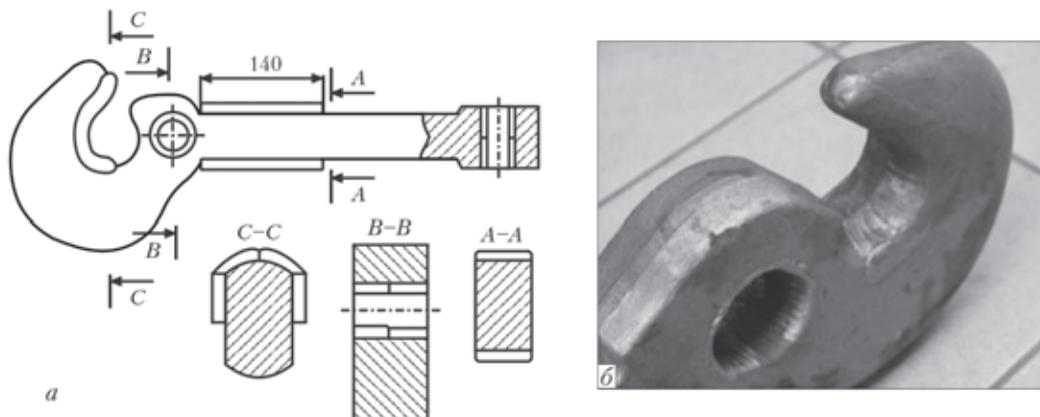


Рис. 6. Схема (а) и внешний вид тягового крюка (б) (толщина наплавленного слоя 4,0...6,2 мм)

к торцевой поверхности (рис. 5). В случае износостойкой наплавки надо выполнить минимум пять замеров на шлифованной наплавленной поверхности контрольного образца. Твердость определяется как среднее по пяти замерам.

Твердость основного металла в ЗТВ не должна превышать допустимых максимальных значений, приведенных в табл. 2. В случае износостойкой наплавки необходимо определить максимальные значения твердости наплавленного слоя. При испытании на боковой изгиб на образце не должно быть одиночных трещин длиной более 3 мм в любом направлении.

Протокол аттестации процедуры наплавки.

Если в результате испытаний не обнаружено недопустимых дефектов, то экспертный орган составляет протокол аттестации процедуры наплавки WPQR. Этот протокол содержит следующие данные:

- область распространения аттестации;
- информацию по технологии наплавки и термообработке контрольного образца;
- результаты испытаний.

В разделе протокола WPQR, посвященном области распространения аттестации, указывается:

- процесс наплавки по ЕН ИСО 4063;
- применение наплавки (износостойкая или другая);
- конструкция наплавленного слоя (однослойная или многослойная, количество слоев).

При всех методах наплавки, кроме износостойкой, аттестация однослойной наплавки распространяется на многослойную, если применяется

аналогичная технология наплавки. Однако аттестация многослойной наплавки не распространяется на однослойную наплавку. В случае износостойкой наплавки аттестация однослойной наплавки не распространяется на многослойную наплавку. Аттестация многослойной наплавки с N слоев распространяется также на многослойную наплавку с количеством слоев до $(N + 4)$.

Марка, обозначение и размер электродного (присадочного) материала. Разрешение на электродный (присадочный) материал, использованный при аттестации, распространяется на другие электродные (присадочные) материалы при условии, что они имеют эквивалентные механические свойства, тот же тип покрытия, такой же химический состав согласно обозначению в соответствующем стандарте на электродный (присадочный) материал.

Ток наплавки (сварки), его род и полярность. Количество введенной теплоты при наплавке (сварке) определяется по ЕН 1011-1. Верхний предел области распространения аттестации по количеству введенной теплоты для каждого слоя разрешается устанавливать на 25 % выше количества введенной теплоты для такого слоя при наплавке контрольного образца. Нижний предел устанавливают на 10 % ниже количества введенной теплоты при наплавке такого же слоя контрольного образца.

Положение при наплавке. Разрешается проводить наплавку в том положении, в котором производилась наплавка контрольного образца.

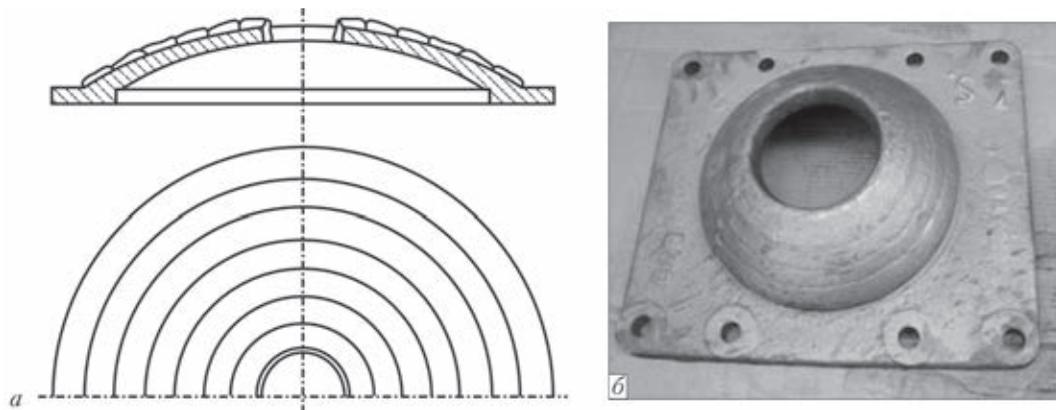


Рис. 7. Схема литой цапфы поворота из стали 45Л (наружный диаметр 350 мм, толщина стенки 30 мм) (а) и внешний вид наплавленной детали (б) (толщина наплавленного слоя 4,0...13,8 мм)

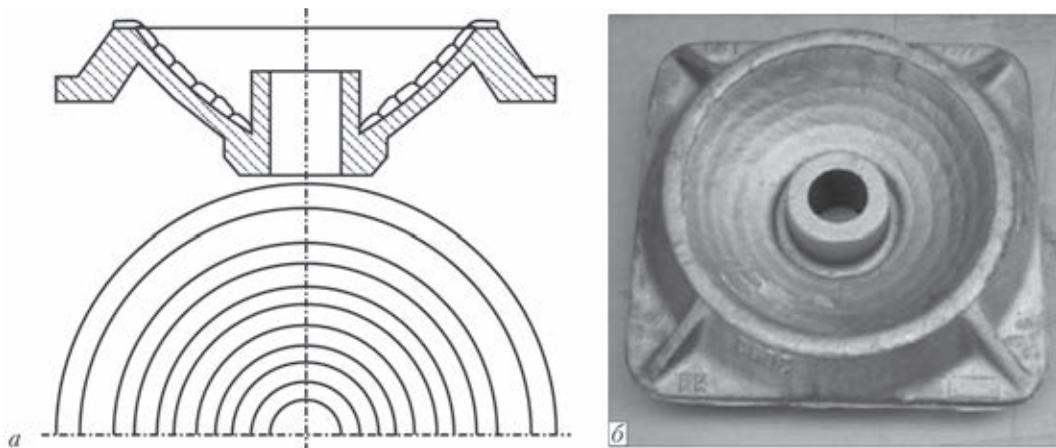


Рис. 8. Схема литого гнезда поворота из стали 45Л (наружный диаметр 380 мм, толщина стенки 32 мм): схема (а) и внешний вид наплавленной детали (б) (толщина наплавленного слоя 9,0...13,0 мм)

Температура предварительного подогрева, температура между проходами и термическая обработка после наплавки. Добавление или отмена термической обработки после наплавки не допускается.

Примеры аттестации процедур наплавки. В промышленной практике проводят аттестацию процедур наплавки (сварки) в соответствии со стандартом ИСО 15614-1 [4, 5]. К деталям, технологии наплавки которых аттестовали по этому стандарту, выполняя наплавку стандартных контрольных образцов, относятся штоки гидравлических крепей. Была проведена аттестация механизированной наплавки плавящимся электродом в среде активных газов, под флюсом и лазерной наплавки штоков диаметром 38...329 мм из стали 40Х, 32ХА и 45Г2. Предпроизводственные испытания наплавленных нестандартных контрольных образцов по стандарту ИСО 15613, с учетом требований ИСО 15614-7, выполняли применительно к крановым колесам, дета-

лям энергетической арматуры и деталям железнодорожных вагонов (рис. 6–8).

В результате испытаний была проведена аттестация процедур наплавки всех упомянутых выше деталей в соответствии со стандартом ИСО 15614-7. Протоколы аттестации процедуры наплавки WPQR переданы предприятиям, которые проводят наплавку этих деталей.

1. *EN ISO 15614-7:2007*. Specification and qualification of welding procedures for metallic materials – Welding procedure test – Part 7: Overlay welding.
2. *ЕН ИСО 15613*. Технические требования и аттестация процедур сварки металлических материалов. Аттестация, основанная на предпроизводственном испытании.
3. *ИСО/ТО 15608*. Сварка. Руководящие указания по системе группирования металлических материалов.
4. *ИСО 15614-1:2009*. Технические требования и аттестация процедур сварки металлических материалов. Проверка процедуры сварки. Ч. 1. Дуговая и газовая сварка сталей и дуговая сварка никеля и никелевых сплавов.
5. *Kuzio T. Kwalifikowanie technologii spawalniczych przez Instytut Spawalnictwa // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. – 2007. – № 2. – S. 50–54.*

Поступила в редакцию 10.04.2015

ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВАЯ НАПЛАВКА НИКЕЛЕВЫХ И КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ НА МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ

Е.Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ

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

В статье приведены результаты исследования свойств никелевых и кобальтовых сплавов, наплавленных на медь или ее сплавы. Исследования коррозионной стойкости этих сплавов при различных видах коррозии (сплошная, контактная, щелевая, кавитационно-эрозионное разрушение), а также их антифрикционных свойств и прочности сцепления с основным металлом показали, что наиболее приемлемыми по сочетанию свойств являются сплавы НХ16СР2 и КХ-30Н6ВСР. Разработана технология автоматической плазменно-порошковой наплавки этих сплавов на алюминиевую бронзу Бр.АЖНМц9-4-4-1, обеспечивающая качественное соединение наплавленного и основного металла. Технология и оборудование нашли применение при наплавке деталей судовой трубопроводной арматуры. Библиогр. 4, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: плазменно-порошковая наплавка, наплавка на медь, технология наплавки, сплавы на основе кобальта и никеля, коррозия, антифрикционные свойства

Наплавка сплавов на основе Со или Ni на медь и ее сплавы представляет собой весьма сложную техническую задачу, т.к. соединяемые материалы сильно отличаются по теплофизическим, механическим и эксплуатационным свойствам. Так, температура плавления указанных сплавов на 300...350 °С выше температуры плавления меди и ее сплавов. Это делает проблематичной саму возможность наплавки с приемлемой для практических целей глубиной проплавления основного металла. Кроме того, в процессе кристаллизации металла сварочной ванны между уже затвердевшим наплавленным металлом и твердым основным металлом может оставаться прослойка жидкой меди (медного сплава), что может привести к расслоению наплавленного и основного металлов.

Серьезные проблемы возникают при наплавке также из-за высокой теплопроводности меди и ее сплавов: в начале наплавки, когда деталь холодная, существует большая опасность появления несплавлений; в конце наплавки (особенно при небольших размерах детали) недопустимо увеличивается глубина проплавления основного металла. Для борьбы с этими дефектами необходимо изменять параметры режима в процессе наплавки. При этом эффективная тепловая мощность дуги должна регулироваться независимо от скорости подачи присадочного материала.

Железо и кобальт обладают ограниченной растворимостью в меди, а последняя, в свою очередь, ограничено растворима в железе и кобальте. Поэтому при наплавке кобальтовых и железных сплавов на медь и медные сплавы существуют проблемы металлургического характера.

Как показали предварительные исследования, решить эти проблемы можно при использовании плазменно-порошковой наплавки, для которой характерны [1]:

- незначительное проплавление основного металла;
- меньшие, по сравнению с дуговой наплавкой, температура металла сварочной ванны и время контактирования жидкого металла с твердым на границе сплавления;
- возможность отдельного управления нагревом основного металла и подачей присадочного порошка, что позволяет учитывать изменение условий отвода тепла от сварочной ванны на разных стадиях процесса наплавки;
- возможность вести наплавку на прямой и обратной полярностях при полной автоматизации процесса наплавки;
- экономное расходование наплавочных материалов;
- малые припуски на механическую обработку наплавленных деталей.

Материалы и методы исследований. Для исследований в качестве наплавочных материалов были выбраны порошки сплавов на основе никеля ПР-НХ16СР2, ПР-НХ25С5Р и кобальта ПР-КХ30Н6ВСР. Плазменно-порошковую наплавку образцов выполняли на серийном наплавочном оборудовании, укомплектованном плазмотроном с распределенным боковым вводом порошка в дугу, что обеспечивает наиболее широкие возможности для управления нагревом присадочного материала [1]. Все указанные порошки изготавливали распылением жидкого металла азотом в промышленных условиях. Фракция порошков 63...100 мкм. В качестве основного металла была выбрана алю-

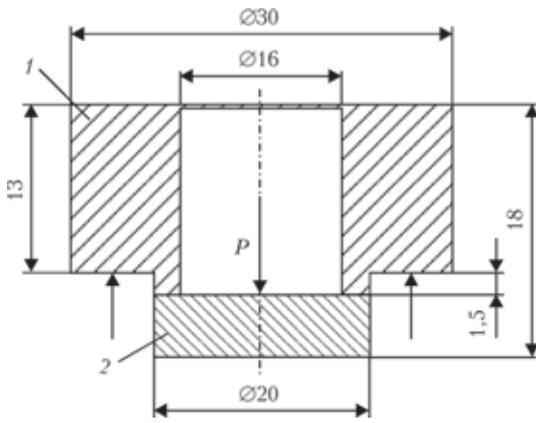


Рис. 1. Образец для испытания на отрыв наплавленного слоя: 1 — основной металл; 2 — наплавленный металл

миниевая бронза Бр. АЖНМц9-4-4-1. Наплавку проводили в один слой без предварительного подогрева; после наплавки образцы охлаждали на воздухе.

По условиям эксплуатации деталей трубопроводной арматуры, работающей в контакте с морской водой, деталей химических установок и другого оборудования наплавленный металл должен обладать высокими антифрикционными свойствами, а также износо- и коррозионной стойкостью.

Исследовали коррозионную стойкость сплавов при различных видах коррозии (сплошная, контактная, щелевая, кавитационно-эрозионное разрушение), а также их антифрикционные свойства и прочность сцепления с основным металлом.

Испытания на сплошную и контактную коррозию и на кавитационно-эрозионное разрушение проводили в синтетической морской воде при 20 °С в течение 2000 ч. При испытании исследуемых сплавов на контактную коррозию соотношение площадей наплавленного металла и бронзы составляло 1:1. В процессе испытаний замерялись потенциалы контактирующей пары — наплавленного металла и бронзы.

Испытания на щелевую коррозию проводили в синтетической морской воде при температуре 75... 80 °С в течение 2000 ч. Образцы устанавливали в специальные ячейки, имеющие прорезы, с целью создания щелевого зазора между поверхностью образца и материалом ячейки.

Испытания на кавитационно-эрозионное разрушение проводили на шпиндельном аппарате

со скоростью вращения образцов 12 м/с. После окончания коррозионных испытаний образцы травились в растворе щавелево-кислого алюминия с целью полного удаления продуктов коррозии, промывались, высушивались и взвешивались, затем определялась скорость коррозии каждого материала.

Исследование антифрикционных свойств выполняли на стенде, имитирующем условия работы деталей затвора задвижек. Скорость возвратно-ступательного движения составляла 0,02 м/с, число циклов срабатывания — 2000 при ходе образцов в одну сторону на 10 мм. Удельное давление 400 МПа, смазка — вода. Осмотр образцов производился через каждые 5, 10, 20, 50, 100, 500 и далее через каждые 500 циклов двойных ходов с фиксированием состояния рабочих поверхностей. Определялись работоспособность пары и коэффициент трения.

Прочность соединения наплавленного металла с бронзой оценивалась при испытании образцов на отрыв (рис. 1). Скорость нагружения 6 мм/мин.

Результаты исследований. Скорость сплошной коррозии испытанных никелевых и кобальтовых сплавов в среде морской воды не превышает 0,003 г/м²·ч, что по десятибалльной шкале коррозионной стойкости относится к 1 баллу по ГОСТ 13819–68, а сам металл классифицируется как «весьма стойкий». При испытаниях на контактную коррозию во всех трех случаях потенциал наплавленного металла сдвигается в отрицательную сторону от стационарного значения и составляет 0,15 В. В щелевых зазорах поверхность исследуемых сплавов характеризуется незначительной коррозионной шероховатостью. Бронза в зоне сплавления в этих условиях подвергалась избирательной коррозии. Кавитационно-эрозионное разрушение у всех сплавов отсутствует.

При исследовании антифрикционных свойств наплавленного металла на испытанных образцах с наплавленным металлом типа НХ25С5Р выявлены задиры после 100 циклов двойных ходов (таблица).

Как видно из таблицы, наилучшие антифрикционные свойства имеют сплавы НХ16СР2 и КХ-30Н6ВСР. В частности, способность сплава НХ-16СР2 заполировываться в процессе испытаний

Антифрикционные свойства наплавленного металла и прочность сцепления его с бронзой

Марка порошка	Изменение коэффициентов страгивания/движения	Число циклов до задира	Прочность на отрыв, МПа*
ПР-НХ16СР2	0,218...0,253 0,168...0,177	2000	205...367 294
ПР-НХ25С5Р	0,168...0,486 0,134...0,454	100	202...298 261
ПР-КХ30Н6ВСР	0,219...0,436 0,185...0,404	2000	253...410 334

* В числителе приведены предельные, в знаменателе — средние значения по результатам испытаний 4 образцов.

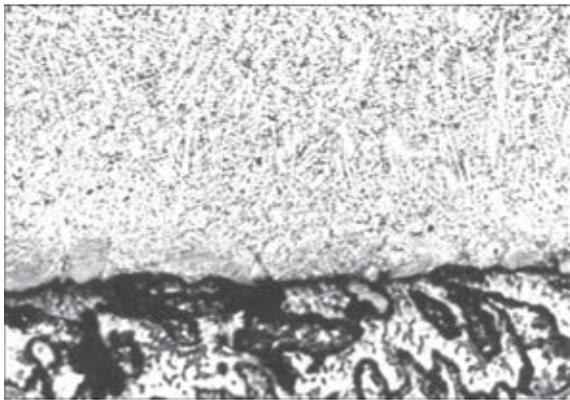


Рис. 2. Микроструктура ($\times 125$) зоны сплавления никелевого сплава NX16CP2 с бронзой

обуславливает наименьший коэффициент трения при сдвиге с места (страгивания) и при движении. Сплавы NX16CP2 и KX30H6BCP в полной мере отвечают требованиям, предъявляемым к деталям запорного узла трубопроводной арматуры.

Механические и эксплуатационные свойства биметаллических изделий во многом определяются свойствами границы сплавления. Как видно из таблицы, металл в зоне сплавления кобальтового и никелевых сплавов характеризуется удовлетворительной прочностью. Разрушение образцов, наплавленных кобальтовым сплавом KX30H6BCP, при испытаниях на отрыв происходит по основному металлу. Образцы, наплавленные никелевыми сплавами, разрушаются по наплавленному металлу.

Металлографическими исследованиями установлено, что при плазменно-порошковой наплавке никелевых и кобальтовых сплавов на алюминиевую бронзу трещины отсутствуют. Оптимальные режимы наплавки обеспечивают надежное сплавление металла наплавки с бронзой (рис. 2). В основном и наплавленном металлах вблизи зоны сплавления обеднения либо обогащения легирующими элементами не наблюдается. Типичное распределение некоторых элементов в зоне сплавления кобальтовых и никелевых сплавов с алюминиевой бронзой иллюстрируют рис. 3 и 4.

Структура основного металла вдоль границы сплавления практически не изменяется и является типичной для алюминиевой бронзы [2]. Она состоит из дендритов твердого раствора, эвтектоида и железистой составляющей. При наплавке кобальтового и никелевых сплавов на бронзу их структура несколько мельче, чем при наплавке на сталь. По-видимому, сказывается высокая теплопроводность основного металла, вызывающая более быстрое охлаждение наплавленного слоя.

Несмотря на различие теплофизических и механических свойств основного и присадочного материалов, плазменно-порошковая наплавка обеспечивает получение хорошо сформированного

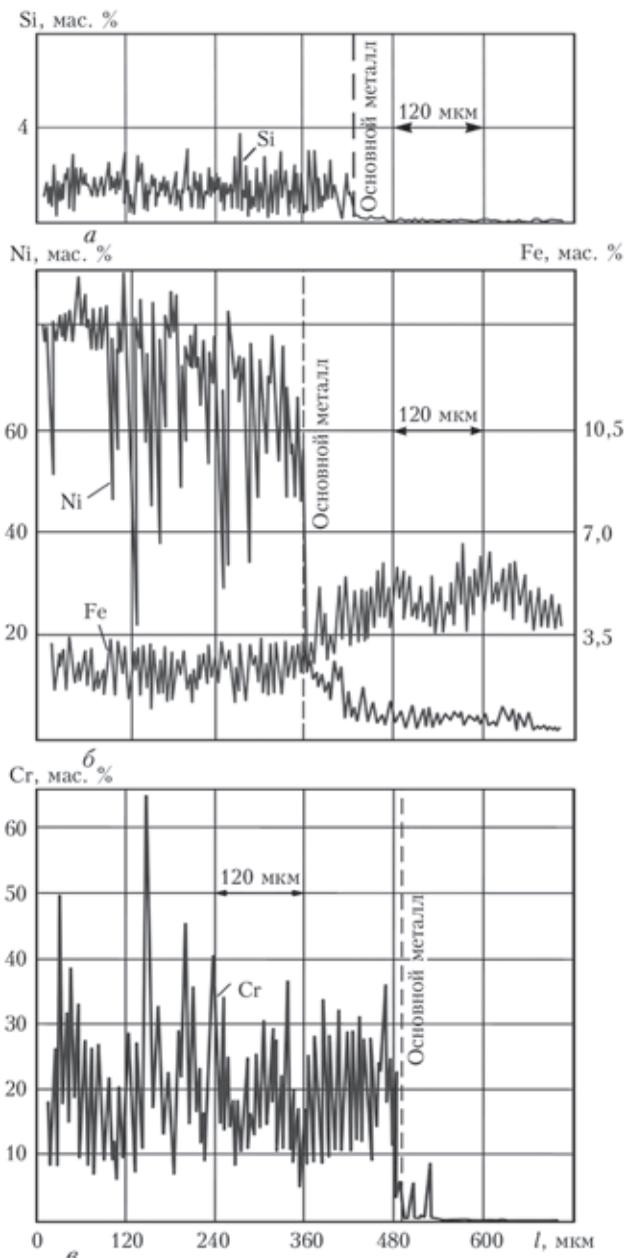


Рис. 3. Распределение легирующих элементов в зоне сплавления сплава NX16CP2 с бронзой Бр.АЖНМц9-4-4-1: а — кремний; б — железо и никель; в — хром

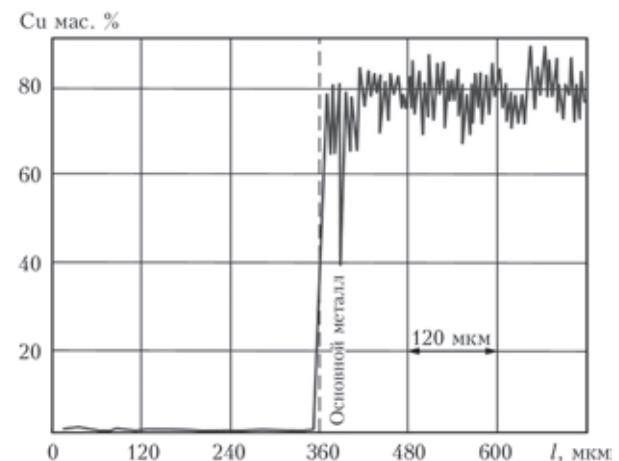


Рис. 4. Распределение меди в зоне сплавления сплава KX30H6BCP с бронзой Бр.АЖНМц9-4-4-1

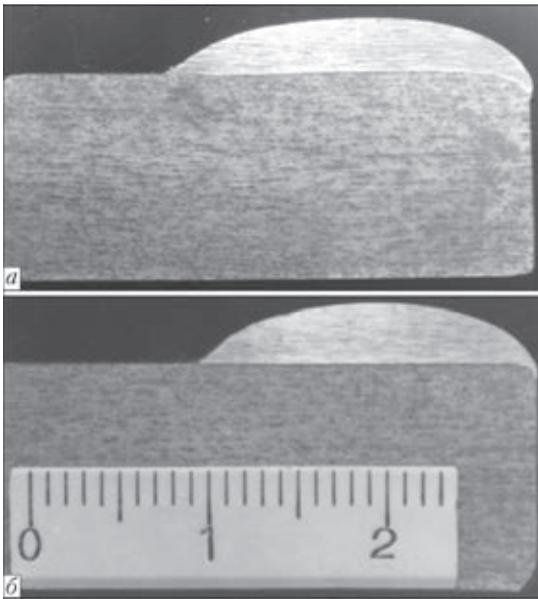


Рис. 5. Макрошлифы наплавленного валика: *а* — без регулирования тока; *б* — с регулированием тока по ширине наплавляемого слоя

наплавленного слоя при минимальном проплавлении основного металла.

Известно [1], что глубина проплавления основного металла уменьшается с уменьшением тока дуги и увеличением скорости наплавки, скорости подачи и фракции присадочного порошка. Кроме того, существенное влияние оказывает форма и размеры наплавляемого изделия, температура его предварительного подогрева. При наплавке с колебаниями плазмотрона обычно наблюдается неравномерность глубины проплавления по ширине валика, что связано с неодинаковой скоростью перемещения дуги по траектории колебания. Получение равномерного проплавления основного металла возможно путем регулирования тока дуги по траектории колебания (рис. 5). Достижение таких технических характеристик процесса возможно только при использовании компьютеризированного оборудования. Такое оборудование обеспечивает изменение эффективных значений тока и напряжения дуги, скорости перемещения плазмотрона, частоты его колебаний, скорости подачи порошка и управление в реальном масштабе времени этими параметрами. Изменение параметров по длине наплавляемого валика задается временной циклограммой.

До недавнего времени на предприятиях для плазменно-порошковой наплавки использовались универсальные ОБ 2184 и специализированные УП-142 установки [3]. Специализированные установки снабжались системой управления, обеспечивающей автоматический цикл наплавки.

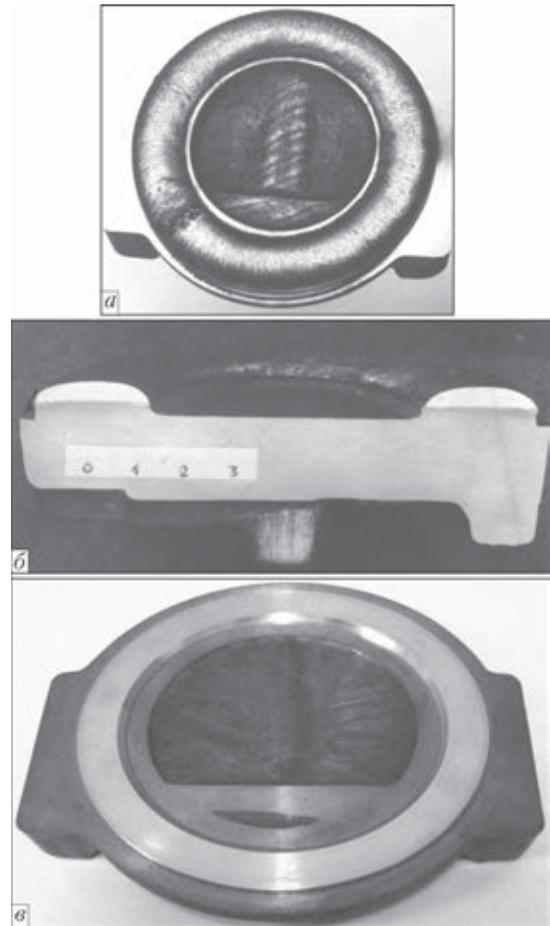


Рис. 6. Диск из бронзы Бр.АЖНМц9-4-4-1 после плазменно-порошковой наплавки сплавом КХ30Н6ВСП (*а*), макрошлиф этого диска (*б*) и диск после механической обработки (*в*)

На основании опыта эксплуатации такого оборудования в ИЭС им. Е.О. Патона разработана новая система управления, позволяющая полностью автоматизировать процесс наплавки и при этом оптимизировать ток наплавки и скорость подачи порошка [4]. С помощью этой системы отработаны технологические алгоритмы наплавки и наплавлены диски из бронзы Бр.АЖНМц9-4-4-1 (рис. 6). Внешний вид и макрошлиф деталей с наплавленным слоем указывают на хорошее формирование валиков. Это позволяет сократить трудоемкость механической обработки за счет уменьшения припусков и получать экономию дорогостоящего присадочного материала.

1. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. – Киев: ЭкоТехнология, 2007. – 292 с.
2. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
3. Переплетчиков Е.Ф. Плазменная наплавка // Сварщик. – 2000. – № 2. – С. 8–11.
4. Модернизация системы управления процессом плазменно-порошковой наплавки установки А-1756 / Е.Ф. Переплетчиков, И.А. Рябцев, Ю.Н. Ланкин и др. // Автомат. сварка. – 2014. – № 12. – С. 46–49.

Поступила в редакцию 14.04.2015

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПРИ АНАЛИЗЕ РЕЖИМОВ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ

А.В. ЯРОВИЦЫН

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

На основе оценки значения определенного интеграла величины сварочного тока за время горения дуги на изделии предложена новая методика анализа режимов микроплазменной порошковой наплавки. Она реализуется посредством цифровой обработки сигналов с датчиков тока и напряжения с гальванической развязкой от сварочного контура, зарегистрированных с помощью аналогово-цифрового преобразователя. Ее алгоритм позволяет для различных моделей специализированного наплавочного оборудования в условиях варьирования величины сварочного тока и ряда стационарных технологических параметров оценивать количество введенного в анод тепла и соотносить его со склонностью изделий из никелевых жаропрочных сплавов к образованию микро- или макротрещин при сварке плавлением. Установлено, что при ограниченном сварочном токе общие тепловложения микроплазменной дуги в анод пропорциональны объему сварочной ванны и производительности наплавки. На примере многослойной наплавки торца пера лопаток газотурбинных двигателей из сплавов ЖС32 и ЖС26 показано, что оптимизация общего количества введенной тепловой энергии позволяет предотвратить образование микротрещин в таком сварном соединении. Библиогр. 22, рис. 8.

Ключевые слова: системы сбора данных; анализ режимов; микроплазменная порошковая наплавка; никелевые жаропрочные сплавы; количество тепла, введенного в анод; склонность к образованию микротрещин при сварке плавлением

Для изучения особенностей горения сварочных дуг, закономерностей переноса электродного металла, а также тестирования сварочного оборудования длительное время применяется измерение, запись и математическая обработка электрических параметров сварочной дуги [1–10].

В конце 80-х гг. 20 ст. в ИЭС им. Е.О. Патона под руководством академика И.К. Походни разработаны методические основы статистического анализа осциллограмм электрических параметров сварочных дуг обратной полярности [1, 2]. Для оценки стабильности их горения в промежутке между короткими замыканиями вычислялись значения среднеквадратического отклонения σ и коэффициента вариации K_V для сварочного тока I , напряжения U и времени коротких замыканий τ . Как правило, осциллографирование электрических параметров дуги выполнялось с частотой 0,1...20 кГц, а размеры выборки ограничивались временем регистрации 20...40 с ввиду набора достаточного количества статистических данных. Данная методика позволила выполнять сравнительную оценку [2–4]:

- технологических свойств различных моделей сварочного оборудования для сварки плавящимся электродом по критерию $K_V^I, K_V^U, K_V^\tau \rightarrow \min$;
- стабильности горения дуги для различных марок сварочных электродов и проволок по критерию $K_V^U, \tau \rightarrow \min$;
- стабильности горения плазменных дуг прямой полярности за непрерывный промежуток времени.

В последнее время стали широко применяться для записи, обработки и анализа технологических параметров сварочной дуги системы сбора данных (Data Acquisition Systems) [5–10], которые позволяют:

- измерять сигналы тока и напряжения с помощью датчиков с гальванической развязкой от цепи сварочного контура;
- регистрировать их с дискретной частотой до 100...200 кГц/канал практически неограниченное время при помощи 2...16 каналов записи аналогово-цифровых преобразователей (АЦП);
- в специализированных программах проводить цифровую обработку и анализ электрических сигналов, соответствующих технологическим параметрам процесса: ток сварки, напряжение на дуге, скорость подачи электродной проволоки, перемещение сварочной головки, расход защитного газа и др.

Базовое методическое обеспечение систем сбора данных [1–4] дополнилось построением динамических вольт-амперных характеристик дуги [5], применением преобразований Фурье для частотного анализа массопереноса электродного металла [5, 6], нейронных сетей для оптимизации сварочных параметров в ходе горения дуги [7].

На современном этапе такие системы являются высокотехнологичным средством регистрации основных параметров сварочных процессов, которые позволяют наряду с их мониторингом [8] и анализом качества сварочного оборудования [9] также оптимизировать технологическое управление сварочной дугой [10].

В сварочном производстве традиционной является задача установления взаимосвязи между параметрами сварки/наплавки и размерами, качеством сварных соединений. В ряде случаев при нестационарных режимах горения дуги их технологическая коррекция затруднена. Для объективного анализа и оптимизации таких режимов требуется формирование специализированных критериев их оценки. В данной статье предлагается к рассмотрению методика оценки параметров режима нестационарного процесса микроплазменной наплавки, основанная на использовании систем сбора данных.

Процесс микроплазменной порошковой наплавки [11, 12] используется в производстве при серийном ремонте рабочих лопаток авиационных ГТД [13, 14] из ограниченно свариваемых никелевых жаропрочных сплавов с высоким содержанием γ' -фазы [15, 16]. Он характеризуется величиной сварочного тока до 35 А, эффективной мощностью микроплазменной дуги до 650 Вт, количеством локально подаваемой дисперсной присадки до 9 г/мин. Актуально расширение его технологических возможностей — многослойная наплавка и наплавка смежных валиков [17]. В процессе отработки технологии наплавки в сварном соединении могут возникать макро- или микротрещины [14], обнаруживаемые капиллярным и/или металлографическим контролем. В связи с этим возникает необходимость оптимизации как режимов предварительной и последующей термической обработки, так и собственно процесса на-

плавки с целью обеспечения качества и необходимых свойств сварных соединений.

В зависимости от ширины узкой подложки [18] $\delta = 0,8 \dots 5,0$ мм и требуемой высоты наплавленного валика в указанном выше диапазоне сварочный ток и количество вводимого в сварочную ванну порошка выбираются и периодически регулируются [12], исходя из технических возможностей соответствующего оборудования для:

- ограничения глубины проплавления менее 2 мм;
- обеспечения на переднем фронте наплавки угла смачивания основного и наплавляемого металла в пределах $20 \dots 70^\circ$.

Особенности изменения сварочного тока на локальном участке обусловлены последовательным формированием сечения наплавляемого валика, а в целом для изделия — геометрией восстанавливаемого конструктивного элемента лопатки (рис. 1). Таким образом, для данного процесса основными технологическими факторами варьирования его параметров являются [11–14]:

- виды и амплитуда варьирования сварочного тока (постоянный, импульсный);
- способы подачи порошка (порционная, непрерывная);
- диаметры каналов сопел плазмотрона;
- расходы плазмообразующего, транспортирующего и защитного газов;
- составы защитного газа (в системе $Ar + (0 \dots 10\%) H_2$).

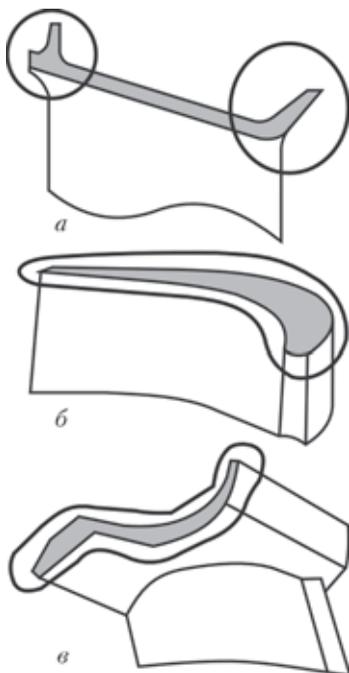


Рис. 1. Основные типы профилей наплавляемых лопаток авиационных ГТД. Оперативная коррекция режима наплавки требуется на выделенных участках

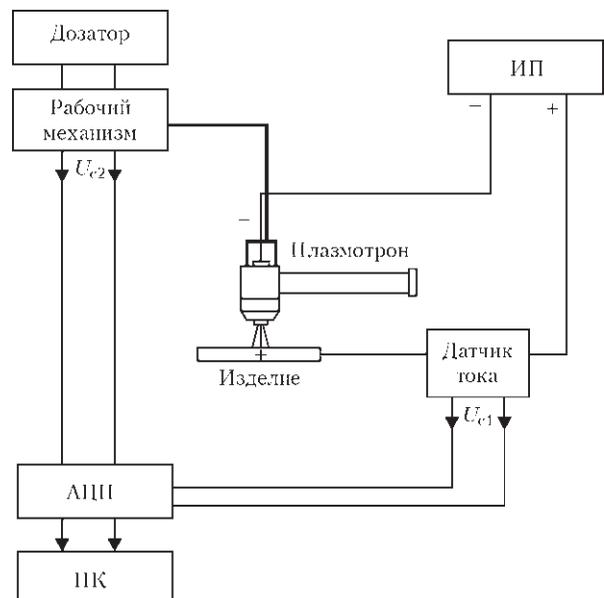


Рис. 2. Схема измерений и регистрации параметров режима микроплазменной порошковой наплавки. Обозначения: АЦП — аналогово-цифровой преобразователь; ПК — персональный компьютер; U_{c1} и U_{c2} — измеренные сигналы напряжения с датчика тока и рабочего механизма порошкового дозатора

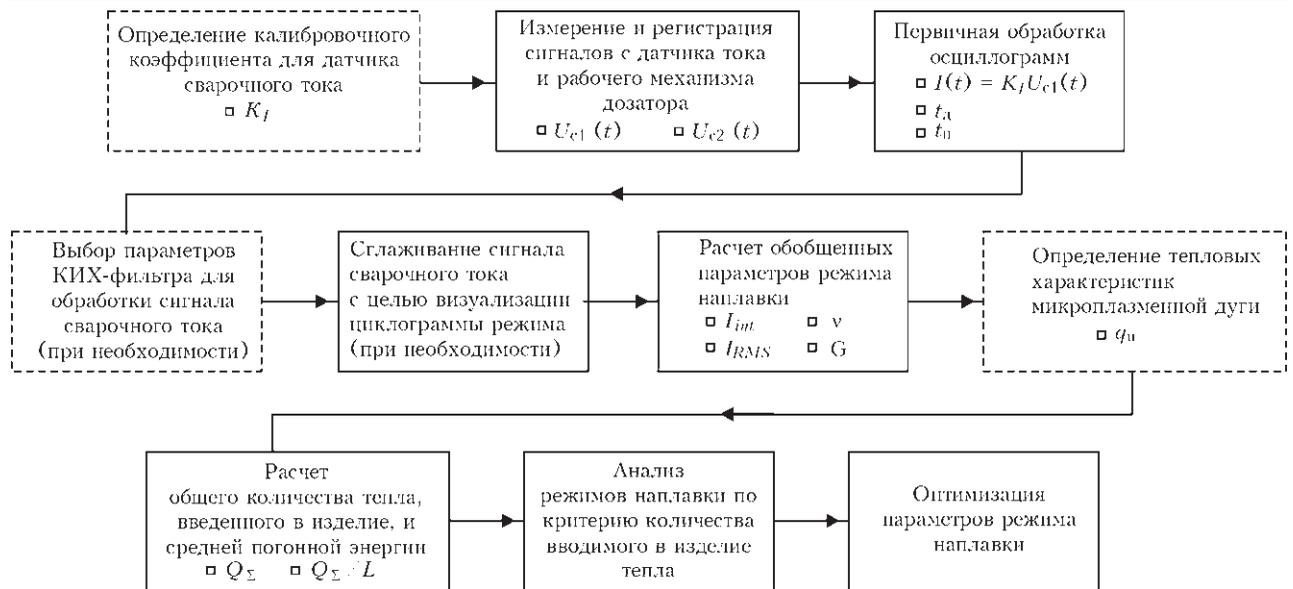


Рис. 3. Алгоритм цифровой обработки сигналов при анализе и оптимизации режимов микроплазменной порошковой наплавки. Пунктиром обозначены этапы предварительной подготовки

Выше перечисленные переменные факторы крайне затрудняют субъективный анализ и выбор возможных технологических вариантов наплавки.

В ИЭС им. Е.О. Патона разработана и опробована специальная методика регистрации и анализа параметров режимов микроплазменной порошковой наплавки с помощью системы сбора данных. Она позволяет соотносить склонность к образованию микро- и макротрещин, выявляемую в сварном соединении основной-наплавленный металл капиллярным и металлографическим контролем, с количеством введенного в изделие тепла в процессе наплавки.

Схема измерения, записи сигналов технологических параметров и алгоритм их цифровой обработки приведены на рис. 2, 3. В системе сбора данных использовались:

- АЦП, позволяющий выполнять регистрацию сигналов с частотой 1...10 кГц/канал;
- датчики тока фирмы «LEM», рассчитанные на измерение сварочного тока до 100 А;
- датчик напряжения LV-25P для записи сигнала U_{c2} с рабочего механизма дозатора, обеспечивающего подачу дисперсной присадки в процессе наплавки;
- программа PowerGraph 3.3 для цифровой обработки и анализа данных.

В результате первичной обработки осциллограмм сигналов, измеренных и записанных в сварочном контуре в процессе наплавки изделия, определялась форма зависимости $I(t)$, а также время горения микроплазменной дуги на изделии t_d и время подачи дисперсной присадки t_n . Внешний вид фрагментов таких осциллограмм сварочного тока для различных сварочных источников питания микроплазменной дуги представлен на рис. 4.

В случае записи сигналов нестабилизированного сварочного тока (рис. 4, б) визуальный анализ осциллограммы сварочного тока затруднен и требуется дальнейшая цифровая обработка соответствующего сигнала с помощью сглаживающего цифрового фильтра с конечной импульсной характеристикой (КИХ-фильтра) [19, 20]. Размер окна сглаживания выбирался исходя из условия сохранения амплитуды и формы импульсов сварочного тока (рис. 5, в). Погрешности, вносимые в данный сигнал цифровой обработкой, оценивались при вычислении среднеквадратичного значения и определенного интеграла для сварочного тока за фиксированный промежуток времени:

$$I_{RMS} = \sqrt{\left(\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N I_i^2\right)}. \quad (1)$$

$$I_{int} = \int_0^t I dt. \quad (2)$$

Величина ошибок определялась для функций усреднения сигнала со следующими типами весовых коэффициентов W_i [20]: для среднеарифметического, треугольного и биквадратного окна. Их анализ показал, что интегральная характеристика сварочного тока I_{int} , при сглаживании практически не изменяется. Ошибка, вносимая в сигнал данным видом цифровой обработки, не превышает 0,2 %. На среднеквадратичное значение сварочного тока I_{RMS} в процессе цифровой обработки сигнала сварочного тока сглаживанием накладывается более существенная ошибка — до 15 %. Ее устранение возможно путем линейной корреляции.

Скорость наплавки v и количество поданной в плазматрон дисперсной присадки G рассчитыва-

лись исходя из времени горения микроплазменной дуги t_d и функционирования рабочего механизма дозатора $t_{п}$, определенных при первичной обработке осциллограммы режима:

$$v = \frac{L}{t_d}; \quad (3)$$

для непрерывной подачи:

$$G = G_0 t_{п}; \quad (4)$$

для порционной подачи:

$$G = M_0 N_{мп}; \quad (5)$$

где L — длина наплавленного валика; G_0 — производительность работы дозатора при непрерывной подаче присадки; M_0 — масса микропорции при порционной подаче дисперсной присадки; $N_{мп}$ — количество микропорций порошка, поданных в плазматрон в процессе наплавки за время $t_{п}$.

Заключительным этапом предлагаемого алгоритма анализа режимов наплавки является опре-

деление количества тепла Q_{Σ} , вводимого в изделие. Известно, что удельные тепловложения сварочных дуг характеризуются эффективной мощностью нагрева изделия $q_{и}$ [21]. В диапазоне оптимальной тепловой нагрузки плазматрона (ПВ = 100 %) зависимость $q_{и}(I)$ линейная [11, 12, 18] и описывается уравнением:

$$q_{и} = k_q I \pm c_q, \quad (6)$$

где k_q и c_q — коэффициенты линейной регрессии. Тогда с учетом зависимостей (2, 6) величину Q_{Σ} можно определить следующим образом:

$$Q_{\Sigma} = \int_0^{t_d} q_{и} dt = k_q I_{int} \pm c_q t_d, \quad (7)$$

а среднюю погонную энергию при наплавке валика как Q_{Σ}/L .

Варьирование таких стационарных технологических параметров процесса микроплазменной порошковой наплавки как соотношение диаме-

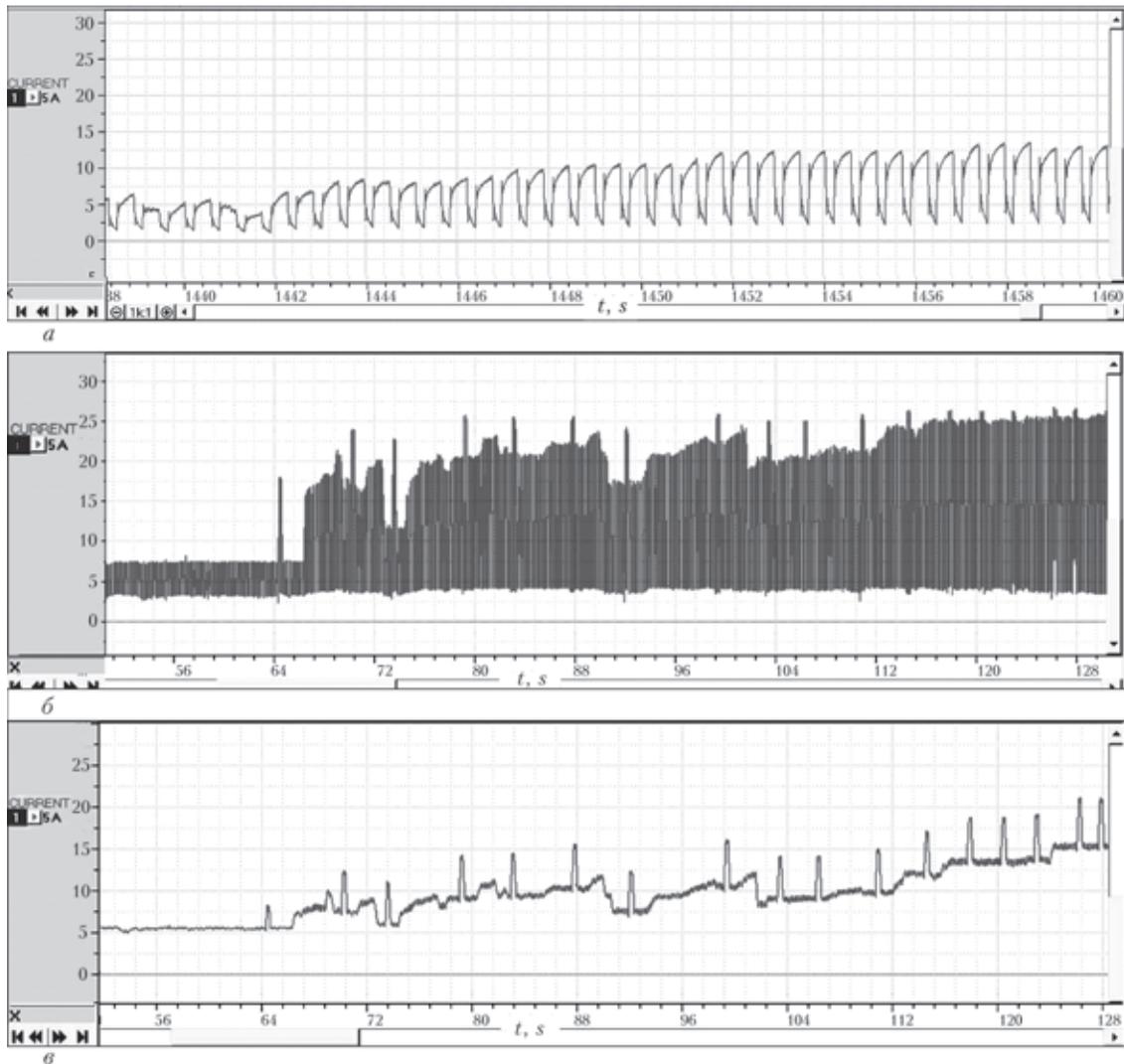


Рис. 4. Внешний вид фрагментов циклограммы режима микроплазменной порошковой наплавки $I(t) = U_{cl}(t)K_I$ после первичной цифровой обработки, частота регистрации сигнала 2,5 кГц: а — стабилизированный сварочный ток, установка STARWELD PTA 190H фирмы «Kennametal Stellite GmbH»; б, в — нестабилизированный сварочный ток, установка УПНС-304М2/М3, частота пульсаций сварочного тока 150 Гц

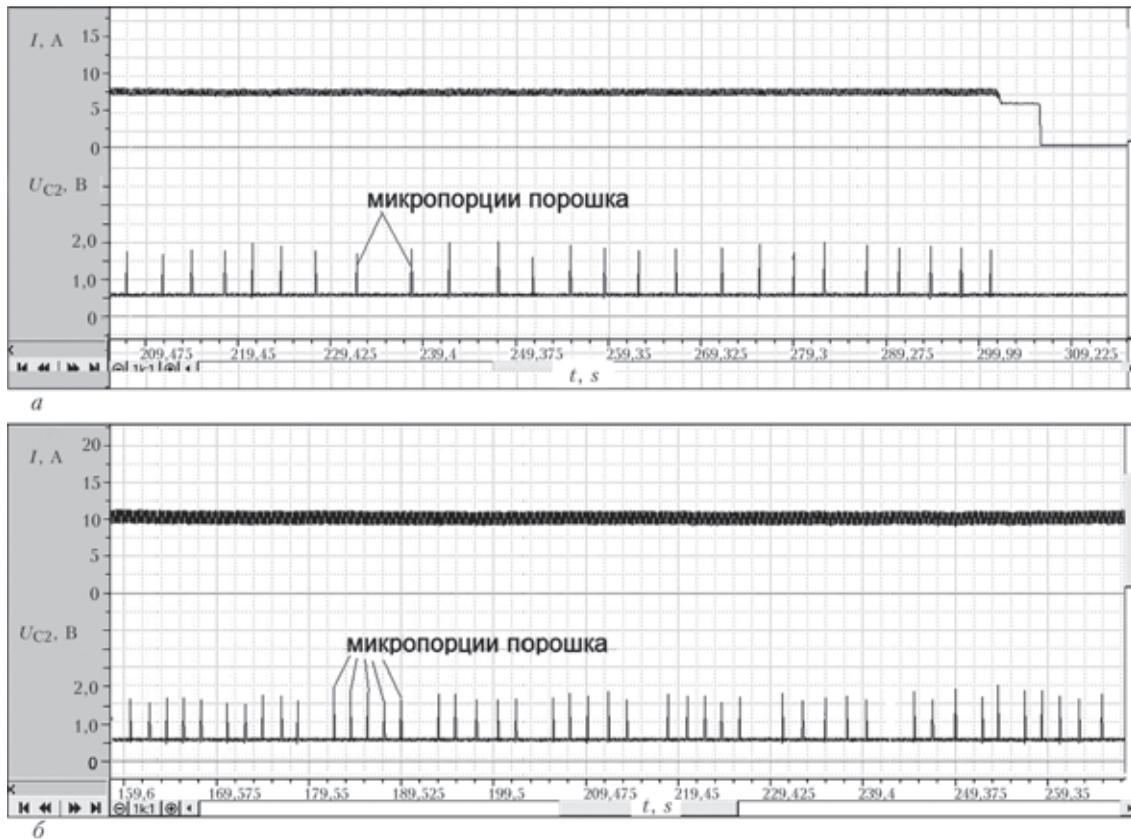


Рис. 5. Фрагменты осциллограмм микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку $\delta = 1,6$ мм с различным количеством микропорций дисперсной присадки, вводимой в сварочную ванну, шт.: а — 1; б — 5

тров каналов сопел плазмотрона, расход технологических газов, состав защитного газа отражается на тепловых характеристиках микроплазменной дуги [12] и предварительно учитывается при экспериментальном определении зависимости $q_n(I)$ по методике проточного калориметрирования [12, 18]. Следует отметить, что ввиду несоответствия условий горения микроплазменной дуги на водоохлаждаемом медном аноде и при реальной наплавке с образованием сварочной ванны определяемая нами величина Q_{Σ} будет иметь некоторую систематическую погрешность. Ее значение согласно данным работы [22] примерно оценивается как +7 %.

Таким образом, через значение определенного интеграла величины сварочного тока учитываются нестационарные процессы его изменения за время горения дуги, в том числе и для импульсных режимов с разными принципами их реализации. Через использование коэффициентов k_q и c_q линейной регрессии $q_n(I)$ при расчете введенного в анод тепла — с приемлемой точностью большинство возможных сочетаний стационарных технологических параметров микроплазменной дуги. Представленная в статье методика энергетического анализа позволяет оценивать вводимое количество тепла не только для наплавки изделия в целом, но и на любом его локальном участке (вплоть до размеров сварочной ванны). В сочета-

нии с определением массы наплавленного металла взвешиванием и измерением глубины проплавления основного металла она также позволяет при порционной подаче присадки оценить ряд ниже приведенных параметров, характеризующих размеры и энергетику сварочной ванны.

Объем наплавляемого металла в сварочной ванне:

$$V_{\text{вн}} = \frac{M_{\text{н}}}{\rho(N_{\text{мп}} / N_0 - k_n)}, \quad (8)$$

где $M_{\text{н}}$ — масса наплавленного металла; ρ — плотность наплавляемого материала; N_0 — количество микропорций присадки в одной серии наполнения сварочной ванны; $k_n = 1$ — коэффициент, учитывающий поправку на начальный этап формирования валика.

Длина участка сварочной ванны на основном металле:

$$L_0 = \frac{Lk_0}{(N_{\text{мп}} / N_0 - k_n)}, \quad (9)$$

где L — длина наплавленного валика; $k_0 = 2$ — коэффициент, учитывающий перекрытие объемов расплавленного металла при смещении сварочной ванны.

Объем переплавляемого основного металла:

$$V_{\text{во}} = L_0 h_0 \delta \quad (10)$$

где h_0 — глубина проплавления основного металла; δ — ширина узкой подложки.

Общий объем сварочной ванны:

$$V_B = V_{BH} + V_{BO} \quad (11)$$

Термический КПД [21] для наплавляемого металла:

$$\eta_{TH} = \frac{M_{II} H_M}{q_H}, \quad (12)$$

где H_M — удельная энтальпия 1 г наплавленного металла.

Для выявления общих закономерностей изменения вводимой в изделие тепловой энергии от мощности микроплазменной дуги и размеров сварочной ванны выполнена серия опытов по наплавке на узкую подложку из аустенитной нержавеющей стали шириной $\delta = 1,6$ мм при $I = 6 \dots 13$ А. В качестве дисперсной присадки использовался порошок сплава ЖС32 фракцией 63...160 мкм. Объем сварочной ванны в разных опытах последовательно увеличивался за счет ввода серий от 1 до 6 микропорций присадки (рис. 5). Частота порционной подачи порошка и величина сварочного тока в указанном диапазоне выбирались таким образом, чтобы обеспечить на переднем фронте наплавки угол смачивания основного и наплавляемого металла в $30 \dots 60^\circ$ и ограничить глубину проплавления основного металла в пределах 2 мм.

На данном примере в диапазоне сварочных токов $I = 6 \dots 13$ А и эффективной мощности нагрева изделия $q_H = 140 \dots 260$ Вт с помощью предлагаемой методики удалось уточнить область оптимальных режимов наплавки, которая соответствует сварочному току 9...10 А и высоте наплавленного валика 3,0...3,5 мм (определяли как расстояние от линии сплавления с основным металлом до верхней границы валика) (рис. 6). В остальных случаях наблюдается рост тепловложений в изделие, обусловленный снижением скорости наплавки менее 0,85...0,90 м/ч вследствие увеличения времени:

- нагрева образца микроплазменной дугой в промежутках между вводом микропорций порошка (до 6...8 с), необходимого для стабильного формирования наплавляемого валика;

- необходимого для ввода в сварочную ванну 4...6 микропорций дисперсной присадки при дальнейшем увеличении объема наплавляемого валика (до 12...18 с).

Расчеты, выполненные по зависимостям (8)–(12) для наплавленного металла ЖС32 ($H_M = 861,2$ Дж, вычисленная на основании работ [18, 23, 24]) позволили проанализировать закономерности изменения эффективной мощности нагрева изделия q_H , термического КПД для наплавляемого металла η_{TH} и доли основного металла γ_0 в зави-

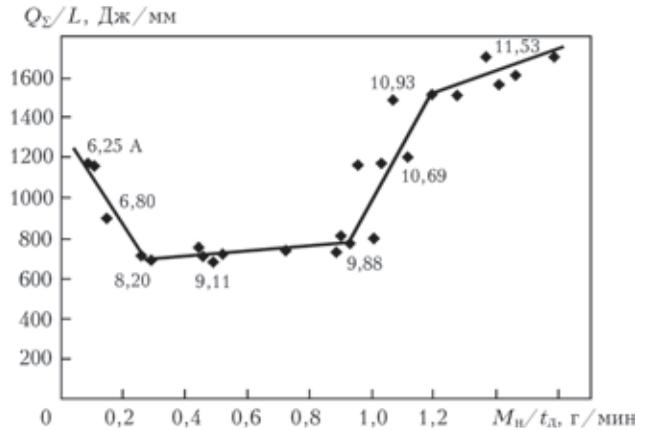


Рис. 6. Зависимость погонной энергии Q_{Σ}/L от производительности M_{II}/t_d и изменения средней величины сварочного тока при наплавке на узкую подложку шириной 1,6 мм

симости от объема сварочной ванны для серии описанных выше экспериментов. Они свидетельствуют (рис. 7), что начиная с некоторой величины q_H , несколько большей минимального возможного значения для начала стабильного процесса наплавки, объем сварочной ванны может увеличиваться в 5...6 раз за счет ввода в нее дисперсной присадки. При этом удельные тепловложения в анод и доля основного металла в сварочной ванне существенно не изменяются. В условиях ограниченной мощности дуги длительность наплавки валика зависит от времени пребывания металла сварочной ванны в расплавленном состоянии, которое в свою очередь определяется продолжитель-

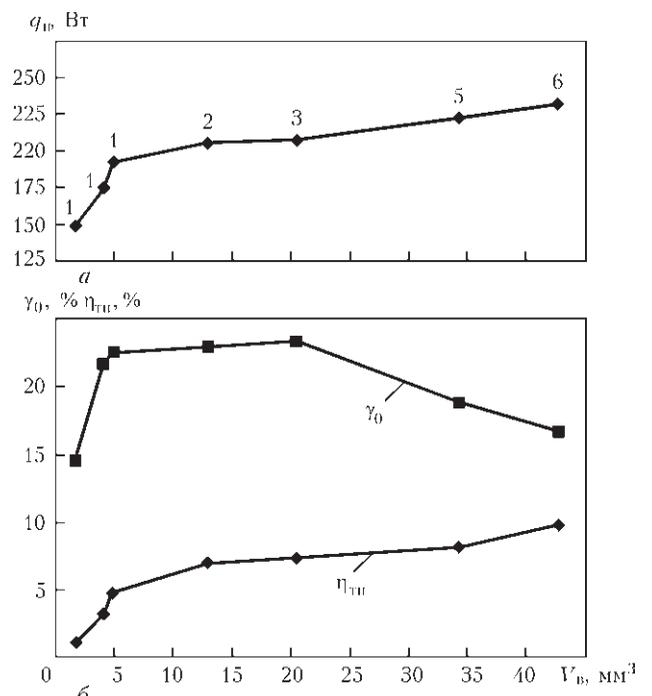


Рис. 7. Зависимость эффективной мощности нагрева изделия q_H (а), доли основного металла γ_0 и термического КПД для наплавляемого металла η_{TH} (б) от объема сварочной ванны V_B при наплавке на узкую подложку шириной 1,6 мм (цифрами обозначено количество вводимых в сварочную ванну микропорций дисперсной присадки)

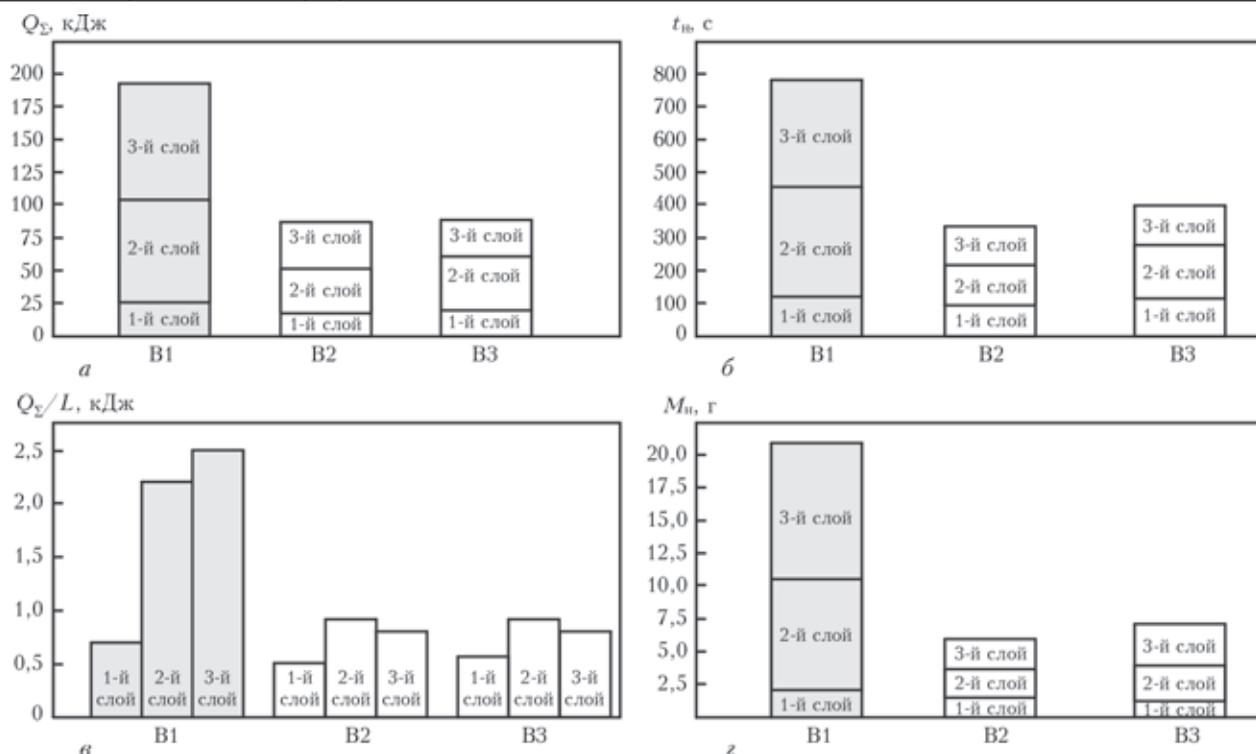


Рис. 8. Закономерности изменения количества тепла Q_{Σ} , вводимого в изделие, времени наплавки $t_{\text{н}}$ и средней величины сварочного тока I при коррекции режимов наплавки узкой подложки переменной ширины $\delta = 2,5 \dots 6,0$ мм: B1 — установка УПНС-304M2/M3, защитный газ $\text{Ar} + 10\% \text{H}_2$; B2 — установка УПНС-304M2/M3, защитный газ $\text{Ar} + 5\% \text{H}_2$; B3 — установка STARWELD PTA 190H фирмы «Kennametal Stellite GmbH», защитный газ Ar . Присадочный порошок — сплав ЖС32. Темным цветом выделен режим наплавки, где проявляется склонность к образованию микротрещин

ностью серии порционного ввода присадки (см. рис. 5). Поэтому количество вводимого в изделие тепла пропорционально времени наплавки валика, соответственно — объему ванны и массе наплавляемого металла. Ввиду известной зависимости длительности пребывания металла сварочной ванны в расплавленном состоянии от величины погонной энергии [21] для режимов микроплазменной порошковой наплавки может потребоваться оптимизация их параметров по критерию объема сварочной ванны (массы наплавленного металла).

Изложенный выше подход был применен для анализа режимов многослойной микроплазменной порошковой наплавки торца пера пустотелых небандажированных лопаток из сплавов ЖС32 и ЖС26 (см. рис. 1, б). На стадии отработки технологии он позволил оптимизировать тепловложения в изделие при среднем сварочном токе 11...16 А за счет ограничения размеров сварочной ванны, массы наплавленного металла и длительности наплавки слоя по критерию средней погонной энергии $Q_{\Sigma}/L < 1$ кДж/мм (рис. 8, технологические варианты B2 и B3). По результатам металлографического контроля это позволило предотвратить образование микротрещин (см. рис. 8, B1) при 3-х слойной наплавке сплава ЖС32 на узкую подложку $\delta = 2,5 \dots 6,0$ мм. Коррекция режимов была реализована на 2-х видах специализированного оборудования с различными

принципами построения импульсного режима (см. рис. 4, а, б) и подачи дисперсной присадки.

Выводы

На примере анализа режимов наплавки на узкую подложку шириной 1,6 мм установлено, что начиная с некоторой величины эффективной мощности микроплазменной дуги, несколько большей минимально возможного значения для начала стабильного процесса, объем сварочной ванны без существенного увеличения мощности дуги может возрастать в 5...6 раз за счет увеличения количества вводимой дисперсной присадки. Так как общие тепловложения в изделие пропорциональны размерам сварочной ванны и производительности наплавки, может потребоваться оптимизация режимов микроплазменной наплавки по критериям массы наплавленного металла и погонной энергии.

Применение разработанной методики оценки и анализа количества тепла, введенного в изделие, позволило на стадии отработки технологии устранить образование микротрещин в наплавленном металле при 3-х слойной наплавке торца пера шириной 2,5...6,0 мм применительно к пустотелым небандажированным лопаткам из сплавов ЖС32 и ЖС26. Оптимизация общих тепловложений в анод по критериям $Q_{\Sigma}/L < 1$ кДж/мм и $M_{\text{н}} < 3$ г была реализована на 2-х видах специализированного обо-

рудования с различными принципами построения импульсного сварочного тока и способом подачи дисперсной присадки.

1. *Статистическая оценка переноса металла и стабильность горения сварочной дуги: Методические рекомендации.* – Киев: Ин-т электросварки им. Е.О. Патона, 1988. – 30 с.
2. *Критерии оценки стабильности процесса дуговой сварки на постоянном токе / И.К. Походня, И.И. Заруба, В.Е. Пономарев, Н.В. Илюшенко, Т.А. Гвенетрадзе и др. // Автомат. сварка.* – 1989. – № 8. – С. 1–4.
3. *Методы сравнительной оценки технологических свойств сварочного оборудования и материалов / И.К. Походня, И.И. Заруба, В.Е. Пономарев, В.П. Латанский и др. // Там же.* – 1990. – № 5. – С. 1–5.
4. *Киревский И.Е., Амосов А.П., Попов В.В.* Нарушение стабильности горения сжатой дуги // *Свароч. пр-во.* – 1997. – № 4. – С. 23–24.
5. *Специализированный комплекс для мониторинга процесса сварки / А.Е. Пирумов, И.О. Скачков, С.А. Супрун, С.Ю. Максимов // ПиКАД.* – 2007. – № 4. – С. 18–19.
6. *Akinci T.C.* Time-frequency analysis of the current measurement by Hall effect sensors for electric arc welding machine // *Mechanica.* – 2010. – № 5(85). – P. 66–71.
7. *Akinci T.C., Noğay H.S., Gökmen G.* Determination of optimum operation cases in electric arc welding machine using neural network // *J. of Mechanical Science and Technology.* – 2011. – № 25(4) – P. 1003–1010.
8. *Online monitoring, analysis and remote recording of welding parameters to welding diary / A. Lebar, L. Selak, R. Vrabčič, P. Butala. // J. of Mechanical Engineering.* – 2012(58). – № 7-8. – P. 444–452.
9. *Патон Б.Е., Коротынский А.Е., Скопюк М.И.* Система оперативного контроля качества сварочного оборудования в процессе его промышленного производства // *Автомат. сварка.* – 2002. – № 5. – С. 29–31.
10. *Ланкин Ю.Н., Рябцев И.А., Соловьев В.Г.* Влияние электрических параметров дуговой наплавки порошковой проволокой на стабильность процесса и проплавление основного металла // *Там же.* – 2014. – № 9. – С. 27–31.
11. *Особенности малоамперной аргонодуговой и микроплазменной порошковой наплавки на узкую подложку / А.В. Яровицын, К.А. Ющенко, А.А. Наконечный, И.А. Петрик / Там же.* – 2009. – № 6. – С. 37–42.
12. *Яровицын О.В.* Мікроплазмові порошкові наплавлення жароміцних нікелевих сплавів з вмістом γ' -фази 45...65 %. Автореф. дис. канд. техн. наук. — Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2009. – 21 с.
13. *Технологический семинар Deloro Stellite в Запорожье // Автомат. сварка.* – 2010. – № 1. – С. 59–62.
14. *Разработка технологии восстановления торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД авиационного двигателя Д18Т методом микроплазменной порошковой наплавки / К.А. Ющенко, В.С. Савченко, А.В. Яровицын и др. / Там же.* – 2010. – № 8. – С. 25–29.
15. *Сорокин Л.И., Лукин В.И., Багдасаров Ю.С.* Свариваемость литейных жаропрочных сплавов типа ЖС6 // *Свароч. пр-во.* – 1997. – № 6. – С. 12–17.
16. *Сорокин Л.И.* Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов // *Там же.* – 1999. – № 12. – С. 11–17.
17. *Ющенко К.А., Яровицын А.В.* Совершенствование технологии восстановления верхней бандажной полки рабочих лопаток авиационного ГТД / Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин». Зб. наук. статей за результатами, отриманими в 2010–2012 рр. – Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2012. – С. 506–509.
18. *Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А.* Плазменная наплавка. – Киев: «Екотехнологія», 2007. – 292 с.
19. *Кестер У.* Проектирование систем цифровой и смешанной обработки сигналов. – М.: Техносфера, 2010. – 330 с.
20. *Измайлов Д.Ю.* PowerGraph. Справочник по функциям обработки сигнала. Ч. 2 // *ПиКАД.* – 2009. – № 2. – С. 26–28.
21. *Петров Г.Л., Тумарев А.С.* Теория сварочных процессов [с основами физической химии]. – М.: Высш. шк., 1967. – 508 с.
22. *Яровицын А.В., Новиков С.В.* Методическое обеспечение погружного калориметрирования малоамперных дуг // Зб. тезисів до V Всеукр. наук.-техн. конф. молодих вчених та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології», ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 27–29 травня 2009 р. – Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2009. – 124 с.
23. *Zhiguo Gao, Ojo O.A.* Modeling analysis of hybrid laser-arc welding of single-crystal nickel-base superalloys // *Acta Materialia.* – 2012. – № 60 – P. 3153–3167.
24. *Фрумин И.И.* Автоматическая электродуговая наплавка. – Харьков: Металлургиздат, 1961. – 421 с.

Поступила в редакцию 15.04.2015

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

В открытом доступе труды международных конференций

«Математическое моделирование и информационные технологии

в сварке и родственных процессах»,

проведенные в 2002, 2004, 2006, 2010, 2012 и 2014 гг.:

<http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmw>



Сборники можно
заказать в
редакции журнала
«Автоматическая
сварка».



ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ВВОДА ПОРОШКА В ДУГУ НА ЕГО ПОТЕРИ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ

А.И. СОМ

ООО фирма «Плазма-Мастер Лтд.». 03680, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: info@plasma-master.com

Исследованы потери порошка при плазменно-порошковой наплавке с использованием плазмотронов с внутренней и внешней схемами его ввода в дугу. Показана зависимость потерь порошка от его фракции, геометрических размеров наплавляемого валика и производительности наплавки. Установлено, что потери порошка стали 10X18H10T при внутренней схеме ввода за счет более эффективного нагрева его в дуге в 4-5 раз ниже, чем при внешней и при благоприятных условиях не превышают 1...2 %. Даны практические рекомендации о рациональном использовании плазмотронов с разными системами подачи порошка. Библиогр. 4, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: плазменно-порошковая наплавка, потери порошка, плазмотрон, схема ввода порошка, эффективность нагрева, траектория полета частицы, формирование валика

Эффективность процесса плазменно-порошковой наплавки (ППН) во многом зависит от эффективности нагрева и плавления присадочного порошка в дуге. Чем лучше нагревается порошок в дуге, тем меньше его потери и выше производительность наплавки при одинаковых параметрах процесса. Меньше также проплавление основного металла и лучше формирование наплавляемого валика.

Известно [1], что эффективность нагрева порошка при ППН в значительной степени зависит от схемы и параметров ввода его в дугу, которые определяют траектории и скорости полета частиц, а также время пребывания их в дуге. Процесс нагрева и плавления порошка в дуге подробно рассмотрен в работах [2, 3]. Практические рекомендации этих исследований легли в основу разработки современных плазмотронов [4].

Сегодня для ППН наиболее широко используются две схемы ввода порошка в дугу — внутренняя и внешняя [3, 4]. В первом случае (рис. 1, а) порошок подается в дугу внутри плазмотрона в виде равномерно распределенного по окружности потока частиц через коническую щель, образованную плазменным и фокусирующим соплами. Во втором (рис. 1, б) — снаружи плазмотрона через одно или несколько отверстий в торце плазмообразующего сопла. В этом случае фокусирующее сопло отсутствует.

Цель настоящей работы — дать количественную оценку этим схемам с точки зрения потерь порошка, эффективности и надежности процесса наплавки и на этой основе предложить практические рекомендации по их рациональному использованию.

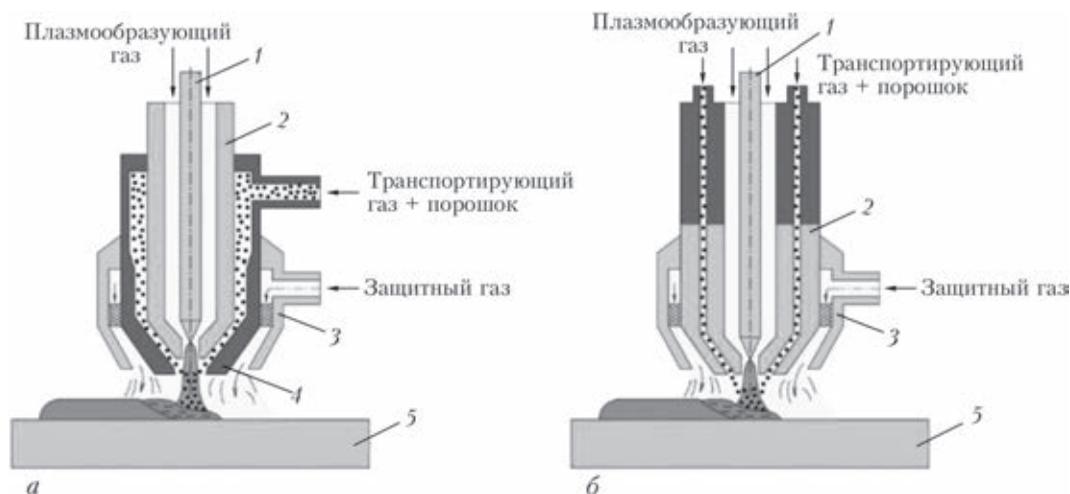


Рис. 1. Схемы ввода порошка в дугу: а — внутренняя; б — внешняя (1 — электрод; 2-4 — соответственно сопло плазмообразующее, защитное и фокусирующее; 5 — деталь)

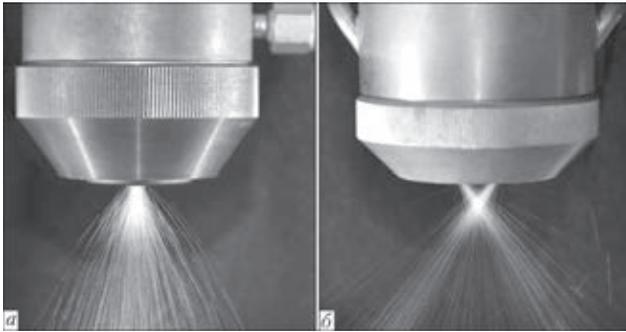


Рис. 2. Факелы истечения порошка из плазматрона PP-6-01 (а) и экспериментального плазматрона (б)

Потери порошка изучали при наплавке валиков различной ширины и толщины с различной производительностью на плоские образцы из стали 20. Ширину валиков варьировали в пределах 5...30 мм, толщину 1...5 мм, производительность 10...50 г/мин. В качестве присадочного материала использовали порошок нержавеющей стали типа 10X18Н10Т (аналог AISI 321) двух фракций 63...100 и 100...200 мкм. Как указано в работе [3], закономерности движения и нагрева этого типа порошка в дуге характерны для подавляющего большинства порошков, используемых для ППН. Кроме того, он сравнительно тугоплавкий и имеет короткую ванну при наплавке, что очень важно при исследовании потерь порошка.

Исследования проводили на оборудовании фирмы «Плазма-Мастер Лтд» с использованием плазматрона PP-6-01 [4], имеющего внутреннюю систему подачи порошка, и экспериментального плазматрона с внешней системой подачи, аналогичной той, что применяется в плазматронах ведущих мировых производителей Castolin, Deloro Stellite, Commersald и др.

В плазматроне PP-6-01 порошок через входной штуцер сначала попадает в специальную распределительную камеру, где он равномерно распределяется по окружности, а затем через систему пазов, равномерно расположенных на конической поверхности плазмообразующего сопла, вводится в дугу. Пазы направляют частицы порошка пря-

мо в центральную, наиболее нагретую часть дуги. Фокус встречи частиц порошка находится на расстоянии 3 мм от торца фокусирующего сопла. Диаметры плазмообразующего и фокусирующего сопел в данных экспериментах равнялись соответственно 5 и 8 мм.

В экспериментальном плазматроне присадочный порошок, предварительно разделенный на два одинаковых потока, подается в дугу непосредственно через два отверстия диаметром 1,4 мм, выполненные в торце плазмообразующего сопла диаметрально противоположно друг другу. Угол ввода порошка в дугу относительно вертикальной оси также, как и в плазматроне PP-6-01, составляет 35°. Фокус встречи частиц порошка находится на расстоянии 8 мм от торца плазмообразующего сопла, диаметр которого в экспериментах равнялся 5 мм. При наплавке плазматрон ориентировали так, чтобы подача порошка происходила в плоскости перпендикулярно оси наплавляемого валика. В обоих случаях расстояние плазматрона до наплавляемой поверхности 10 мм.

На рис. 2 показаны факелы истечения порошка из плазматрона PP-6-01 (рис. 2, а) и экспериментального плазматрона (рис. 2, б) при подаче 50 г/мин. Расход транспортирующего газа в обоих случаях был минимально возможным для исключения забивания порошка в каналах плазматронов и составлял 2 л/мин. При этом начальная скорость полета частиц в момент входа их в дугу равнялась 1,0...1,5 м/с для плазматрона PP-6-01 и 2...3 м/с для экспериментального плазматрона. Разница эта обусловлена разным сопротивлением каналов подачи порошка в этих системах.

Потери порошка определяли как разницу между общим расходом порошка, подаваемого питателем, и массой наплавленного металла за одно и то же время. Массу наплавленного металла вычисляли путем взвешивания образца до наплавки и после. Протяженность наплавки 200 мм. Взвешивание образцов проводили на лабораторных весах с точностью до 0,05 г.

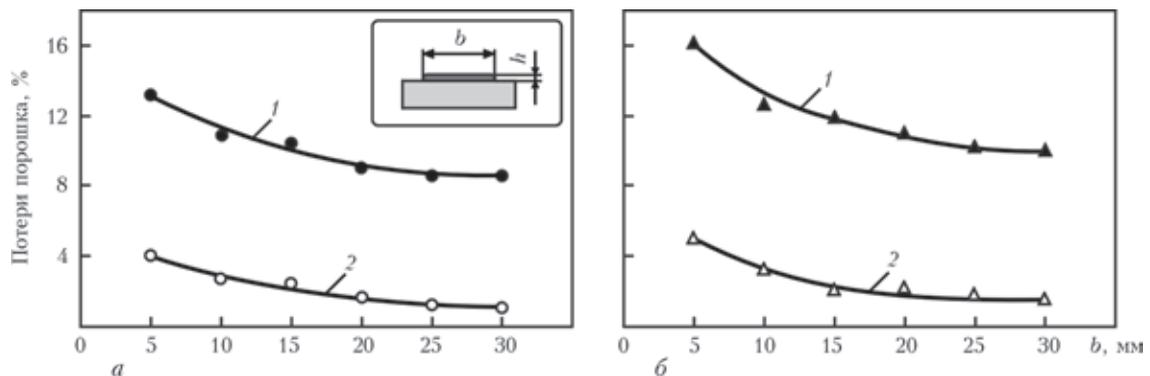


Рис. 3. Зависимость потерь порошка от ширины наплавляемого валика при внешней (1) и внутренней (2) схемах его ввода в дугу: а — фракция порошка 63...100; б — 100...200 мкм

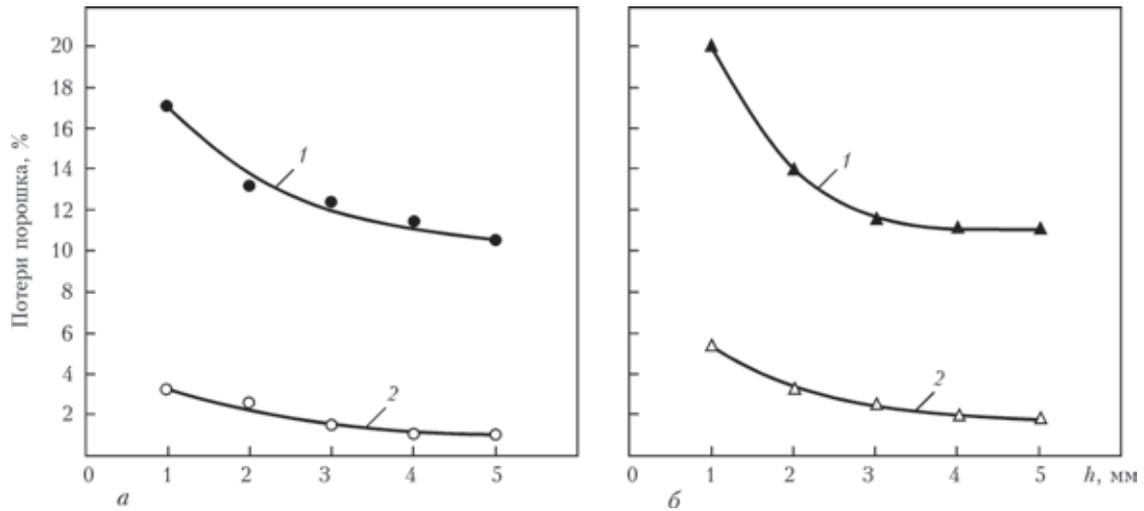


Рис. 4. Зависимость потерь порошка от высоты наплавляемого валика при внешней (1) и внутренней (2) схемах его ввода в дугу: а — фракция порошка 63...100; б — 100...200 мкм

Как показали эксперименты, наибольшие потери порошка наблюдаются при внешней схеме его ввода в дугу. Особенно это проявляется при наплавке узких и тонких валиков с использованием крупнозернистого порошка. В этих случаях они достигают 20 % (рис. 3, б, 4, б). С увеличением ширины и толщины валиков потери порошка заметно уменьшаются вследствие более благоприятных условий попадания частиц в сварочную ванну. При использовании мелкого порошка потери его еще больше уменьшаются, однако остаются достаточно большими — 8...10 % (рис. 3, а, 4, а).

Такие большие потери порошка при внешней схеме ввода обусловлены прежде всего неблагоприятными условиями нагрева его в дуге. Из-за низкого расположения точки ввода порошка и большой начальной скорости частиц время его пребывания и нагрева в дуге ограничено. Кроме того, локальные струи холодного транспортирующего газа деформируют столб дуги и снижают температуру плазмы в зоне нагрева. По расчетным данным работы [3] до температуры плавления стали 10X18H10T при такой схеме ввода могут быть нагреты лишь частицы мельче 50 мкм. Более крупные частицы, которые не попали в сварочную ванну, пролетают мимо и теряются.

Значительно лучшие результаты мы наблюдаем при внутренней подаче порошка. Хотя, в общем, закономерности похожи, уровень потерь порошка здесь значительно ниже. Нет также большой разницы между мелкой и крупной фракциями. В самых неблагоприятных условиях потери порошка не превышают 5 % против 20 % при внешней подаче. При наплавке широких и полных валиков потери порошка составляют всего 1...2 % (рис. 3, а, 4, а).

В ходе экспериментов было замечено, что потери порошка зависят не только от геометрических размеров наплавляемого

валика, но и от производительности, на которой ведется процесс наплавки. С увеличением подачи порошка потери его также увеличиваются, особенно при внешней подаче (рис. 5).

Это можно объяснить тем, что с увеличением подачи порошка растет плотность частиц в дуге и увеличивается вероятность их упругого столкновения между собой в момент вхождения в дугу,

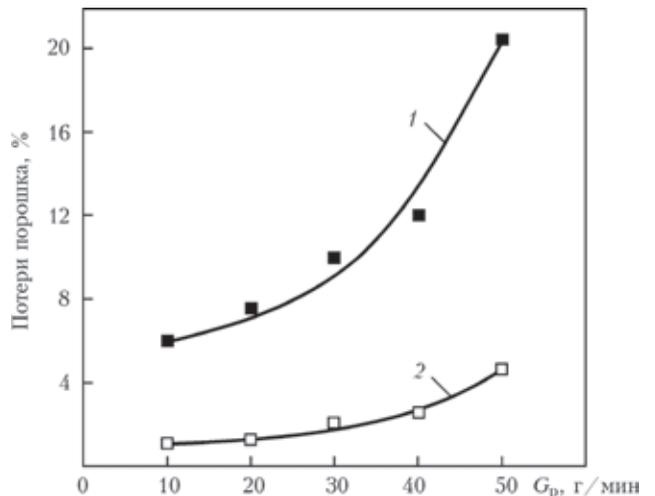


Рис. 5. Зависимость потерь порошка от величины подачи при разных схемах его ввода в дугу: 1 — внешняя; 2 — внутренняя (фракция порошка 63...200 мкм., размеры валика: ширина 20 мм, высота 3 мм)

Оптимальные значения тока при наплавке валиков разных геометрических размеров

Геометрические размеры валиков, мм	Скорость наплавки, мм/мин	Подача порошка, г/мин	Фракция порошка, мкм	Ток наплавки, А	
				Внутренняя подача	Внешняя подача
b = 10 h = 3	140	26	63...100	170	190
			100...200	180	205
b = 20 h = 3	70	34	63...100	175	200
			100...200	180	210
b = 30 h = 3	50	38	63...100	180	220
			100...200	190	230

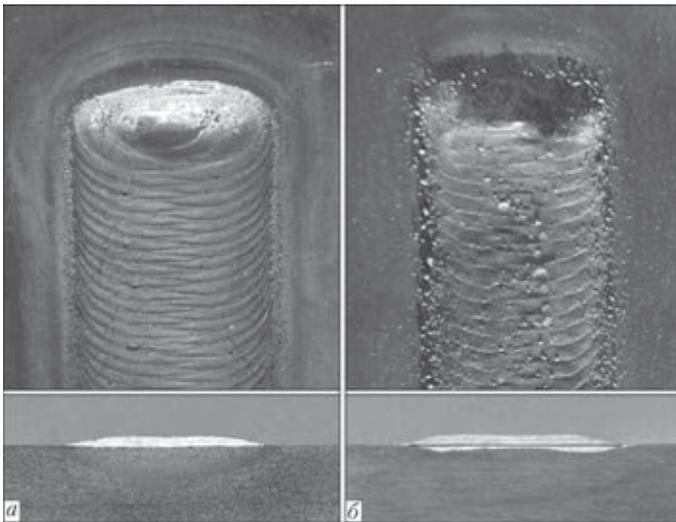


Рис. 6. Внешний вид и макрошлифы наплавленных валиков при внутренней (а) и внешней (б) схемах его ввода в дугу в результате чего они вылетают с дуги и теряются. При внешней подаче вследствие того, что порошок подается в дугу более сосредоточенными потоками навстречу друг другу, вероятность столкновения частиц значительно больше. Кроме потерь порошка, важными показателями эффективности процесса наплавки является также формирование слоя, проплавление основного металла и удельные энергетические затраты. Здесь внутренняя схема подачи порошка имеет также явные преимущества, особенно при наплавке тонких слоев.

На рис. 6 показан внешний вид и макрошлифы поперечного сечения наплавленных валиков шириной 20 мм и высотой 1 мм. Из него видно, что формирование валика, наплавленного при внутренней подаче порошка, значительно лучше, а проплавление основного металла заметно меньше, чем при внешней. Это достигается благодаря лучшему нагреву порошка в дуге и большему коэффициенту его использования. Распределение энергии плазменной дуги здесь такое, что большая часть ее расходуется на нагрев порошка, а не на изделие, т.е. тепловыделение в деталь значительно меньше. Равномерно распределенный по окружности поток транспортирующего газа оказывает дополнительное стабилизирующее действие на дугу и также способствует лучшему формированию валика. В результате совместного действия этих факторов процесс наплавки с внутренней подачей порошка энергетически более выгодный, чем при внешней. При одинаковой производительности ток наплавки в этом случае требуется на 10...15 % меньше.

Ниже в таблице в качестве примера приведены оптимальные значения тока дуги при наплавке вали-

ков разных геометрических размеров с использованием обеих схем ввода порошка в дугу.

Проведенные исследования показали, что внутренняя схема подачи порошка обеспечивает значительно лучшие показатели наплавки, чем внешняя. Однако при длительной наплавке на большой производительности, особенно при использовании порошка мелкой фракции менее 100 мкм, было замечено появление капель жидкого металла на выходе из фокусирующего сопла, что приводило к нарушению стабильности процесса и ухудшению формирования наплавленного валика. С уменьшением производительности, а, следовательно, и тока наплавки, появление капель заметно уменьшалось. При токе менее 150 А мы не наблюдали их вовсе. Не наблюдались капли и при использовании порошка крупной фракции более 100 мкм на токах до 300 А. При внешней схеме ввода порошка в дугу такого явления не наблюдалось во всем исследованном диапазоне токов (50...300 А). На практике это нужно учитывать, особенно при наплавке легкоплавких самофлюсующихся порошков на никелевой основе.

Выводы

1. Потери порошка при внутренней схеме его ввода в дугу значительно меньше, чем при внешней и при благоприятных условиях не превышают 2 %.
2. Внутренняя схема ввода порошка в дугу в целом более эффективна по сравнению с внешней. Она обеспечивает меньшие потери порошка, меньшее проплавление основного металла и лучшее формирование наплавленного валика при меньших энергозатратах.
3. При использовании плазмотронов с внешней подачей порошка для повышения эффективности процесса наплавки следует использовать порошок более мелкой фракции менее 100 мкм, а для плазмотронов с внутренней подачей — более 100 мкм.
4. С целью уменьшения потерь порошка при наплавке плазмотроном с внешней подачей процесс следует вести с небольшой производительностью менее 30 г/мин.

1. Гладкий П.В., Павленко А.В., Зельниченко А.Т. Математическое моделирование нагрева порошка в дуге при плазменной наплавке // Автомат. сварка – 1989. – № 11. – С. 17–21, 54.
2. Павленко А.В., Гладкий П.В. Особенности нагрева присадочного порошка в дуге при наплавке // Там же. – 1989. – № 11. – С. 33–37.
3. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка – Киев: Екотехнологія, 2007. – С. 292.
4. Сом А.И. Новые плазмотроны для плазменно-порошковой наплавки // Автомат. сварка – 1999. – № 7. – С. 44–48.

Поступила в редакцию 15.04.2015

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ЛАЗЕРНОЙ И ГИБРИДНОЙ НАПЛАВКИ (Обзор)

В.Ю. ХАСКИН, В.Д. ШЕЛЯГИН, А.В. БЕРНАЦКИЙ

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

В работе рассматривается развитие процессов лазерной и комбинированной (например, лазерно-плазменной) наплавки. Показано, что в этих процессах за счет подачи наплавочного материала (в основном в виде порошка, реже — в виде проволоки) в зону действия сфокусированного в пятно диаметром 1,0...5,0 мм лазерного излучения на обрабатываемой поверхности создается наплавленный слой определенной высоты с заданными физико-химическими характеристиками. Рассматриваемые процессы имеют ряд преимуществ и недостатков. К преимуществам относятся: возможность нанесения слоев с заданными свойствами высотой 0,1...3,0 мм; значительное ослабление эффекта перераспределения компонентов из материала основы в наплавленный слой, способствующее повышению точности прогнозирования результатов и максимальному приближению свойств наплавленного слоя к исходным свойствам наплавляемого материала; получение равноосных мелкокристаллических (высокодисперсных) структур наплавленного металла и малой (до 0,1...0,5 мм) зоны термического влияния; минимизация припуска под финишную механическую обработку до величин порядка 0,3...0,5 мм на сторону за счет малой шероховатости (до Ra 200...300 мкм) наплавленных поверхностей. К недостаткам можно отнести: наличие поперечных холодных микротрещин в наплавленных слоях, появление которых является следствием релаксации высоких внутренних напряжений растяжения; возможность образования как внутренних, так и наружных пор, связанная с неметаллическими включениями и остаточной влажностью наплавочного порошка, а также наличием загрязнения наплавляемой поверхности; относительную дороговизну процесса, связанную со сравнительно высокой себестоимостью лазерного оборудования. Показано, что к основным тенденциям развития технологии лазерной наплавки в промышленно развитых странах относятся: получение коррозионно- и износостойких покрытий с повышенными физико-механическими характеристиками; синтез трехмерных объектов; создание тонких наплавленных слоев, обладающих специальными свойствами. Перспективы дальнейшего развития лазерных и лазерно-плазменных (лазерно-дуговых) процессов наплавки связаны с возможностью устранения недостатков, присущих каждой из составляющих в отдельности, за счет взаимодействия этих составляющих. Библиогр. 16, рис. 3.

Ключевые слова: лазерные технологии, наплавка, гибридные и комбинированные процессы, промышленное применение, оборудование, материалы, перспективы

Лазерная наплавка, как способ нанесения покрытий, появилась в конце 1970-х — начале 1980-х годов. В случае наплавки за счет подачи наплавочного материала (преимущественно в виде порошка, реже в виде проволоки) в зону действия сфокусированного в пятно диаметром 1,0...5,0 мм лазерного излучения на обрабатываемой поверхности создается покрытие определенной высоты с заданными физико-химическими характеристиками (рис. 1) [1, 2]. Возможны также варианты лазерной наплавки по предварительно нанесенным на подложку слоям наплавляемого материала. Эти слои наносят газотермическим напылением или обмазкой, состоящей из наплавочного порошка со связующим, а затем переплавляют лазерным излучением. Наплавку с предварительным напылением слоев обычно называют лазерным переплавом. Получаемое покрытие связано с материалом основы переходной зоной сравнительно малых (обычно от 5...10 мкм до 50...200 мкм) размеров. Прочность сцепления покрытий с основным металлом

достаточно высока и приближается к значениям прочности последнего.

Одним из важнейших моментов в технологии наплавки является способ подачи наплавочного материала к подложке. Изучение технологий лазерной сварки и наплавки показало, что во время как в процессах с подачей проволоки реализуется преимущество проведения обработки практически в любом пространственном положении, преимущество порошковых материалов состоит в более эффективном поглощении лазерного излучения [3]. Наплавка в нижнем положении может осуществляться путем предварительного распределения по обрабатываемой поверхности порошка. Применение порошковых материалов в иных пространственных положениях обычно требует предварительного нанесения покрытий такими способами, как газопламенное напыление, плазменное напыление или печная сушка пасты обмазки. Если порошок нельзя распределить по поверхности предварительно, то его подают специальными дозаторами. На сегодняшний день наиболее широкое распространение получил спо-

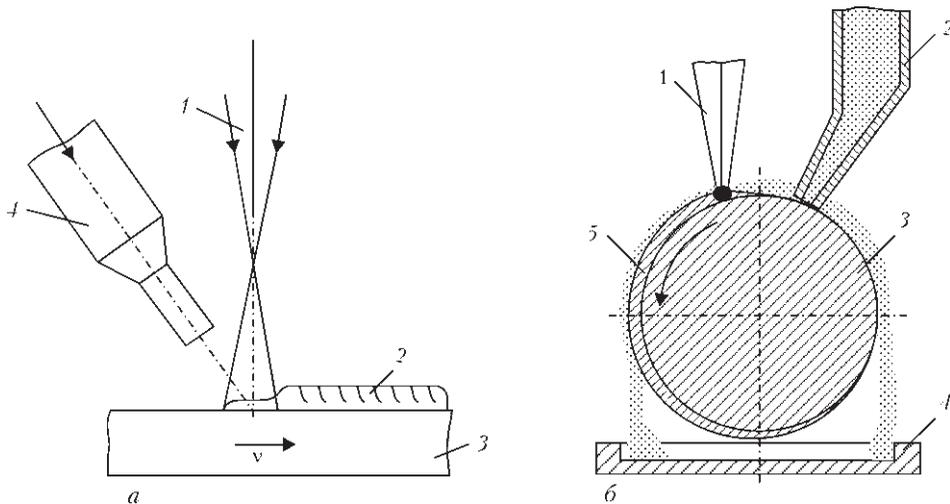


Рис. 1. Схемы процессов лазерной наплавки: (а) деталей произвольной геометрии (1 — лазерное излучение; 2 — наплавленный валик; 3 — движущийся образец; 4 — сопло подачи защитного газа и присадочного порошка) [1] и цилиндрических деталей (б) (1 — лазерное излучение; 2 — подающая трубка дозатора порошка; 3 — наплавляемый образец; 4 — поддон для неиспользованного порошка; 5 — наплавленный металл) [2]

соб лазерной наплавки, при котором используют присадочные порошковые материалы, подаваемые непосредственно в зону действия лазерного излучения при помощи специальных порошковых дозаторов различных конструкций [4].

К преимуществам лазерной наплавки относятся [1]: возможность нанесения слоев с заданными свойствами высотой 0,1...3,0 мм; значительное ослабление эффекта перераспределения компонентов из материала основы в наплавленный слой, способствующее повышению точности прогнозирования результатов и максимальному приближению свойств наплавленного слоя к исходным свойствам наплавляемого материала; получение равноосных мелкокристаллических (высокодисперсных) структур наплавленного металла и малой (до 0,1...0,5 мм) зоны термического влияния; минимизация припуска под финишную механообработку до величин порядка 0,3...0,5 мм на сторону за счет малой шероховатости (до Ra 200...300 мкм) наплавленных поверхностей. Кроме перечисленных, к преимуществам лазерной наплавки можно отнести и преимущества термообработки и легирования, связанные с особенностями лазерного излучения как теплового источника.

К недостаткам лазерной наплавки можно отнести: наличие поперечных холодных микротрещин в наплавленных слоях, возникновение которых является следствием релаксации высоких внутренних напряжений растяжения [5]; возможность образования как внутренних, так и наружных пор, связанная с неметаллическими включениями и остаточной влажностью наплавочного порошка, а также загрязнением наплавляемой поверхности; относительную дороговизну процесса, связанную со сравнительно высокой себестоимостью

лазерного оборудования [1]. Вопросы контроля, снижения и полного устранения трещинообразования при лазерной наплавке исследовались в разное время многими авторами (например, [1, 5]). Сравнительно недавно украинскими авторами была предложена математическая модель этого явления, позволившая связать расстояния между трещинами с механическими свойствами покрытий и их толщинами [6]. Из сказанного следует, что к перспективным направлениям устранения недостатков процесса можно отнести способы, позволяющие снизить остаточные термические напряжения в наплавляемых слоях в сочетании с тщательной подготовкой наплавочных порошков и наплавляемой поверхности. К таким способам, в частности, относится изменение термического цикла процесса за счет использования дополнительного теплового источника (например, сочетания действия лазерного излучения с действием плазменной струи).

С помощью лазерной наплавки получают износ- и коррозионностойкие микрокристаллические, аморфизированные и аморфные покрытия из достаточно широкой гаммы материалов. Однако в первой половине 80-х годов лазерная наплавка нашла более широкое применение в качестве процесса восстановления изношенных деталей техники, которые работают в условиях трения скольжения, ударных нагрузок, абразивного износа и т.д. [1]. И на сегодняшний день даже в промышленно развитых странах лазерная восстановительная наплавка не утратила актуальности — ее применяют для ремонта дорогостоящих изделий, при восстановлении сравнительно небольших дефектных участков с высокой термической локальностью [7]. Например, такие технологические способы широко используются в процессах

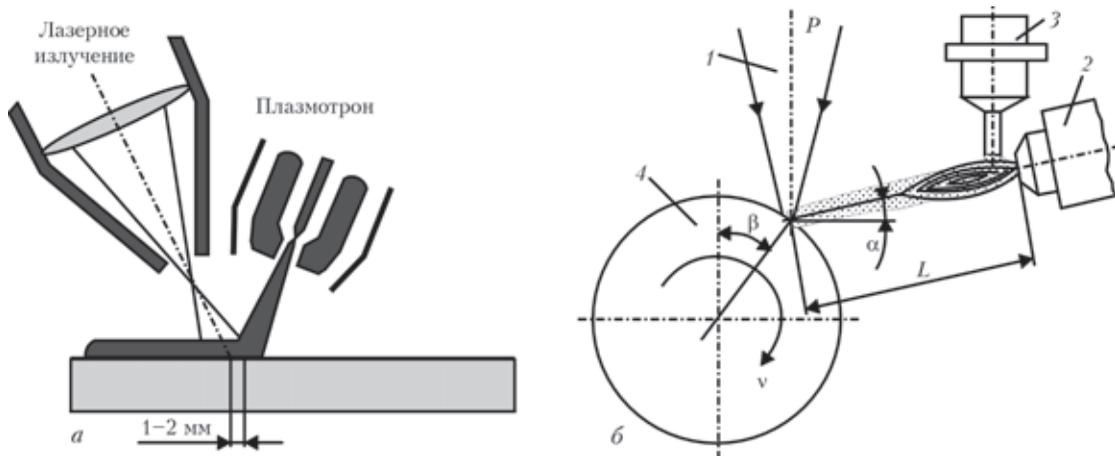


Рис. 2. Схемы процессов порошковой лазерно-плазменной наплавки с использованием плазматрона прямого действия (а) [10] и с использованием плазматрона косвенного действия (б) (I — излучение; 2 — плазматрон; 3 — порошковый дозатор; 4 — образец; L , α , β — дистанция и углы наплавки) [11]

восстановления турбинных лопаток авиационных двигателей, ложементов валов, пресс-форм и других дорогостоящих изделий со сложным профилем [7–9].

С начала XXI века на смену лазерным технологиям в чистом виде все чаще приходят гибридные и комбинированные. Сюда относятся лазерно-плазменные процессы, в которых используется совместное действие дуговой плазмы и лазерного энергетического источника. Проведенные в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины исследования процессов взаимодействия сфокусированного излучения CO_2 -лазера с плазмой столба электрической дуги показали, что в такой системе возможно возникновение особого типа газового разряда – комбинированного лазерно-дугового [10]. Его свойства отличаются как от свойств электрической дуги, так и от свойств оптического разряда, поддерживаемого лазерным излучением. Способность комбинированного разряда генерировать высокотемпературную плазму с высокой степенью неравновесности даже при атмосферном давлении окружающего газа делает его привлекательным для применения в плазмохимических (в т.ч. CVD) технологиях. Проведенные в ИЭС им. Е.О. Патона теоретические и экспериментальные исследования (акад. НАНУ И.В. Кривцун, д-р техн. наук В.С. Гвоздецкий, д-р техн. наук Ю.С. Борисов и др.) показали, что такой разряд может быть положен в основу создания нового класса плазменных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазматронов.

В процессах гибридной лазерно-плазменной наплавки могут использоваться плазматроны как прямого, так и косвенного действия [11–12]. В качестве наплавочных материалов применяют в основном порошковые. Основным преимуществом использования плазматронов прямого действия является возможность дополнительного сжа-

тия плазменной дуги за счет использования сфокусированного лазерного излучения (рис. 2, а). Преимуществом использования плазматронов косвенного действия является отсутствие непосредственного действия электрической дуги на основной металл, что, в частности, повышает термическую локальность процесса (рис. 2, б) [13]. По мнению авторов работы [14] наиболее перспективным для этого является импульсное излучение Nd:YAG-лазеров из-за возможности его гибкого подвода по оптическому волокну в оптимизированном пространственном положении. Лазерно-плазменная наплавка значительно снижает остаточные напряжения в наплавленных слоях по сравнению с лазерной наплавкой, однако одним из основных ее недостатков остается значительное тепловое воздействие на наплавляемое изделие.

Анализ достоинств и недостатков плазменных, лазерных и лазерно-плазменных процессов наплавки позволяет отметить следующее. В случае плазменной наплавки деталь может испытывать значительный нагрев, приводящий к остаточным термодформациям. Лазерные и лазерно-плазменные процессы позволяют минимизировать нагрев детали, повысить прочность сцепления наносимых слоев с подложкой, отказаться от нанесения подслоев и упростить подготовку поверхности. Однако в лазерных наплавочных процессах имеют место и недостатки. К ним следует отнести напряженное состояние наплавленных слоев, наличие в них пор и микротрещин. Гибридные (комбинированные) лазерно-плазменные процессы позволяют за счет взаимодействия составляющих либо их совместного влияния на обрабатываемое изделие частично или полностью устранять указанные недостатки. Так, сжатие и стабилизация плазменной дуги лазерным излучением позволяет повысить скорость процесса наплавки и снизить общее тепловложение; предварительный подогрев

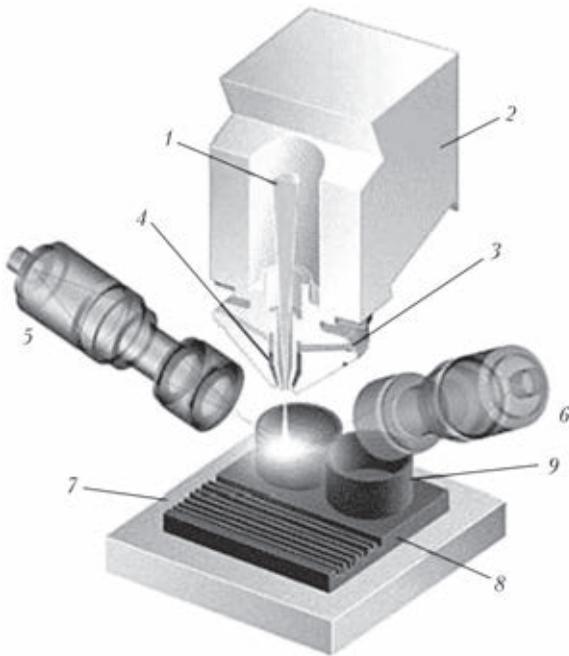


Рис. 3. Схема процесса трехмерного синтеза изделий по DMD технологии: 1 — лазерное излучение; 2 — фокусирующая оптика; 3 — подача порошка; 4 — защитный газ; 5, 6 — сенсоры оптической системы обратной связи; 7 — платформа; 8 — заготовка (форма); 9 — создаваемый объект

порошка комбинированным разрядом в сочетании с изменением термического цикла лазерной обработки за счет добавки плазменной составляющей позволяет снижать остаточные напряжения, устранять поро- и трещинообразование и т.д.

Гибридные технологии лазерной наплавки и нанесения покрытий уже находят свое практическое применение [15–16]. Например, разработанная технология лазерно-плазменной цементации реек ткацкого станка из стали 45 с твердостью основы HRC 30...32, обеспечивает в результате обработки твердость поверхностного слоя HV 750 [15]. Основу процесса насыщения углеродом поверхностного слоя составляет не диффузия, а адсорбция углерода поверхностью и конвективное перемешивание его в жидкой фазе расплава, что существенно увеличивает скорость ведения технологического процесса цементации.

Таким образом, обзор процессов лазерной и гибридной (комбинированной) наплавки показал, что к основным тенденциям развития данного направления относятся: получение коррозионно- и износостойких покрытий с повышенными физико-механическими характеристиками; синтез трехмерных объектов; создание тонких покрытий, обладающих специальными свойствами. Перспективы дальнейшего развития лазерных и лазерно-плазменных (лазерно-дуговых) процес-

сов наплавки связаны с возможностью устранения недостатков, присущих каждой из составляющих в отдельности, за счет взаимодействия этих составляющих.

1. *Лазерная техника и технология*. В 7 кн. Кн. 3. Способы поверхностной лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов; под ред. А.Г. Григорьянца. — М.: Высш. шк., 1987. — 191 с.
2. *Лазерная наплавка цилиндрических деталей порошковыми материалами* / О.А. Величко, П.Ф. Аврамченко, И.В. Молчан, В.Д. Паламарчук // *Автомат. сварка*. — 1990. — № 1. — С. 59–65.
3. *Laserstrahlschweißen mit pulverförmigem Schweißzusatz* / *Edelstahl-Mechanik GmbH* // *Praktiker*. — 2007. № 3. — P. 68–69.
4. *Автоматические порошковые питатели и технология лазерной наплавки* / Zeng Xiaoyan, Zhu Beidi, Tao Zengyi et al. // *Chin. J. Lasers*. — 1993. — 20, № 3. — P. 210–214., кит., рез. англ.
5. *Похмурська Г.В.* Утворення тріщин у газотермічних покриттях залежно від умов їх лазерного переплавлення // *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. — 2003. № 1. — С. 59–62.
6. *Чекурін В.Ф., Похмурська Г.В.* Математична модель розтріскування лазерно модифікованих металопорошкових покриттів // Там же. — 2004. — № 5. — С. 18–22.
7. *Гофман Я.* Восстановление сменных деталей с помощью лазерных технологий // *Автомат. сварка*. — 2001. — № 12. — С. 37–38.
8. *Технические возможности современных твердотельных лазеров* / А. Конюшин, В. Маняк, Р. Хольц, Г. Легуин // *Фотоника*. — 2009. — № 2. — С. 22–23.
9. *Промышленная лазерная наплавка: современное состояние и тенденции* / Е. М. Биргер, Г. В. Москвитин, А. Н. Поляков, В. Е. Архипов // *Свароч. производство*. — 2009. — № 9. — С. 3–8.
10. *Laser-arc discharge: Theory and applications* / V.S. Gvozdetzky, I.V. Krivtsov, M.I. Chizhenko et al. // *Welding and Surfacing Rev.* — Harwood Academic Publ. — 1995. — 3. — 148 p.
11. *Hai-ou Zhang, Ying-ping Qian, Gui-lan Wang.* Study of rapid and direct thick coating deposition by hybrid plasma-laser manufacturing // *Surface & Coatings Technology*. — 2006. — 201. — P. 1739–1744.
12. *Повышение эффективности плазменной обработки материалов при введении дополнительного источника энергии в виде лазерного излучения* / Е.А. Чашин, А.В. Федин, А.А. Митрофанов, И.В. Шилов // *Высокие технологии, фундаментальные и прикладные исследования*. Т.8: Сб. тр. Третьей междунар. науч.-практ. конференции «Исследование, разработка и применение высоких технологий в промышленности», 14–17 марта 2007 г., С.-Пб., Россия / Под ред. А.П. Кудинова, Г.Г. Матвиенко. С.-Пб.: Изд-во политех. ун-та, 2007. — С. 119–120.
13. *Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Переверзев Ю.Н.* Лазерно-микроплазменное легирование и нанесение покрытий на стали // *Автомат. сварка*. — 2006. — № 2 — С. 3–6.
14. *Wilden J., Bergmann J.P., Dolles M.* Reporti superficiali laser: aumento di efficienza e flessibilità tramite processi ibridi // *Riv. Ital. Saldatura*. — 2005. — № 6, Novembre/Dicembre — P. 809–816.
15. *Гибридные технологии лазерной наплавки: Учеб. пособие*. / А.М. Забелин, И.Н. Шиганов, А.М. Чирков, Ю.А. Хрусталева. — М.: Изд-во МГОУ, 2007. — 126 с.
16. *Лазерно-плазменные технологии обработки поверхности* / В.В. Мелюков, А.М. Чирков // *Beam technologies. Laser application. Proc. of the Fifth Intern. Conf.*, 23–28, Sept., 2006, S.-Petersburg, Russia. P. 236–240.

Поступила в редакцию 08.04.2015

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ НАПЛАВКА ДИСКРЕТНЫМ МАТЕРИАЛОМ РАЗЛИЧНОГО СПОСОБА ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Ю.М. КУСКОВ, Г.Н. ГОРДАНЬ, И.Л. БОГАЙЧУК, Т.В. КАЙДА

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

Исследована возможность использования в качестве дискретного присадочного материала, помимо дробы оптимального фракционного состава, отходов производства, образующихся при изготовлении дробы. Установлено, что технология наплавки дробью из высокохромистого чугуна практически не отличается от технологии наплавки таблетками, сформированными методами порошковой металлургии из отходов производства дробы. Структура металла, наплавленного дробью, характеризуется более мелким строением структурных составляющих и меньшим количеством аустенита. Идентичность результатов наплавки, по-видимому, может быть достигнута при оптимизации технологии производства таблеток, их размеров и массовой скорости подачи в шлаковую ванну. Библиогр. 4, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, токоподводящий кристаллизатор, дробь, таблетки, микроструктура наплавленного металла

Разработанная в ИЭС им. Е.О. Патона технология электрошлаковой наплавки (ЭШН) и переплава в токоподводящем кристаллизаторе позволяет расплавлять в шлаковой ванне как компактные (проволоки, ленты, прутки и т.п.), так и дискретные (дробь, стружка, порошки и т.п.) материалы [1].

Практический опыт наплавки [2], а также оценка теплового состояния шлаковой ванны и процесса плавления в ней компактного и дискретного материалов [3] позволили сделать вывод о перспективности применения с технической и экономической точек зрения электрошлакового процесса с использованием дискретной присадки.

Из большого перечня дискретных присадок наибольшее применение для наплавки нашел наплавочный материал в виде дробы. В данной работе сравниваются результаты выполнения наплавки с использованием двух типов присадочных материалов — дробы и таблеток. Второй тип рассматривается в связи с особенностями производства литой дробы.

В настоящее время металлическая дробь может производиться по различным технологическим схемам. Для большинства наиболее применяемых вариантов изготовления общими операциями являются плавка металла, его диспергирование, отделение скрапа, сушка, рассев на фракции, расфасовка и складирование. Для получения наплавочной дробы дополнительно могут вводиться магнитная сепарация, промежуточный рассев и виброочистка. В случае получения колотой дробы необходимо вводить операции ее дробления и рассева.

Наиболее простым, дешевым и распространенным промышленным способом производства дробы является ее получение распылением расплава

воздухом [4]. В ФТИМС НАН Украины (бывший Институт проблем литья АН УССР) разработаны технология и комплексы оборудования модели «Град» для получения литой металлической дробы производительностью от 400 до 6000 т в год.

В проведенных за последние годы исследованиях и практических наплавках, в основном, использовалась литая дробь, полученная по этой технологии. При распылении жидкого металла потоками воздуха получается широкий спектр фракций. Так, при диспергировании струи высокохромистого чугуна, наиболее распространеного износостойкого наплавочного материала, формируются гранулы следующего фракционного состава:

размеры гранул, мм	<0,5	0,5...1	1...3	3...5	>0,5
количество гранул, %	10,1	5,8	51,6	21,5	11,0

Соотношение фракций может изменяться в зависимости от химического состава материала и параметров диспергирования. В любом случае при производстве дробы образуется большое количество фракций, которые невозможно использовать при наплавке. Это связано с тем, что для получения качественной наплавки необходимо применять дробь с достаточно узким интервалом границ фракционного состава. В частности, для относительно легкоплавкого материала — высокохромистого чугуна эти пределы составляют 0,8...2,5 мм.

При наплавке хромистой дробью фракции <0,8 мм усложняется ее ввод в объем шлаковой ванны. Силы поверхностного натяжения расплавленной шлаковой ванны препятствуют проникновению частиц мелкой дробы через поверхностную пленку шлака. При этом частицы скапливаются

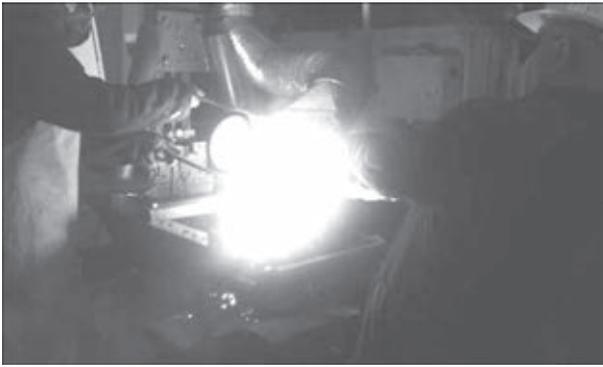


Рис. 1. Заливка расплавленного шлака в токоподводящий кристаллизатор (жидкий старт)

на шлаковой поверхности, образуя конгломераты. Когда масса конгломерата превысит сопротивление сил поверхностного натяжения, он проникает в объем шлака и далее в металлическую ванну. В этом случае в зависимости от режима наплавки и температуры шлаковой ванны он либо успевает расплавиться, либо способствует образованию дефектов в виде пор, шлаковых включений, нерасплавленных частиц присадочного материала.

При подаче на поверхность шлаковой ванны частиц фракции более 2,5 мм в случае наплавки при повышенной массовой скорости подачи присадки в наплавленном металле могут находиться как полностью нерасплавленные гранулы, так и частично оплавленные, формируя композитную структуру наплавленного металла. Такие частицы могут также способствовать образованию в жидком металле шлаковых включений.

Решить эту технологическую, а также и экономическую (использование при наплавке всей получаемой дроби) задачу можно с помощью методов порошковой металлургии. В частности, мелкофракционную часть литой дроби, а также крупнофракци-

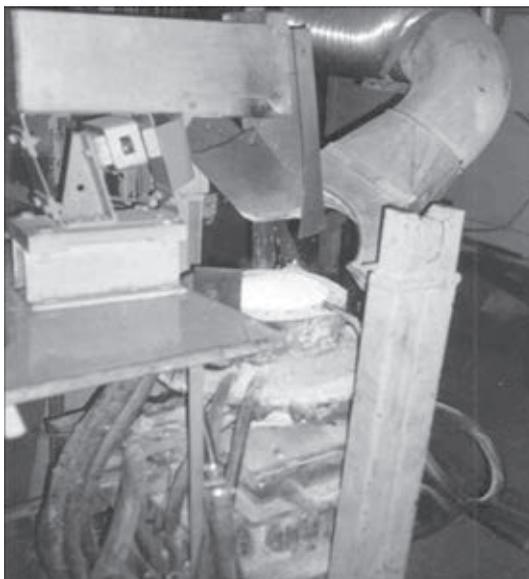


Рис. 2. Торцевая наплавка высокохромистого чугуна с подачей таблеток с помощью вибродозатора



Рис. 3. Внешний вид наплавленной таблетками заготовки

онную (предварительно превращенную в колотую дробь) можно прессовать в таблетки определенного размера. Такие таблетки при наплавке будут служить дискретным материалом того же химического состава, что и наплавочная дробь.

Для изучения особенностей протекания электрошлакового процесса и оценки результатов наплавки с использованием двух типов дискретных наплавочных высокохромистых (22...25 % Cr) чугунов — дроби и таблеток были выполнены опытные наплавки слоя толщиной 25...35 мм в токоподводящем кристаллизаторе диаметром 180 мм. Начало процесса наплавки осуществлялось с жидким стартом (флюс АНФ-29).

Момент заливки расплавленного шлака в кристаллизатор, сам процесс наплавки с подачей присадки в шлаковую ванну (с помощью вибродозатора), а также наплавленный образец показаны на рис. 1, 2 и 3 соответственно.

Технические условия на используемые присадочные материалы были выбраны следующие. Дробь, полученная распылением воздухом, имела фракционный состав диаметром 0,8...2,5 мм (рис. 4). Таблетки изготавливались из мелкофракционных отходов распыления с фракционным составом до 0,4 мм (рис. 4). Превращение этой фракции в таблетки осуществлялось по технологии, применяемой на Броварском казенном заводе порошковой металлургии. В качестве пластификатора использовали бакелитовый лак. В результате прессования получали таблетки диаметром 10 мм и толщиной 2,8...3,2 мм.

Процесс наплавки обоими дискретными материалами протекал стабильно. Но при подаче в шлаковую ванну таблеток наблюдалось некоторое газовыделение, связанное с выгоранием бакелитового лака. Это привело к появлению в металле, наплавленном таблетками, небольшого количества пор. Снижение уровня газовыделения или же его полное исключение возможно при оптимальном выборе пластификатора.

Из полученных биметаллических заготовок путем механической резки были изготовлены образцы для оптической металлографии и рент-

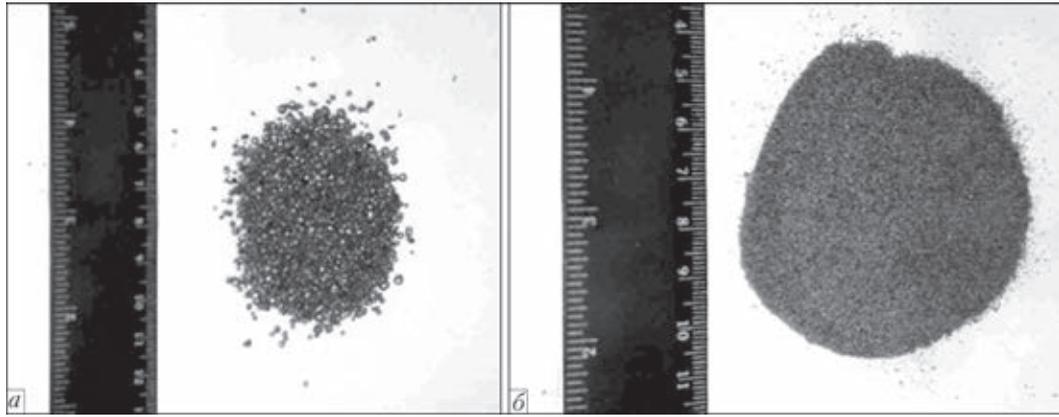


Рис. 4. Дискретные присадки из высокохромистого чугуна: *а* — дробь, полученная распылением воздухом; *б* — мелкофракционные отходы распыления

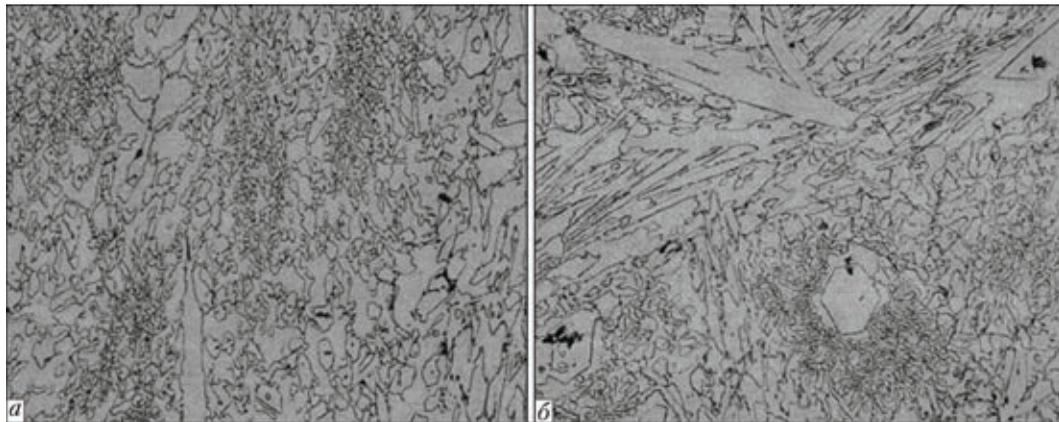


Рис. 5. Микроструктура ($\times 400$) высокохромистого чугуна, наплавленного: *а* — дробью; *б* — таблетками

Таблица 1. Микротвердость структурных составляющих металла, наплавленного дробью и таблетками

Дискретная присадка	Микротвердость, МПа при $P = 0,5 \text{ Н}$			Интегральная твердость при $P = 10 \text{ Н}$, МПа
	Матрица (аустенит)	Карбиды	Эвтектика	
Дробь	4410...5090	11450...12830	6180...6390	5610...5810
Таблетки	5980	12260...13370	6610	6130

геноспектрального анализа. Исследование микроструктур выполняли с помощью микроскопа «Neophot-32», дюрометрические измерения производили на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо», для рентгеноспектральных и рентгеноструктурных исследований использовали Camebax SX-50 и Дрон ЦУМ1 соответственно.

В результате проведенных исследований было установлено следующее. Металл, наплавленный дробью, по сравнению с металлом, наплавленным таблетками, характеризуется почти полным отсутствием крупных карбидов типа Cr_7C_3 и меньшими размерами структурных составляющих, в частности, более дисперсными эвтектическими колониями ($d_{\text{др.}} = 50 \dots 60 \text{ мкм}$, $d_{\text{таб.}} = 80 \dots 90 \text{ мкм}$) (рис. 5, *а*, *б*).

Микротвердость структурных составляющих металла, наплавленного дробью и таблетками, представлена в табл. 1.

По результатам рентгеноспектрального анализа (рис. 6, *а*, *б*) можно сделать следующие выводы. Структура металла в обоих случаях состоит, главным образом, из аустенита, а также карбидов

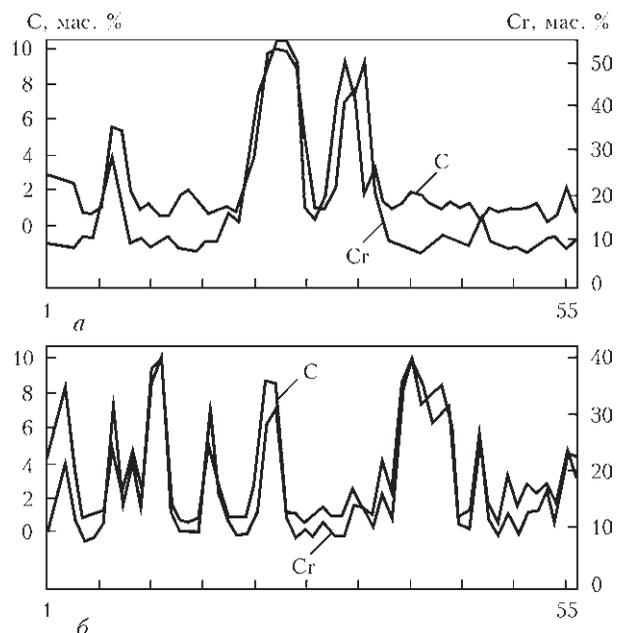


Рис. 6. Результаты рентгеноспектрального анализа высокохромистого чугуна, наплавленного дробью (*а*) и таблетками (*б*)

Таблица 2. Результаты рентгеноструктурного анализа металла, наплавленного дробью и таблетками

Структурные составляющие	Содержание (%) структурных составляющих в металле, наплавленном	
	дробью	таблетками
γ -Fe	65,63	80,19
α -Fe	20,97	8,03
$(Cr\ Fe)_7C_3$	13,40	11,78

и хромисто-карбидной эвтектики. Структура металла, наплавленного дробью, характеризуется более мелким строением структурных составляющих и меньшим количеством аустенита, что подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа (табл. 2).

Следует отметить, что наблюдаемые структурные отличия в металле, наплавленном разными типами присадки, в определенной степени могут зависеть от оптимального выбора размеров таблеток. Относительно большие размеры таблеток могут приводить к неодинаковым условиям плавления различных их частей: внешняя часть, оплаваясь, приводит к кристаллизации металла, аналогичной происходящей при плавлении дробинки, а внутренняя, являясь конгломератом частиц, не успевает расплавиться и создать равномерные тепловые условия для выравнивания химического состава в объеме металла (своеобразный кластер). Результатом такой неравномерности могут быть,

например, крупные включения карбидов, расположенные в отдельных зонах наплавленного металла (см. рис. 5, б, верх).

Выводы

1. Экспериментами доказана технологическая и экономическая целесообразность использования некондиционных фракций дискретной присадки, получаемой распылением жидкого металла.

2. Для достижения идентичности микроструктур металла, наплавленного дробью и таблетками, полученными прессованием мелкофракционных отходов распыления жидкого металла, следует оптимизировать как технологию изготовления таблеток, так и их размеры, а также, возможно, массовую скорость подачи таблеток на зеркало шлаковой ванны.

1. Кусков Ю.М. Электрошлаковая наплавка в секционном токоподводящем кристаллизаторе // Сварщик. – 2013. – № 3. – С. 21–23.
2. Электрошлаковая наплавка / Ю.М. Кусков, В.Н. Скороходов, И.А. Рябцев, И.С. Сарычев; под ред. А.Ф. Пименова. – М.: ООО «Наука и технологии», 2001. – 180 с.
3. Ксендзык Г.В., Фрумин И.И., Кусков Ю.М. Электрошлаковая наплавка зернистым присадочным материалом // Теоретические и технологические основы наплавки; под ред. И.И. Фрумина. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1977. – С. 89–95.
4. Затуловский С.С., Мудрук Л.А. Получение и применение металлической дроби. – М.: Металлургия, 1988. – 183 с.

Поступила в редакцию 20.03.2015

Наплавка. Технологии, материалы, оборудование / Составители: И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, Е. Ф. Переплетчиков, Ю. М. Кусков. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2015. – 402 стр.

Сборник включает 119 статей сотрудников отдела «Физико-металлургических процессов наплавки износостойких и жаропрочных сталей» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. В этих статьях обобщен многолетний опыт сотрудников отдела в области исследований и разработки новых способов наплавки, наплавочных материалов, технологий наплавки, создании наплавочного оборудования.

Во многом, результаты исследований, которые приводятся в сборнике статей, не потеряли актуальности до настоящего времени и данный сборник будет полезен научным и инженерно-техническим сотрудникам институтов и предприятий, занимающихся проблемами наплавки. Он может быть также во многом полезен студентам ВУЗов и аспирантам соответствующих специальностей.



ОСОБЕННОСТИ НАГРЕВА ШТАМПОВЫХ ЗАГОТОВОК ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКЕ НЕПЛАВЯЩИМИСЯ ЭЛЕКТРОДАМИ

О.Г. КУЗЬМЕНКО

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

Экспериментально и методом математического моделирования исследованы особенности процесса нагрева штамповых заготовок при электрошлаковой наплавке неплавящимися электродами. Установлено, что быстрый электрошлаковый нагрев заготовки под последующую наплавку при относительно невысоком расходе электроэнергии и теплонасыщении основного металла достигается при поддержании удельной мощности на уровне $(150 \dots 180) \cdot 10^4$ Вт/м². При этом необходимо поддерживать на минимально возможном уровне напряжение наплавки и глубину шлаковой ванны. Библиогр. 11, рис. 8.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, неплавящиеся электроды, удельная мощность, штампы, теплофизические процессы

Для получения качественного соединения слоев при электрошлаковой наплавке (ЭШН) жидким металлом и некомпактными материалами поверхность наплавляемого штампа должна быть нагрета до подплавления. При этом необходимо обеспечить равномерное подплавление наплавляемого штампа по высоте и по площади изношенной рабочей поверхности.

Из практики применения электрошлаковых технологий известно, что интенсивность теплового воздействия шлаковой ванны на основной металл зависит от значения тока и напряжения, а также от глубины шлаковой ванны [1–7]. При ведении электрошлакового процесса одним неплавящимся графитированным электродом на неизменной мощности уменьшение напряжения и глубины шлаковой ванны сопровождается увеличением температуры шлака под электродом и уменьшением ее в стороне от электрода на расстоянии более 30...60 мм [2, 4]. Влияние этих параметров на эффективность нагрева всей поверхности заготовки в работах [2, 4] не рассматривалось. Было необходимо исследовать влияние параметров режима ЭШН на следующие характеристики электрошлакового процесса:

продолжительность нагрева основного металла до оплавления его поверхности;

распределение температуры по высоте нагреваемой заготовки;

расход электроэнергии и возможности повышения эффективности ее использования.

Для исследования основных закономерностей электрошлакового нагрева твердого металла неплавящимися электродами провели несколько

серий экспериментов. Опыты проводили при использовании флюса АН-15М на натуральных образцах из стали 5ХНМ с замерами температур с помощью термопар, установленных на разных уровнях по высоте нагреваемой заготовки, и контролем состояния металла у поверхности с помощью стального прутка. Исследования на натуральных образцах широко сочетались с расчетами параметров нагрева по математической модели, описанной в работах [8, 9]. Результаты расчетов нагрева заготовки штампа высотой $H = 400$ мм при удельной мощности тепловложения в шлаковую ванну $q = 125 \cdot 10^4$ Вт/м² приведены на рис. 1.

С самого начала процесса и образования гарнисажа на поверхности холодного металла быстро устанавливается относительно постоянная температура шлаковой ванны $t_{ш}$. По мере возрастания температуры поверхности металла t_m уменьшается толщина гарнисажа δ_r и увеличивается коэффициент теплопередачи $k_{ш-м}$, т.е. эффективность электрошлакового нагрева возрастает. Величина удельного теплового потока из шлаковой ванны в металл $q_{ш-м}$ при этом изменяется незначительно — $(21,5 \dots 26,9) \cdot 10^4$ Вт/м². Непосредственно перед полным расплавлением гарнисажа коэффициент теплопередачи резко возрастает, также резко увеличивается тепловой поток в металл и ускоряется нагрев заготовки. После расплавления гарнисажа устанавливается квазиравновесие между температурами шлаковой ванны и металла, при котором происходит постепенный их рост и уменьшение удельного теплового потока $q_{ш-м}$ от $50 \cdot 10^4$ до $25,8 \cdot 10^4$ Вт/м².

Экспериментально установлено, что с увеличением удельной мощности ЭШН сокращается вре-

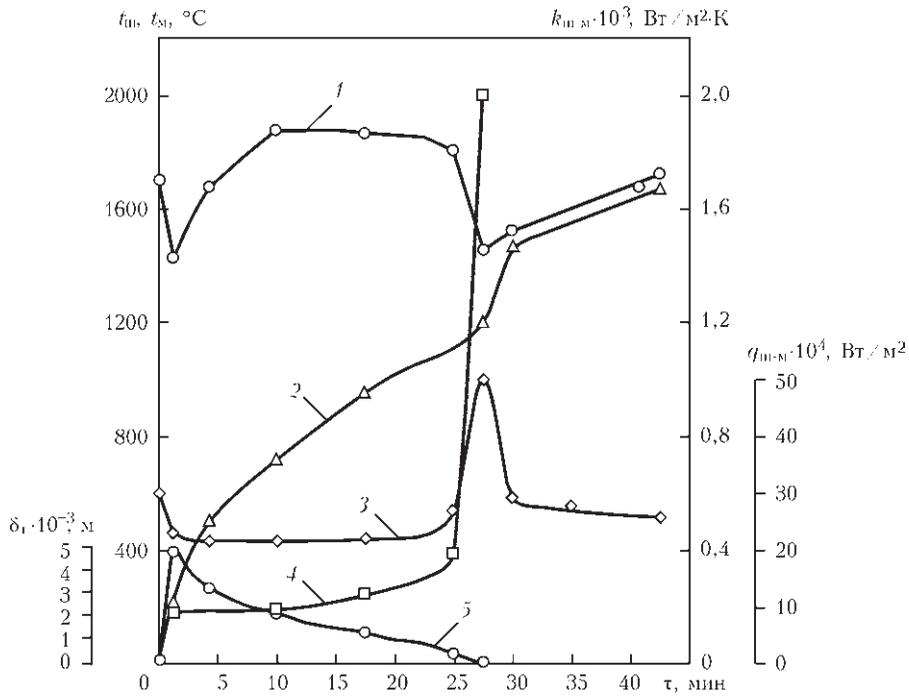


Рис. 1. Зависимость температуры шлаковой ванны $t_{ш}$ (1) и поверхности наплавляемой заготовки $t_{м}$ (2), удельного теплового потока $q_{ш-м}$ (3) и коэффициента теплопередачи $k_{ш-м}$ (4) к металлу, толщины гарнисажа δ_r (5) от продолжительности τ ЭШН

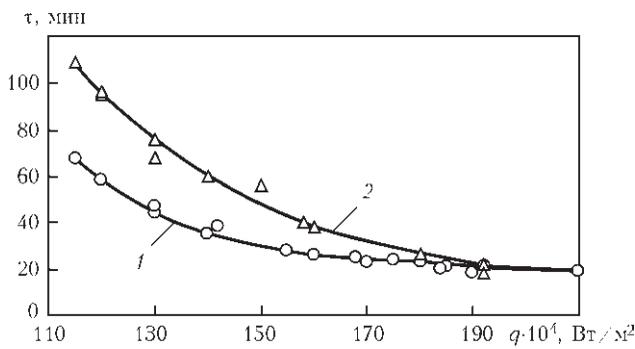


Рис. 2. Влияние удельной мощности ЭШН на продолжительность нагрева штамповых заготовок до подплавления: 1 — высотой 180 мм; 2 — высотой 400 мм

мя нагрева основного металла до подплавления его поверхности и увеличивается градиент температур по его высоте (рис. 2, 3).

Наиболее существенно влияние удельной мощности на эти характеристики проявляется при относительно низких ее значениях. В диапазоне высоких значений q это влияние незначительно (рис. 2, 3). Причина этого явления заключается в стабилизации температуры шлаковой ванны вследствие увеличения испарения летучих компонентов шлака и высокого теплоизлучения с поверхности шлаковой ванны. Влияние удельной мощности на длительность нагрева проявляется сильнее при наплавке заготовок большей высоты. При больших значениях удельной мощности ($150 \cdot 10^4$ Вт/м² и выше) заготовки разной высоты можно нагреть до подплавления примерно за одинаковое время (рис. 2).

Распределение температур по высоте заготовки толщиной 400 мм в зависимости от продолжи-

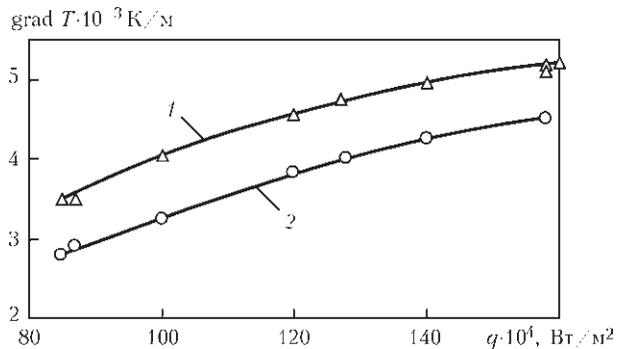


Рис. 3. Влияние удельной мощности ЭШН на градиент температур по высоте ($H = 110$ мм) штамповой заготовки: 1 — в верхней половине заготовки; 2 — по всей высоте заготовки

тельности нагрева ее поверхности до подплавления (1510 °С на поверхности) приведено на рис. 4.

Быстрый нагрев поверхности способствует уменьшению глубины и температуры прогрева металла. За один час заготовка на глубине 200 мм

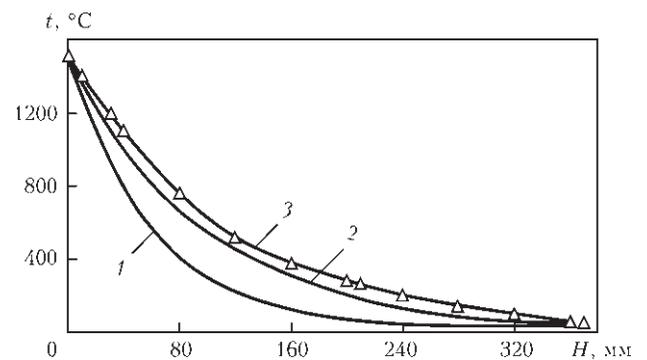


Рис. 4. Зависимость распределения температур по высоте заготовки штампа ($H = 400$ мм) от времени нагрева, мин: 1 — 22; 2 — 58; 3 — 68 (1, 2 — расчетные данные; 3 — экспериментальные)

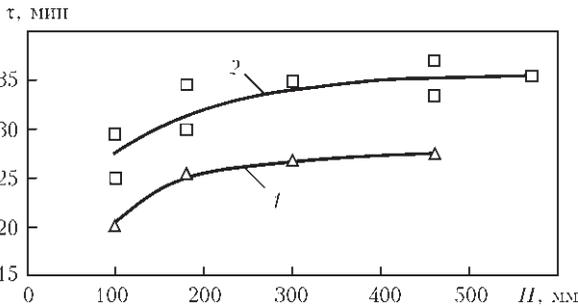


Рис. 5. Продолжительность нагрева штамповых заготовок различной высоты: 1 — до расплавления гарнисажа; 2 — до подплавления металла ($q = (140...160) \cdot 10^4$ Вт/м²)

нагревается до 200 °С. Экспериментами также установлено, что продолжительность нагрева заготовок штампов высотой свыше 300 мм на удельной мощности ЭШН $140 \cdot 10^4$ Вт/м² и выше слабо зависит от ее высоты (рис. 5).

Применение высокой удельной мощности ЭШН приводит к тому, что интенсивно прогревается только верхняя часть заготовки и тепло не успевает распространиться в тело нагреваемого металла, благодаря чему упрощается задача нагрева штампов большой высоты.

Экспериментально оценивали влияние напряжения на эффективность электрошлакового процесса. Заготовку штампа нагревали на невысокой удельной мощности $(60...65) \cdot 10^4$ Вт/м² до установления на поверхности равновесной температуры, выше которой металл не нагревается. После этого изменяли напряжение при сохранении неизменной удельной мощности и фиксировали температуру нагреваемого металла.

Как видно из рис. 6, с уменьшением напряжения достигаются более высокие температуры на поверхности заготовки, т.е. ее нагрев интенсифицируется.

Это объясняется приближением к поверхности металла зон активного тепловыделения [8], уменьшением теплотерь на излучение с зеркала шлаковой ванны и усилением перемешивания шлаковой ванны, что повышает значение коэффициента теплоотдачи [2, 10, 11].

Исследовали влияние глубины шлаковой ванны на интенсивность нагрева заготовки высоко-

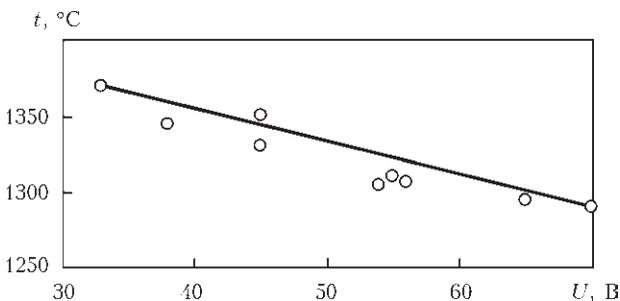


Рис. 6. Влияние напряжения электрошлакового процесса на температуру поверхности штампа ($H = 300$ мм, $q = (60...65) \cdot 10^4$ Вт/м²)

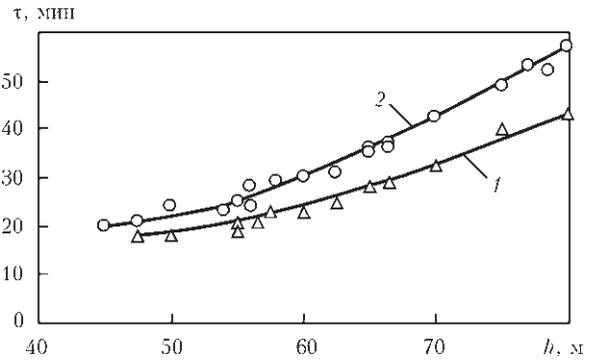


Рис. 7. Влияние глубины шлаковой ванны $h_{ш}$ на продолжительность электрошлакового процесса: 1 — до расплавления гарнисажа; 2 — до подплавления металла ($H = 300$ мм, $q = (140...160) \cdot 10^4$ Вт/м²)

той 180 мм на удельной мощности $150 \cdot 10^4$ Вт/м². Фиксировали моменты расплавления гарнисажа и подплавления металла заготовки. Полученные результаты (рис. 7) свидетельствуют о сокращении продолжительности нагрева при уменьшении глубины шлаковой ванны.

Сокращение продолжительности нагрева при уменьшении глубины шлаковой ванны объясняется приближением зоны активного тепловыделения к поверхности металла и уменьшением теплового потока, поступающего в стенки водоохлаждаемого кристаллизатора. Однако при чрезмерном ее уменьшении ухудшается устойчивость электрошлакового процесса. Поэтому оптимальная глубина шлаковой ванны при ЭШН штамповой заготовки равна 50...60 мм.

Сокращение продолжительности нагрева приводит в общем случае к снижению расхода электроэнергии, в том числе при увеличении удельной мощности электрошлакового процесса (рис. 8).

Лишь в диапазоне больших удельных мощностей, когда, как было показано выше (см. рис. 2), продолжительность нагрева металла не зависит от этого показателя, расход энергии с увеличением удельной мощности возрастает.

При этом для нагрева более высокой заготовки в целом необходимо затратить больше элек-

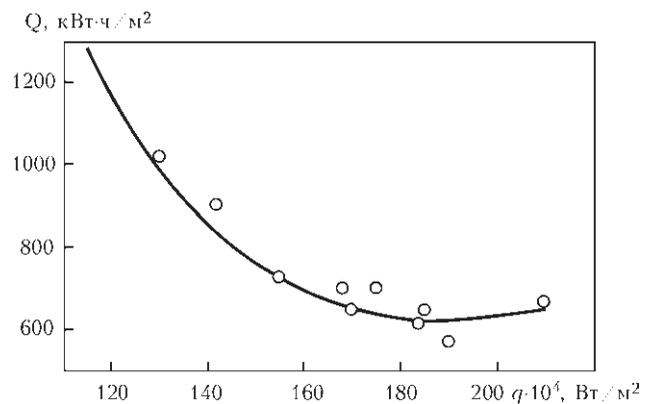


Рис. 8. Влияние удельной мощности ЭШН на расход электроэнергии Q при нагреве до подплавления штампов высотой 180 мм

троэнергии на 1 м^2 поверхности. Таким образом, исследованиями установлено, что быстрый нагрев заготовки штампа до подплавления поверхности при относительно невысоких расходе электроэнергии и теплонасыщении основного металла достигается при поддержании удельной мощности ЭШН на уровне $(150 \dots 180) \cdot 10^4 \text{ Вт/м}^2$. При этом необходимо поддерживать на минимально возможном уровне напряжение и глубину шлаковой ванны.

1. *Электрошлаковая сварка и наплавка* / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1980. – 511 с.
2. *Лютый И.Ю., Латаш Ю.В.* Электрошлаковая выплавка и рафинирование металлов. – Киев: Наук. думка, 1982. – 188 с.
3. *Латаш Ю.В., Медовар Б.И.* Электрошлаковый переплав. – Киев: Наук. думка, 1965. – 80 с.
4. *Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве* / Б.И. Медовар, В.Л. Шевцов, Г.С. Маринский и др. – Киев: Наук. думка, 1978. – 301 с.
5. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 767 с.
6. *Носатов В.А.* Исследование и разработка технологии электрошлаковой отливки биметаллических штамповых заготовок: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1982. – 16 с.
7. *Ксендзык Г.В.* Некоторые закономерности проплавления основного металла при кольцевой электрошлаковой наплавке // Высокопроизводительные процессы наплавки и наплавочные материалы: Материалы Всесоюзн. совещ. – г. Коммунарск, сент. 1973. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1973. – С. 26–33.
8. *Тарасевич Н.И.* Формирование слитков и отливок при регулируемом теплофизическом воздействии: Автореф. дис. ... д-р техн. наук. – Киев: ФТИМС, 1997. – 42 с.
9. *Демченко В.Ф.* Вычислительный эксперимент в теплофизике технологических процессов сварки и спецэлектротехнологии: Автореф. дис. ... д-р техн. наук. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1992. – 33 с.
10. *Баскаков А.П.* Скоростной безокислительный нагрев и термическая обработка в кипящем слое. – М.: Металлургия, 1968. – 126 с.
11. *Михеев М.А., Михеева И.М.* Основы теплопередачи. – М.: Энергия, 1977. – 343 с.

Поступила в редакцию 20.04.2015

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины



НИИ лазерной техники и технологии НТУУ «КПИ»



Исследовательский центр лазерных процессов и технологий
Дзеньянского технологического университета



Международная Ассоциация «Сварка»

VII МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

г. Одесса, Украина, отель «Курортный»

14-18 сентября 2015 г.



Тематика конференции

- Лазерная сварка, резка, наплавка, термообработка, нанесение покрытий
- Выращивание трехмерных объектов
- Гибридные технологии

<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2015>

УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОД ФЛЮСОМ ВЫСОКООЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ НА СТАЛЬ

Т.Б. МАЙДАНЧУК, В.М. ИЛЮШЕНКО, А.Н. БОНДАРЕНКО

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

Показано, что одним из эффективных методов получения биметаллических изделий сталь+высокооловянная бронза является электродуговая наплавка под флюсом с применением порошковых проволок. Проанализированы причины образования различных дефектов, которые возможны при наплавке бронзы на сталь. Рассмотрены технологические и металлургические меры устранения пористости как в наплавленном металле, так и по линии сплавления бронзы со сталью. Для обеспечения минимального проплавления стали и снижения железа в бронзе процесс выполняется «расщепленным» электродом (двухэлектродная наплавка) на оптимальных режимах. Особое внимание уделено изучению причин образования межкристаллитных проникновений бронзы в сталь и их влиянию на качество биметаллического соединения. Определено пороговое значение погонной энергии, при которой наблюдается тенденция к снижению образования межкристаллитных проникновений.

Ключевые слова: высокооловянная бронза, наплавка под флюсом, биметаллическое соединение, межкристаллитные проникновения. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 4.

Благодаря высоким антифрикционным свойствам и повышенной твердости оловянно-фосфористая бронза типа Бр.О10Ф1 широко применяется для изготовления подшипников, шестерен и втулок ответственного назначения, работающих при высоких удельных давлениях [1]. С целью экономии дефицитных цветных металлов и повышения прочности подшипников целесообразно заменять литые бронзовые детали биметаллическими. Одним из эффективных способов получения биметаллических изделий, особенно крупногабаритных, с рабочим слоем из оловянной бронзы марки Бр.О10Ф1 может быть электродуговая наплавка под флюсом. Поэтому актуальной является задача разработки материала и технологии наплавки такого типа бронзы на сталь. Как показывает многолетний опыт ИЭС им. Е.О. Патона, при наплавке медных сплавов на сталь наблюдаются значительные металлургические и технологические трудности, а именно: повышенная склонность к образованию пор (как в наплавленном металле, так и по линии сплавления со сталью), межкристаллитные проникновения бронзы в сталь, а также возможность легирования наплавленного металла железом, высокое содержание которого снижает эксплуатационные свойства наплавленной бронзы.

Поскольку высокооловянная бронза не обрабатывается давлением и из нее из-за низкой пластичности нельзя изготовить сварочную проволоку малых диаметров, в качестве электродного материала может быть использована порошковая проволока. В качестве оболочки порошковой про-

волоки использовали медную ленту марки М1М (ГОСТ 1173–93). В состав сердечника входит олово в виде оловянного порошка марки ПО-1 (ГОСТ 9723–73) и фосфор — в виде порошка фосфористой меди марки МФ-9 (ГОСТ 2530–84). Для предупреждения пористости при наплавке в шихту порошковой проволоки вводится порошок мрамора (до 5%). Мрамор, измельчая капли электродного металла и уменьшая время их существования на торце электрода, снижает также перегрев наплавленного металла, благодаря чему снижается глубина проплавления стали [2].

Существенное влияние на качество биметаллического соединения оказывает флюс, который используется при наплавке. С целью выбора оптимальной марки флюса было исследовано влияние различных флюсов на устойчивость процесса наплавки, формирование наплавленного металла, отделимость шлаковой корки и наличие пор. На рис. 1 показан внешний вид наплавки, выполненных под флюсами марок АН-60, АН-348А, АН-26С, АН-60СМ и фторидно-основным флюсом UV 420 ТТ фирмы «Bohler Thyssen» (Германия).

Характерно, что при трехслойной наплавке под исследуемыми флюсами при визуальном осмотре трещин и пор в наплавленном металле не обнаружено, шлак отделяется хорошо, при этом наилучшие показатели по стабильности процесса наблюдались при использовании флюсов АН-60 и АН-60СМ. При наплавке под флюсами АН-348А и АН-26С при исследовании поперечных макрошлифов на третьем слое были обнаружены побитость и поры в верхней части валика.

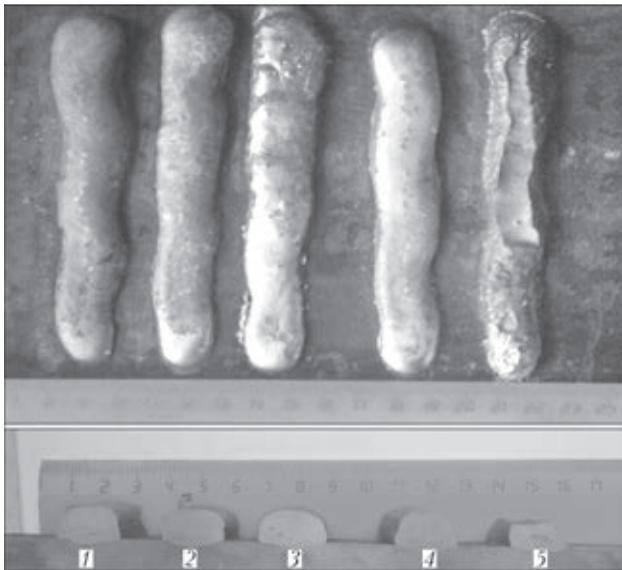


Рис. 1. Внешний вид наплавки под различными флюсами: 1 — АН-60; 2 — АН-348А; 3 — АН-26С; 4 — АН-60СМ; 5 — UV 420 ТТ

Формирование валиков при наплавке под флюсом UV 420 ТТ (см. рис. 1) было неудовлетворительным, что может быть связано с высокой основностью флюса (2,5 по Бонишевскому). Поэтому в дальнейшем для наплавки использовали флюс АН-60.

При наплавке медных сплавов на сталь очень часто образуются поры по линии сплавления медного сплава со сталью. Это связано с относительно незначительным количеством тепловой энергии, которая вводится при наплавке на минимально возможных режимах, с целью обеспечения минимизации расплавления стали, что, с одной стороны, приводит к увеличению длительности остановки фронта кристаллизации и способствует образованию пор [3], а с другой — к объемному пересыщению металла сварочной ванны газами, вызванном уменьшением растворимости из-за снижения температуры металла. В этом случае рост пор идет в основном в результате конвективной диффузии газа из окружающих объемов металла [4, 5]. Поэтому режим наплавки необходимо незначительно «завышать» с целью устра-

нения данного типа дефектов. В то же время увеличение режимов наплавки приводит к большому количеству железа, перешедшего в наплавленный металл. В ряде работ [2, 6, 7] показано, что для уменьшения проплавления основного металла рекомендуется способ наплавки расщепленным электродом. Главным фактором, определяющим глубину проплавления, является расстояние между электродами, т. е. величина расщепления. С целью определения оптимальной величины расщепления проводилась однослойная наплавка с различным межэлектродным расстоянием на низкоуглеродистую сталь порошковой проволокой ППБр.ОФ10-1(рис. 2).

Размеры и форма валиков свидетельствует о следующем: при расщеплении меньше 6 мм вследствие электродинамических сил во время наплавки образуется общая капля расплавленного металла, что приводит к значительному проплавлению основного металла. При расщеплении более 8 мм электродинамические силы малы, пространство между электродами заполняется шлаком и дуги начинают гореть отдельно, что приводит к получению наплавленного металла седловидной формы (см. рис. 2) и при этом происходит «всплывание» железосодержащих частиц в верхнюю часть валика. Производительность процесса при наплавке расщепленным электродом увеличивается в 1,7...2,3 раза по сравнению с одноэлектродной наплавкой, обеспечивая при этом уменьшение глубины проплавления стали. Снижение скорости наплавки с 18 до 10 м/ч при неизменных других сварочных параметрах приводит к снижению содержания железа в наплавленном металле до 5...7%. Это связано с увеличением слоя жидкого металла, который подтекает под столбом дуги и тем самым экранирует его.

Одним из основных дефектов при наплавке оловянных бронз являются межкристаллитные проникновения цветного металла в сталь. Авторами работ [8, 9] показано, что оловянные бронзы имеют повышенную склонность к межкристаллитным проникновениям по сравнению

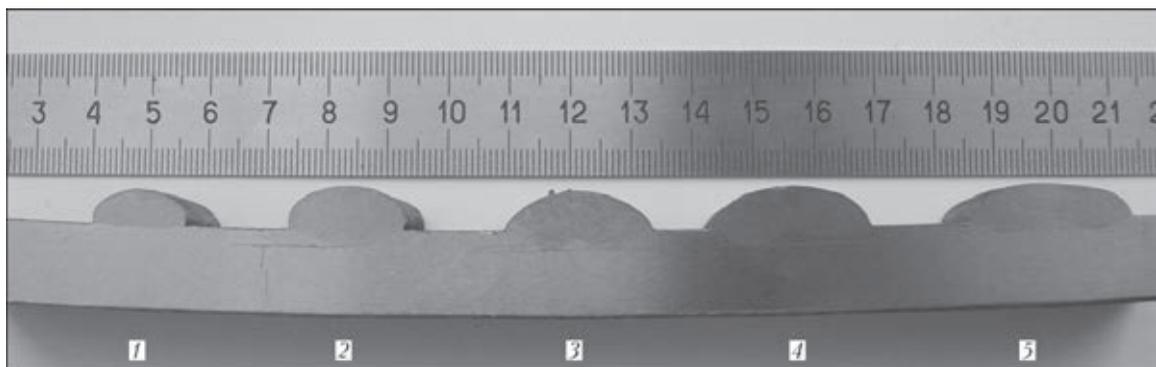


Рис. 2. Макрошлиф наплавки под флюсом АН-60 с различным межэлектродным расстоянием: 1 — 1; 2 — 6; 3 — 8; 4 — 10,5; 5 — 12 мм

Таблица 1. Влияние режимов наплавки на склонность к межкристаллитным проникновениям бронзы в сталь ($U_d = 35 \text{ В}$)

Номер наплавки	Режим наплавки		Погонная энергия, кДж/м	Размеры валика, мм			Проникновения	
	$I_n, \text{ А}$	$v_n, \text{ м/ч}$		Ширина	Высота	Глубина проплавления*	Сечение I	Сечение II
1	210	14	496,8	14,5...15,5	4,5...5,0	$\leq 0,2$	Нет	Нет
2	310	14	669,6	20,0...20,5	5,0...5,5	1,5...2,5	2	Нет
3	390	14	864,0	24...25	5,3...5,5	1,5...2,5	1	2
4	310	14	478,8	14,5...15,0	5,5...6,0	1,0...2,5	Нет	Нет
5	310	14	576,0	16,5...17,0	5,0...5,5	0,5...1,0	Нет	2
6	310	14	669,6	19,5...20,0	5,0...5,2	2,5...1,5	2	Нет
7	310	10	936,0	20...21	5,0...5,5	$\leq 0,5$	3	2
8	310	14	669,6	19,5...20,0	5,0...5,2	2,5...1,5	2	Нет
9	310	14	410,4	18,0...18,5	4,0...4,5	$\leq 0,5$	Нет	Нет

* Глубина проплавления определялась также на двух сечениях.

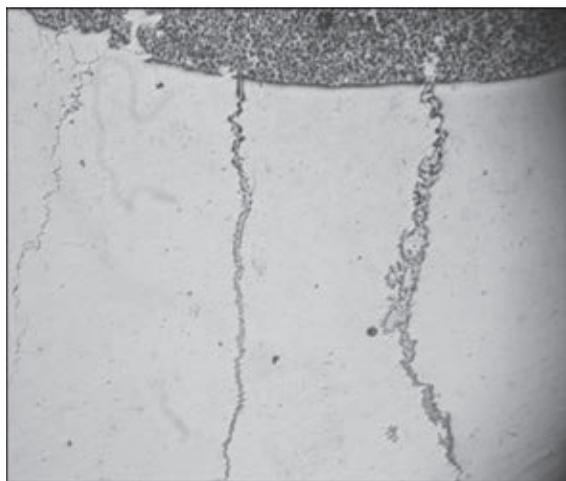


Рис. 3. Внешний вид межкристаллитного проникновения бронзы в сталь ($\times 25$)

с другими медными сплавами. При этом данные дефекты снижают прочность соединения, также они отрицательно влияют на работу изделия при знакопеременных термических и динамических нагрузках.

Как показали металлографические исследования шлифов с наплавкой оловянной бронзы на сталь, изменение концентрации в наплавленном металле Sn и P в пределах, регламентируемых ГОСТ 613–79 для бронзы марки Бр010Ф1 (9,0...11,0 % Sn; 0,4...1,1 % P) несущественно влияет на количество и протяженность межкристаллитных проникновений. Более значительное влияние на наличие или отсутствие проникновений имеют режимы наплавки.

Для оценки влияния на межкристаллитные проникновения режимов наплавки выполняли комплекс исследований, в каждом из которых один параметр изменялся, а остальные оставались постоянными. Наплавку выполняли расщепленным электродом при межэлектродном расстоянии 6 мм проволокой ППБр.ОФ10-1 диаметром 3 мм на стальную пластину марки Ст20 толщиной 12 мм. Из каждого валика вырезали темплеты и на шлифах поперечного сечения (не менее двух сечений)

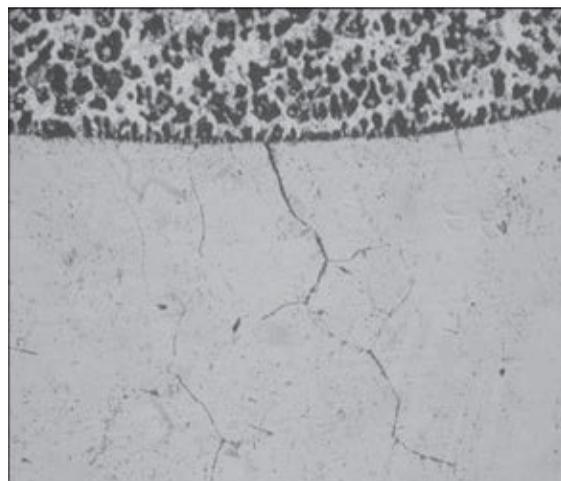


Рис. 4. Растрескивание стали без заполнения бронзой ($\times 156$)

определяли наличие и характер межкристаллитных проникновений. Фиксировали также размеры поперечного сечения валика и глубину проплавления основного металла. Результаты опытов приведены в табл. 1.

Из представленных в табл. 1 результатов видно, что на вероятность появления межкристаллитных проникновений оказывают влияние все параметры сварки, но ток и скорость наплавки в большей степени, чем напряжение дуги. Причем существует некоторое пороговое значение погонной энергии, ниже которого межкристаллитные проникновения маловероятны. Для приведенного способа наплавки это приблизительно 500 кДж/м.

Какого-либо влияния на межкристаллитные проникновения глубины проплавления не обнаружено. Межкристаллитные проникновения равновероятны и при проплавлении (до 2,5 мм) и почти при полном его отсутствии ($\leq 0,5$) — образцы наплавки № 3 и № 7. Погонная энергия в этом случае приблизительно одинакова. Характерный вид межкристаллитных проникновений показан на рис. 3.

По-видимому, образование межкристаллитного проникновения происходит в несколько этапов.

Таблица 2. Химический состав и механические свойства литой и наплавленной бронзы

Материал	Sn	P	Mn	Fe	Твердость <i>HV</i>	Износ	
						бронзы, мм ³ /м	контртела, г/м*
Литая бронза марки Бр.010Ф1	9,0...11,0	0,5	–	–	130...140	0,00585	0,0013
Наплавка ПБр.0Ф10–1 под флюсом АН60 (2 слой)	9,3	0,47	0,5	2,92	150...160	0,0016	0,00135

* Контртело Ст45 (отжиг — закалка) *HV* 200...210.

На первом этапе вследствие эффекта снижения прочности и пластичности стали, которая контактирует с расплавленной бронзой, происходит разрушение по границе кристаллитов стали (левая часть рис. 3). Наличие зародышевых образований трещин в стали подтверждается рис. 4, где заполнения бронзой нет, но четко видно расслоение между кристаллитами в стали.

На следующем этапе в образовавшуюся трещину проникает жидкая бронза, которая создает дополнительное давление на «стенки» трещины, что приводит к ее раскрытию. При этом трещина раскрывается со скоростью поступления к ее вершине медного сплава, поскольку даже в конце трещины нет никаких дефектов типа несплавлений или пустот [10].

Исследования химического состава показали, что наплавленный металл по составу отвечает литой оловянной бронзе марки Бр.010Ф1 (табл. 2). Приведенные в табл. 2 механические свойства свидетельствуют о том, что твердость наплавленного металла по сравнению с литым несколько выше. При этом износостойкость слоя бронзы наплавленного под флюсом в 3,0...3,5 раза выше литой бронзы. Следует отметить, что износ контртела при этом практически одинаков, из чего можно сделать вывод об одинаковой прирабатываемости пар трения бронза–сталь.

Вывод

1. Для наплавки высокооловянной бронзы на сталь разработана специальная порошковая проволока, обеспечивающая получение качественного наплавленного металла требуемого состава.

2. Для снижения содержания железа в наплавленном металле наиболее эффективно применение расщепленного электрода с использованием оптимальных режимов наплавки.

3. Снижение тенденции к образованию межкристаллитных проникновений достигается за счет уменьшения погонной энергии.

1. *Осинцев О.Е., Федоров В.Н.* Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник. – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.
2. *Илюшенко В.М., Лукьянченко Е.П.* Сварка и наплавка меди и медных сплавов. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – 396 с.
3. *Григоренко Г.М.* К вопросу об образовании пор в сварных швах // Автомат.сварка. – 1970. – № 10. – С. 220–229.
4. *Походня И.К.* Газы в сварных швах. – М.: Машиностроение, 1972. – 256 с.
5. *Походня И.К., Махненко В.И.* О кинетике образования пор в сварных швах // Автомат. сварка. – 1971. – № 7. – С. 20–23.
6. *Илюшенко В.М., Белов А.С., Кинович А.П.* Эффективность наплавки медных сплавов на сталь расщепленным электродом // Наплавка. Опыт и эффективность применения. – Киев: ИЭС. им. Е.О. Патона, 1985. – С. 82–86.
7. *Илюшенко В.М.* Прогрессивные методы электродуговой наплавки медных сплавов на сталь // Сварка и наплавка тяжелых цветных металлов: Мат. I Всесоюз. семинара. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона АН УССР, 1978. – С. 30–32.
8. *Новые сварочные материалы и технологические особенности сварки и наплавки изделий из медных сплавов и разнородных металлов / А.Е. Вайнерман, С.А. Пичужкин, С.П. Чернобаев и др. // Междунар. науч.-техн. конф. «Сварочные материалы – 2012». – С. 141–147.*
9. *Исследование особенностей и разработка технологий сварки медных сплавов со сталями и наплавки медных сплавов на сталь / В.В. Рыбин, А.Е. Вайнерман, А.В. Баранов и др. // Вопр. материаловедения. – 2006. – № 1. – С. 220–229.*
10. *Вайнерман А.Е.* Механизм межкристаллитного проникновения при наплавке медных сплавов на сталь // Там же. – 1981. – № 6. – С. 22–26.

Поступила в редакцию 03.04.2015

■ СФЕРИЧЕСКИЙ КАРБИД ВОЛЬФРАМА

В ИЭС разработана технология производства порошковых тугоплавких материалов, в частности, литых карбидов вольфрама $WC+W_2C$, с гранулами сферической формы методом термометророботного распыления. Создано специализированное оборудование, позволяющее получать гранулы размером от 50 до 850 мкм с производительностью 15–20 кг материала в час.



ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ ПОДАЧИ ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО ВАЛИКА, А ТАКЖЕ ПОТЕРИ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ В CO_2

И.В. ЛЕНДЕЛ¹, С.Ю. МАКСИМОВ¹, В.А. ЛЕБЕДЕВ¹, О.А. КОЗЫРКО²

¹ ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ПАО «ДМТ Продакшин». 54029, г. Николаев, Бугский б-р, 11/2. E-mail: o.kozurko@dmt-wiches.com

В работе рассматриваются результаты исследований влияния параметров импульсной подачи электродной проволоки при электродуговой наплавке в CO_2 на условия формирования валика наплавляемого металла, износостойкость и потери электродного металла. Проведен сравнительный анализ результатов, полученных при постоянной и импульсной подаче электродной проволоки. Показано, что изменение скорости подачи электродной проволоки при постоянных энергетических параметрах процесса наплавки позволяет эффективно влиять на формирование наплавленного валика, износостойкость и количество потерь электродного металла. Данный результат достигается за счет изменения кинематических условий переноса электродного металла с торца электрода через дуговой промежуток в ванну жидкого металла. Библиогр. 11, рис. 4.

Ключевые слова: наплавленный металл, параметры импульсной подачи электродной проволоки, геометрические параметры наплавленного валика, скорость подачи электродной проволоки, потери электродного металла, управление переносом электродного металла

Важнейшей отраслью современной сварочной науки и техники является наплавка. Доминирующее положение в производственной практике получили дуговые способы наплавки. Одним из распространенных способов остается наплавка в чистом CO_2 . Однако этот процесс имеет ряд недостатков, основные из которых: большая глубина проплавления основного металла; большие потери электродного металла на разбрызгивание (от 5 до 15 %); узкий диапазон режимов наплавки с получением удовлетворительного формирования валика и др. [1, 2].

Исследованиям, направленным на устранение недостатков и совершенствование этого технологического процесса, посвящено большое количество работ, из которых следует, что условия формирования наплавленного металла и технологичность способа дуговой наплавки в CO_2 в большой степени определяются возможностью реализации управляемого переноса расплавленного электродного металла в сварочную ванну [3, 4].

Воздействие на перенос электродного металла с постоянной скоростью подачи электродной проволоки и импульсным управлением электрическими параметрами сварочной дуги реализовано такими производителями сварочного оборудования, как EWM, OTC Daihen, Kemppu, Cloos, Esab и рядом других. Компанией Fronius реализовано ком-

бинированное электромеханическое управление [5–10].

О возможностях управления переносом расплавленного электродного металла только за счет изменения скорости подачи электродной проволоки с использованием схем управления электрическими параметрами серийных источников сварочного тока в литературе имеется весьма ограниченная информация.

Для этих исследований в институте электро-сварки им. Е.О. Патона НАН Украины был разработан уникальный механизм импульсной подачи электродной проволоки (рис. 1), который позволяет без использования обратных связей с источником сварочного тока управлять переносом электродного металла.

Исследования влияния импульсной подачи электродной проволоки на геометрические размеры валика наплавленного металла проводились для характерных диапазонов параметров процесса наплавки в CO_2 , при которых сохраняется удовлетворительное формирование поверхности наплавленного металла: ток наплавки варьировался в диапазоне 80...400 А, напряжение на дуге 14...38 В, скорость наплавки 7 мм/с, вылет электрода 12 мм, расход защитного газа 0,3 л/с, диаметр сопла 20 мм. Применялись источники питания Kemppi FastMIG KMS-500 и ВДУ-506. Основной металл — сталь Ст3. Электрод-

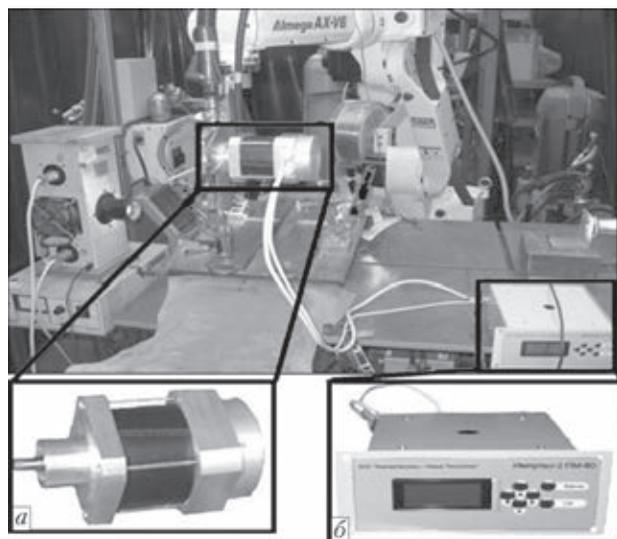


Рис. 1. Механизм импульсной подачи электродной проволоки, установленный на сварочный робот: а — вентильный электродвигатель; б — блок управления привода

ная проволока диаметром 1,2 мм Св-08Г2С и Нп-30ХГСА.

Результаты проведенных исследований показывают возможность эффективно влиять на геометрические параметры наплавленного валика, регулировать глубину проплавления основного металла в диапазоне частот 10...60 Гц и скважности 1,25...5 ед. (рис. 2). По сравнению с постоянной подачей электродной проволоки с помощью импульсной подачи возможно снизить глубину проплавления в 1,2...2,0 раза.

Кроме этого, одновременно с изучением влияния импульсной подачи электродной проволоки на геометрические параметры наплавленного валика, изучалось ее влияние на потери электродного металла. Полученные данные показывают, что импульсная подача электродной проволоки за счет создания более благоприятных условий для

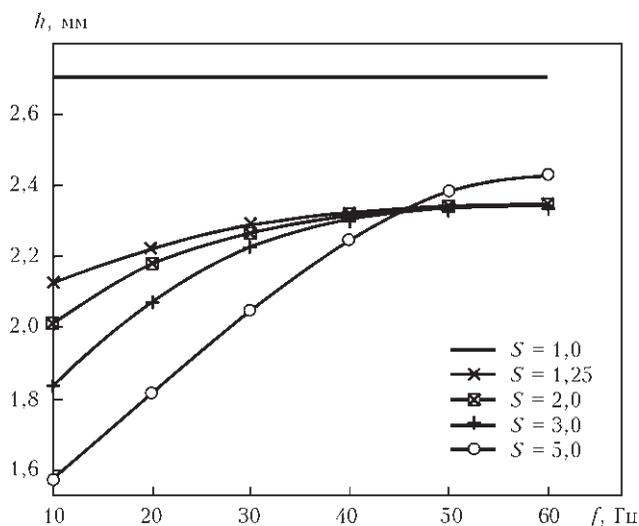


Рис. 2. Зависимость глубины проплавления h от частоты f и скважности S импульсной подачи электродной проволоки при среднем токе $I = 220$ А и напряжении $U = 26$ В

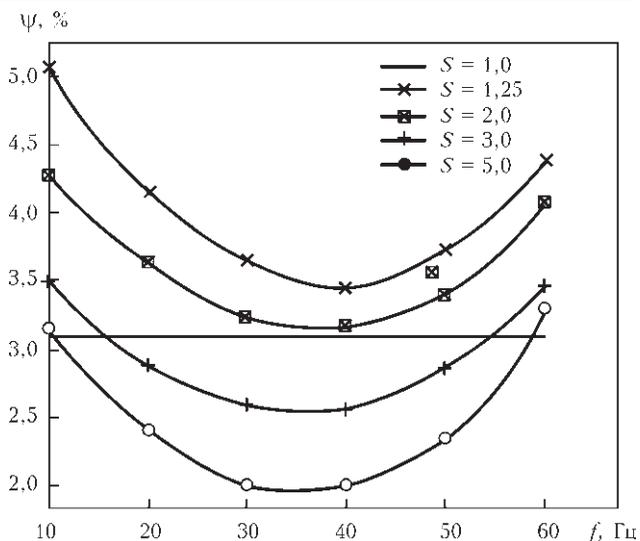


Рис. 3. Зависимость потерь электродного металла ψ от частоты f и скважности S импульсной подачи электродной проволоки при среднем токе $I = 220$ А и напряжении $U = 26$ В

перехода капли электродного металла в сварочную ванну позволяет снизить в 1,1...2 раза потери электродного металла на разбрызгивание, что особенно эффективно при частоте импульсов 20...50 Гц и скважности 3...5 ед. (рис. 3).

Для исследования влияния импульсной подачи электродной проволоки на износостойкость наплавленного металла выполнялись эксперименты по однослойной и пятислойной наплавке проволокой Нп-30ХГСА с частотой подачи 15, 20 и 60 Гц и скважностью 3...5 ед.

Испытания на износостойкость при трении металла по металлу проводили на установке для комплексной оценки свойств наплавленного металла, разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона [11], при следующих условиях: удельное давление в месте контакта 100 МПа; скорость трения 11...12 м/мин; температура кольца-контртела (по ГОСТ 12423-66) 23 ± 2 °С; температура на поверхности испытуемого образца в контактной зоне 30...40 °С; время испытания 1 ч. Размеры кольца-контртела, изготовленного из закаленной стали 45, следующие: диаметр 110 мм, ширина 30 мм, толщина 20 мм; размеры образца 10×20×40 мм. Для сравнения в качестве эталона испытывали также образцы полученные при постоянной подаче электродной проволоки. Сопrotивление изнашиванию оценивали по потере массы ΔG испытуемого образца и истирающего кольца до и после изнашивания.

Полученные результаты показали, что при импульсной подаче электродной проволоки с низкой частотой 15...20 Гц и скважностью 3...5 ед. уже в первом наплавленном слое можно достичь уровня износостойкости пятого наплавленного слоя, выполненного с постоянной подачей электродной проволоки, а по сравнению с однослой-

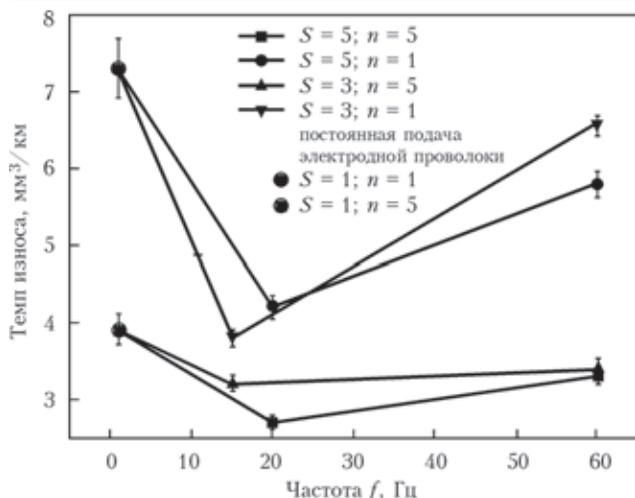


Рис. 4. График темпа износа образцов в зависимости от частоты, скважности и количества n наплавленных слоев (средний ток $I = 220$ А, напряжение $U = 26$ В)

ной наплавкой, полученной при постоянной подаче электродной проволоки, износостойкость выше практически в 2 раза (рис. 4).

Таким образом, по результатам проведенных исследований влияния импульсной подачи электродной проволоки на формирование наплавленного валика, износостойкость и потери электродного металла сделаны следующие выводы:

1. Импульсная подача электродной проволоки позволяет управлять геометрическими параметрами валика наплавленного металла. В частности при токе 220 А и напряжении 26 В глубина проплавления снижается в 2 раза. Увеличение частоты с 10 до 60 Гц приводит к увеличению глубины проплавления с 1,5 до 2,4 мм, что ближе к значению, полученному при постоянной подаче электродной проволоки.

2. При импульсной подаче электродной проволоки с частотами 20...50 Гц и скважностью

3...5 ед. наблюдается снижение потерь электродного металла. При частоте 30...40 Гц и скважности 5 ед. обеспечиваются минимальные потери электродного металла — в 2 раза меньше, чем при постоянной подаче электродной проволоки.

3. Импульсная подача электродной проволоки при частоте импульсов 15...20 Гц и скважности 3...5 ед. дает возможность уже в первом слое получить характеристики износостойкости, аналогичные пятислойной наплавке с постоянной скоростью подачи электродной проволоки. Также наблюдается улучшение износостойкости практически в 2 раза при однослойной наплавке и в 1,5 раза при пятислойной.

1. Патон Б.Е. Проблемы сварки на рубеже веков // Автомат. сварка. – 1999. – № 1. – С. 4–14.
2. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ. – Киев: ЕкоТехнологія, 2013. – 400 с.
3. Крампит Н.Ю. Способы управления плавлением и переносом электродного металла (Обзор) // Свароч. пр-во. – 2009. – № 3. – С. 31–35.
4. Жерносеков А.М. Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор) // Автомат. сварка. – 2012. – № 1. – С. 33–38.
5. Goecke S.F. Low Energy Arc Joining Process for Materials Sensitive to Heat // EWM hightec welding GmbH, 2005.
6. OTC Daihen Inc. Advanced Welding and Robotic Systems. DP-400/DP-500/DM-350/DM-500 Digital Controlled DC Inverter Arc Welding Machines CAT. NO. A446C. 2013.
7. Uusitalo J. Kemppi Pro News 2/2006. FastROOT Process. – P. 4–8.
8. Kemppi. Product Catalogue 2008–2009. Publisher: Kemppi Oy. P.O. Box 13. 15801 Lahti. Finland.
9. Cloos. Products 2011. Carl Cloos Schweißtechnik GmbH. – P. 142.
10. Product catalogue 2014/2015 Fronius International GmbH, Austria. – P. 120.
11. Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В. Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–19.

Поступила в редакцию 18.05.2015

■ СКОРОСТНАЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА ТОЛСТОЛИСТОВОГО МЕТАЛЛА БЕЗ НОРМАЛИЗАЦИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

При традиционной электрошлаковой сварке в сварном соединении наблюдаются отдельные участки с пониженной стойкостью к хрупкому разрушению по сравнению с основным металлом. Как правило, неоднородность структуры и механических свойств этих участков устраняют применением последующей высокотемпературной обработки, например, нормализации. Однако это ведет к резкому повышению стоимости изготовления изделия.

В ИЭС разработан новый способ скоростной электрошлаковой сварки с автоматической коммутацией токоподводов к группам электродов и кромкам сварного соединения. Оборудование для его осуществления позволяет получать качественные сварные соединения без последующей высокотемпературной обработки.



ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ПОД ФЛЮСОМ ПО СЛОЮ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ШИХТЫ ДЕТАЛЕЙ ХОДОВОЙ ЧАСТИ ГУСЕНИЧНЫХ МАШИН

В.В. ПЕРЕМИТЬКО, Д.Г. НОСОВ

Днепродзержинск. гос. техн. ун-т. 51918, г. Днепродзержинск, ул. Днепростроевская, 2. E-mail: science@dstu.dp.ua

Проведена оптимизация режимов дуговой наплавки под флюсом с наложением внешнего магнитного поля по слою легирующей шихты деталей ходовой части гусеничных машин. Изучено влияние параметров внешнего аксиального магнитного поля и вносимого с шихтой порошков карбида кремния SiC и азросила SiO₂ на твердость и микротвердость наплавленного металла. При проведении экспериментов меняли концентрацию соединений кремния в легирующей шихте, количество наносимых слоев, отклонение в расположении последних относительно оси дуги, а также индукцию внешнего магнитного поля. Представлена регрессионная зависимость твердости от параметров режима наплавки для двух типов шихты. Спроектирован программный комплекс, предназначенный для определения параметров режима дуговой наплавки по предложенной схеме для обеспечения достижения максимального эффекта от использования внешних воздействий. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 3.

Ключевые слова: дуговая наплавка, легирующая шихта, внешнее магнитное поле, порошки SiC и SiO₂, регрессионные зависимости, проектирование технологии наплавки

Анализ организации и проведения наплавочных работ показывает, что для восстановления деталей, которые, на первый взгляд, эксплуатируются примерно в одинаковых условиях, предлагается, как правило, достаточно широкая гамма наплавочных материалов, отличающихся степенью, а иногда и системой легирования, что не всегда оправдано [1–4]. В частности, из опыта восстановления деталей ходовой части гусеничных машин известно, что требования к наплавленному металлу в зависимости от условий последующей эксплуатации (режим работы, твердость и гранулометрический состав абразивных частиц, попадающих в пары трения и т.д.) могут существенно меняться [5].

В результате возникает необходимость использования для наплавки одинаковых деталей ходовой части гусеничных машин (опорные катки, ролики, звенья гусениц) наплавочных материалов, отличающихся, в первую очередь, по твердости, а также по химическому составу и структуре. Было установлено [6], что в зависимости от упомянутых условий эксплуатации твердость металла, наплавленного на детали ходовой части гусеничных машин, должна изменяться в пределах HV 285...435 (HV 283...413), что практически не достижимо при использовании одной марки наплавочной проволоки.

Ранее было показано [7], что изменять твердость наплавленного металла в достаточно широких пределах можно при дуговой наплавке по слою легирующей шихты, предварительно нанесенной на наплавляемую поверхность. Однако этот способ имеет существенный недостаток

– при его использовании получить заданный состав и хорошее формирование наплавленного металла удастся только в узком диапазоне режимов наплавки [1]. Улучшить эти показатели можно за счет наложения внешнего магнитного поля, которое, по некоторым данным, оказывает положительное влияние на формирование наплавленных валиков и свойства наплавленных слоев [8, 9].

Цель данных исследований заключалась в оптимизации режимов дуговой наплавки под флюсом с наложением внешнего магнитного поля по слою легирующей шихты деталей ходовой части гусеничных машин, обеспечивающих заданную твердость наплавленного слоя.

Для достижения поставленной цели были проведены эксперименты по дуговой наплавке по слою легирующей шихты, нанесенной на поверхность образцов из стали Ст3 с твердостью HB 197...207. В процессе наплавки на сварочную дугу накладывалось внешнее аксиальное магнитное поле, которое увеличивало ширину сварочной ванны. Это позволило наносить присадочную шихту со смещением от оси дуги и дало возможность контролировать процесс ее расплавления. В качестве присадочной шихты использовали дисперсные порошки карбида кремния (SiC) и азросила (SiO₂), смешанные с порошком железа и связующих веществ.

Наплавку образцов выполняли проволокой Св-08А диаметром 3 мм под флюсом АН-348А на установке УД-209. Режим наплавки: ток 400 А, напряжение 32...36 В, скорость подачи проволоки 160 м/ч, скорость наплавки 12...16 м/ч, шаг на-

Пропорции смесей и их расход на единицу длины шва

Схема нанесения слоев	Твердость <i>HB</i>	
	Наплавленного слоя	ЗТВ
Без дополнительных воздействий	243	220
С наложением постоянного магнитного поля, $B_z = 20$ мТл	248	229
С наложением переменного магнитного поля, $f = 50$ Гц, $B_z = 20$ мТл	277	239
С наложением переменного магнитного поля; наплавка по шихте с порошком SiC	452	227
С наложением переменного магнитного поля; наплавка по шихте с порошком SiO ₂	512	245

плавки 6...8 мм, вылет электрода 30 мм, ток постоянный, полярность обратная. Катушку, которая обеспечивает аксиальное магнитное поле, крепили на горелку установки таким образом, чтобы мундштук и электродная проволока, проходящая через него, служили дополнительным ферромагнитным сердечником. Катушку питали переменным или постоянным током. В ходе экспериментов слои присадочной шихты располагали на разном расстоянии от оси электродной проволоки, а их ширина находилась в пределах 8...10 мм.

Для сокращения количества экспериментов выполняли центральное некомпозиционное планирование второго порядка для четырех факторов — состава смеси; количества наносимых слоев смеси; эксцентриситета в расположении слоя легирующей шихты относительно оси электродной проволоки; индукции внешнего магнитного поля. Обработка экспериментальных данных была проведена с помощью математического пакета STATISTICA 6.0.

Для измерения твердости на приборе ТК-2 из наплавленных заготовок вырезали плоские образцы толщиной 15 мм. Результаты измерения твердости показывают, что действенность подвода к катушке переменного магнитного поля выше, чем постоянного (таблица).

Регрессионное уравнение твердости наплавленного металла имеет вид:

$$\begin{aligned}
 HB = & -19,8459 - 894,036A - \\
 & -90,713N + 354,479n + 162,6051B + 695,3873A^2 - \\
 & -110,68N^2 - 975,169n^2 - 1,08627B^2 - 17,2259AN + \\
 & + 286,0339An + 3,448646AB + 958,2996Nn + \\
 & + 10,45245NB - 63,9323nB,
 \end{aligned}$$

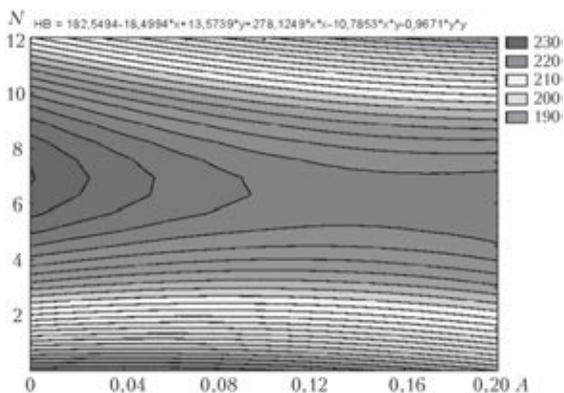


Рис. 1. Зависимость твердости (*HB*) наплавленного металла от расстояния *N* между осью электрода и слоем шихты и концентрации *A* (мас. доля) аэросила (SiO₂) в шихте

где *N* — расстояние от оси электрода до слоя шихты, мм; *A* — концентрация (мас. доля) SiC (до 0,15) или SiO₂ (свыше 0,15) в шихте; *n* — количество слоев; *B* — индукция магнитного поля, мТл.

Как следует из полученных данных (рис. 1), оптимальным является расположение слоя шихты на расстоянии от оси электрода 4...10 мм. Если слой размещается ближе, то он расплавляется полностью вместе с тугоплавкими частицами, если дальше — оказывается вне зоны расплавления.

С ростом индукции внешнего магнитного поля увеличивается ширина сварочной ванны, что вызывает полный переплав шихты и, как следствие, полное расплавление дисперсного материала. В результате наблюдается снижение твердости (зона $B = 60...80$ мТл, рис. 2).

С целью определения оптимальных параметров режима дуговой наплавки с одновременным наложением внешнего магнитного поля, обеспечивающих максимальный эффект от вносимого при дуговой наплавке дисперсного материала, спроектирован программный комплекс (рис. 3).

Параметры режима наплавки, при которых достигается требуемая твердость наплавленного слоя, определяются в такой последовательности.

Этап 1. Пользователь вводит значение необходимой твердости наплавленного слоя *HB*.

Этап 2. Задается диаметр электродной проволоки d_e (мм) и предлагается либо автозаполнение форм базовых режимов наплавки (ток I_H (А), скорости наплавки v_H и подачи проволоки $v_{пп}$ (м/ч)) из базы данных программы, либо ручной ввод указанных режимов. Пользователь назначает ус-

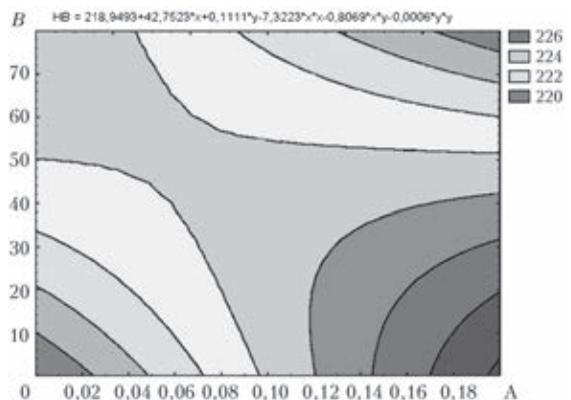


Рис. 2. Зависимость твердости (*HB*) наплавленного металла от магнитной индукции *B* (мТл) внешнего аксиального поля и концентрации *A* (мас. доля) аэросила (SiO₂) в шихте

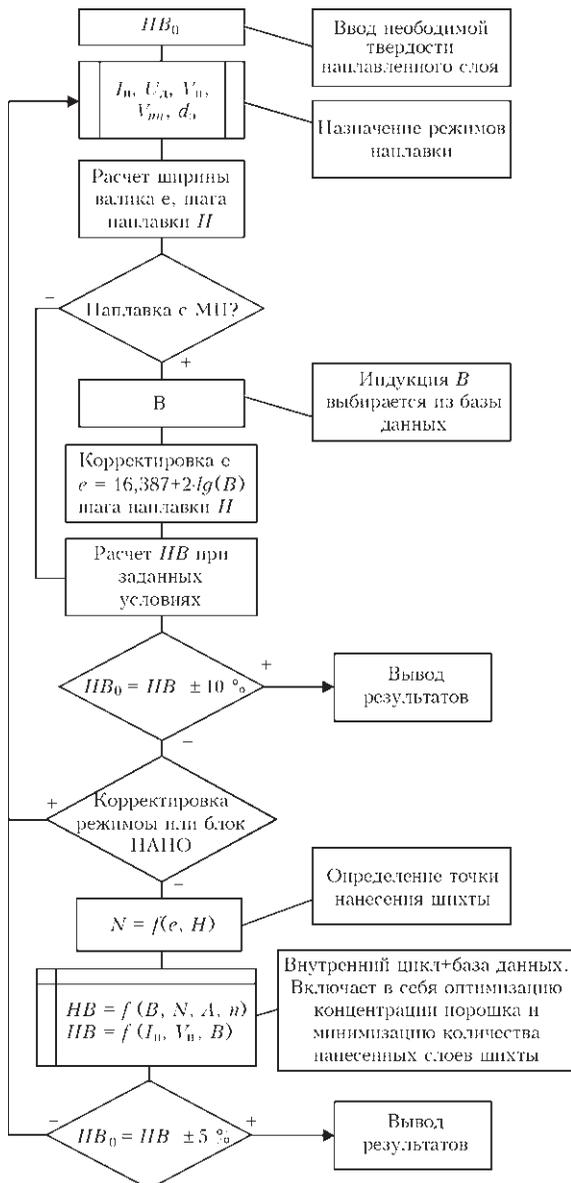


Рис. 3. Алгоритм определения оптимальных параметров режима наплавки

ловия дальнейшего расчета параметров наплавки: с применением дополнительного магнитного поля (МП) или без него.

Этап 3. Расчет ширины наплавленного единичного валика e (мм), формирующегося в условиях наплавки при заданных режимах и шаге наплавки H . Если был выбран режим наплавки с МП, то из базы данных программой выбираются значения индукции МП, выполняется корректировка ширины валика и шага наплавки.

Этап 4. Расчет твердости наплавленного слоя HB при наплавке без применения шихты.

Этап 5. Определение координат расположения слоя шихты как функции $N = f(e, H)$.

Этап 6. Определение твердости наплавленного металла с использованием имеющейся базы данных. Включает в себя оптимизацию концентрации

порошкового материала и минимизацию количества нанесенных слоев шихты.

Выполняется комплексная обработка данных с применением алгоритмов и моделей, опубликованных в работах [10, 11].

Как показывает практика использования программы, при условии автокорректировки режимов наплавки возврат к исходному блоку в ручном режиме не требуется в 95 % случаев.

Выводы

1. Определено, что использование переменного магнитного поля, накладываемого на сварочную дугу, вызывает большее увеличение твердости наплавленного металла, чем использование постоянного магнитного поля.

2. Предложена аналитическая зависимость для определения твердости наплавленных слоев, которая достигается при дополнительной подаче легирующей шихты с карбидами или оксидами кремния и наложении внешнего магнитного поля.

3. Разработан программный комплекс для определения параметров дуговой наплавки, обеспечивающих максимальный эффект от вносимого дисперсного материала и наложения внешнего магнитного поля.

1. Фрумин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. – Харьков: Металлургиздат, 1961. – 421 с.
2. Ливищ Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. – М.: Машиностроение, 1969. – 188 с.
3. Износостойкость и структура твердых наплавов / М.М. Хрушев, М.А. Бабичев, Е.С. Беркович и др. – М.: Машиностроение, 1971. – 94 с.
4. Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов. – Киев: Экотехнология, 2004. – 160 с.
5. Перемитько В.В., Кузнецов В.Д. Урахування гранулометричного складу абразиву при відновному наплавленні деталей ходової частини гусеничних машин // Проблеми тертя та зношування. – 2014. – № 3 (64). – С. 125–130.
6. Перемитько В.В., Чередник Е.А. Адапційна технологія відновлення деталей ходової частини дорожніх машин // Сварщик. – 2010. – № 4. – С.16–17.
7. Перемитько В.В. Износостойкая дуговая наплавка по слою легирующей шихты // Автомат. сварка. – 2014. – № 8. – С.56–59.
8. Размышляев А.Д., Миронова М.В. Магнитное управление формированием валиков и швов при дуговой наплавке и сварке. – Мариуполь: Приазов. гос. техн. ун-т, 2009. – 196 с.
9. Рижов Р.М., Кузнецов В.Д. Магнітне керування якістю зварних з'єднань. – Київ: Екотехнологія, 2010. – 288 с.
10. Носов Д.Г., Перемитько В.В. Алгоритм оптимізації технологічних параметрів режиму наплавлення деталей типу «вал» та його реалізація // Математичне моделювання. – 2009. – № 1 (20). – С. 33–36.
11. Перемитько В.В. Рейдерман Ю.И., Чередник Е.А. Методика расчета оптимальных режимов наплавки // X Міждержавна науко.-метод. конф. «Проблеми математичного моделювання»: матеріали конференції. – Дніпродзержинськ: ДДТУ, 2006. – С. 84–85.

Поступила в редакцию 10.04.2015

ИЗНОСОСТОЙКАЯ НАПЛАВКА С ВВОДОМ В СВАРОЧНУЮ ВАННУ НАНОПОРОШКОВ

В.Д. КУЗНЕЦОВ, Д.В. СТЕПАНОВ

НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев-56, пр-т Победы, 37. E-mail: v.kuznetsov@kpi.ua

На пути поиска новых способов достижения высокой износостойкости наплавленного металла применительно к изделиям, работающим в условиях трения, представляют интерес экспериментальные исследования износостойкости наплавленного металла, полученного с введением в сварочную ванну наноксидов. В работе приведены результаты испытаний на износ наплавленного металла типа 40Х13, 25ХГ2С, 300Х28М, модифицированного наноксидами алюминия, титана и кремния через сварочную ванну по различным схемам ввода. Показано, что введение в сварочную ванну наноксидов приводит к заметному повышению износостойкости наплавленного металла. Библиогр. 11, рис.8.

Ключевые слова: дуговая наплавка, износостойкость, наноксиды, неметаллические включения, структура

Свойства наплавленного металла определяются заданным составом легирующих элементов и структурой. В зависимости от условий работы устанавливаются требования к составу и структуре металла для обеспечения необходимых показателей его износостойкости. Основные результаты исследований в этом направлении обобщены в работах [1, 2].

В последние годы в публикациях отмечается существенная роль неметаллических включений как фактора управления структурой и свойствами литого металла. Основная часть исследований выполнена применительно к сварке низколегированных сталей. При этом образование таких включений в виде оксидов, карбидов, нитридов в металле швов рассматривалось как следствие химических соединений соответствующих элементов в процессе кристаллизации, а самим включениям как размерного диапазона до 1 мкм, так и близкого к наноразмерному, отводилась роль инокуляторов [1–6]. В других случаях образование неметаллических включений являлось следствием ввода в сварочную ванну наноксидов или нанокарбидов [7–9]. Во всех случаях отмечается положительная роль включений определенного состава, размеров и плотности распределения на структуру и свойства сварных швов.

Сведения о их влиянии на износостойкость наплавленного металла ограничены, хотя имеющийся опыт использования как наноксидов при плазменной наплавке [10], так и нанокарбидов в покрытии электродов [11] указывает на перспективность их применения в наплавочных процессах.

Цель работы — экспериментальное исследование износостойкости наплавленного металла при вводе в сварочную ванну наноксидов.

В опытах использовали различные схемы ввода наноксидов в сварочную ванну. Наноконпоненты вводили в сварочную ванну в виде лигатуры после прессования и спекания гомогенной смеси порошков железа фракцией 40 мкм и наноразмерных порошков оксидов алюминия, титана (27...41 нм) с заданным объемным соотношением.

Приготовленная лигатура использовалась как расходный электрод определенной длины и диаметра, заложенный в паз перед наплавкой. В этих опытах использовали объемные соотношения наноксидов, установленные ранее применительно к сварке низколегированных сталей [8, 9].

По другим, более технологичным для наплавки схемам, приготовленные в заданных объемных соотношениях смеси после их обработки в планетарной мельнице во избежание рассеивания предварительно закрепляли грунтовкой и наносили тонким слоем по ширине валика на длину наплавки. По такой же схеме осуществляли ввод в сварочную ванну только порошков наноксидов с пересчетом их массовой доли к объему сварочной ванны.

Для условий трения металла по металлу триботехнические испытания проводили на машине трения типа СМЦ-2 по схеме вал–колодка. Использовали образцы длиной 20 мм и шириной 10 мм. В качестве контртела использовали диск Ø 50 мм из стали У8 твердостью НВ 400...450. Условия испытаний: давление на образец $P = 0,1$ МПа; скорость трения $v = 0,8$ м/с; температура испытаний $T = 20$ °С; продолжительность испытаний 2,5 ч с измерениями через каждые 30 мин.

Образцы взвешивали до и после испытаний на точных лабораторных весах с погрешностью 0,001 г. Массовый износ определяли как разницу значений массы образца до и после испытаний.

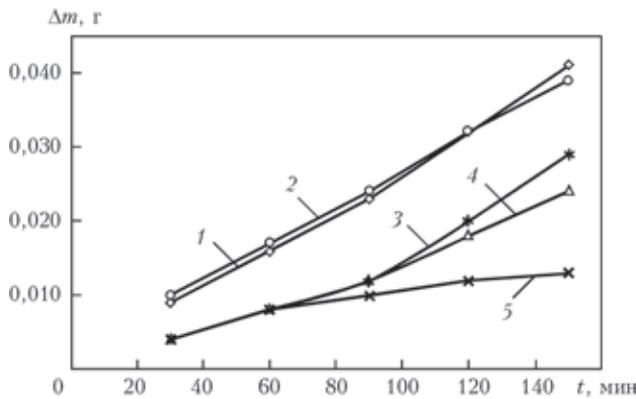


Рис. 1. Износостойкость наплавленного металла проволокой ПП-Нп-40Х13 с вводом нанодобавок через спеченную лигатуру: 1 — исходный валик; 2 — с вводом в ванну 0,5 % TiO₂; 3 — 1 % TiO₂; 4 — 1 % Al₂O₃; 5 — 0,5 % Al₂O₃

Испытания на абразивный износ проводили на установке ЛКИ-3 путем измерения потерь массы через каждые 30 м пути трения. В качестве абразива использовали электрокорунд марки 14А зернистостью 0,4...1,0 мм. Образцы испытывали при постоянной нагрузке $P = 150$ Н на протяжении общего пути трения 480 м. После каждых 30 м образцы поворачивали на 90° для равномерного износа и после каждых 120 м взвешивали на весах для определения изменения массы.

С целью выявления общих закономерностей наплавки проводили, используя различные процессы и условия. Так, эксперименты по наплавке с использованием рекомендуемых для условий трения металла по металлу порошковой проволоки ПП-Нп-40Х13 диаметром 2 мм проводили на сталь Ст3 как в смеси газов 72 % Ar + 28 % CO₂ полуавтоматом КП 004У3 на погонной энергии 10,6 кДж/см, так и открытой дугой автоматом АД-231 при погонной энергии 15 кДж/см, а наплавку проволокой 25ХГ2С диаметром 2,2 мм на сталь 09Г2С автоматом АД-231 на погонной энергии 11,5 кДж/см.

Для условий абразивного износа использовали порошковую проволоку ПП-АН-180 (аналог порошковой ленты ПЛ-АН-180) диаметром 2,7 мм,

наплавку которой также проводили на сталь Ст3 автоматом АД-231 на погонной энергии 12 кДж/см.

Испытания наплавленного металла при сварке в смеси газов проволокой ПП-Нп-40Х13 показали (рис. 1), что при вводе в сварочную ванну наноксидов при плавлении спеченной лигатуры его износостойкость повышается как при наличии наноксидов алюминия, так и титана. При этом потери в массе в случае использования наноксида Al₂O₃ меньше по сравнению с TiO₂ (сравнить кривые 4, 5 и 2, 3). Максимальный эффект наблюдается при вводе в ванну 0,5 % Al₂O₃, при этом потери в массе снижаются с $\Delta m = 0,042$ г (исходный валик, кривая 1) до $\Delta m = 0,013$ г (0,5 % Al₂O₃, кривая 5), т.е. более чем в 3 раза. Этими данными было подтверждено, что при наплавке как и при сварке введенные объемные соотношения наноксидов оказывают влияние на свойства литого металла.

Измерения микротвердости показали, что при среднем значении микротвердости исходного металла валика HV 530 в остальных случаях микротвердость уменьшалась (0,5 % TiO₂ — HV 478, 1 % TiO₂ — HV 460, 0,5 % Al₂O₃ — HV 469) за исключением 1 % Al₂O₃ — HV 552.

Микроструктура наплавленного металла представляет собой мартенсит с характерным для исходных условий развитым крупноигольчатым строением (рис. 2, а). В случае наплавки с наноксидом 0,5 % Al₂O₃ наблюдается заметно меньшая блочность мартенситных выделений с менее развитым игольчатым строением (рис. 2, б). Характерной особенностью является также наличие по границам зерен, возможно, карбидов и оксидов, которые как твердая составляющая, наряду с утонением мартенситных выделений, способствуют повышению износостойкости такого металла. Корреляции между твердостью и износостойкостью в этом случае не наблюдается.

При использовании схемы наплавки с закреплением порошков на поверхности пластины дополнительно вводили аэросил (диоксид кремния) как в смеси с порошком железа, так и в чистом виде. Аэросил выпускается в промышленных мас-

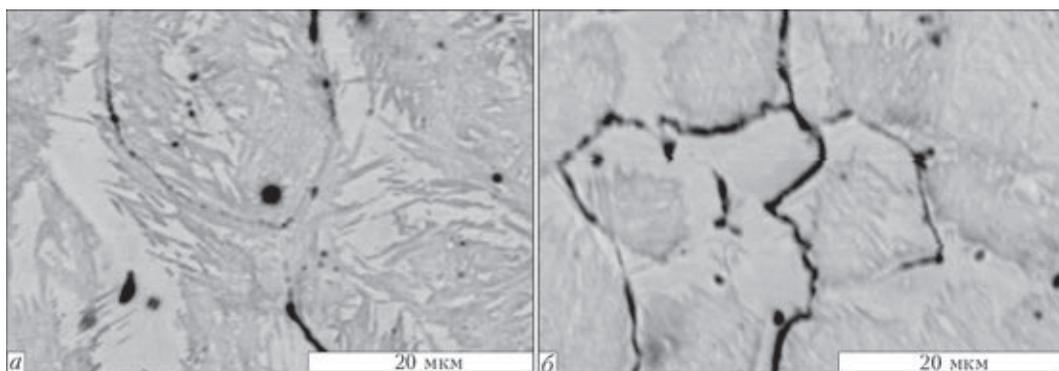


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла при вводе наноксидов через лигатуру: а — исходный валик; б — с наноксидом 0,5 % Al₂O₃

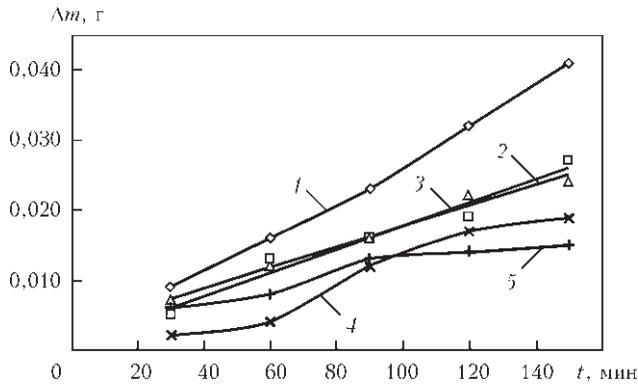


Рис. 3. Износостойкость металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-40Х13 с вводом нанодобавок через порошковые материалы: 1 — исходный валик; 2 — Fe + 0,5 % Al_2O_3 ; 3 — Fe + 0,5 % TiO_2 ; 4 — Fe + 45 % SiO_2 ; 5 — 10 % SiO_2

штабах для приготовления различных смазок, красок и лаков, для стабилизации суспензий. Учитывая в несколько раз меньшую плотность аэросила по отношению к наноксидам алюминия и титана его объемные соотношения соответственно были увеличены.

Установлено, что наноксиды алюминия и титана в этом случае показали меньшую износостойкость (рис. 3, сравнить кривые 2, 3 и кривую 1 исходного валика) по сравнению с вводом через спеченную лигатуру (рис. 1), что, по видимому, связано с отклонениями от процентного соотношения и их неполным усвоением сварочной ванной. Максимальная износостойкость наблюдается в случае использования порошка только наноксида кремния. В этом случае потери по массе снижаются с $\Delta m = 0,042$ г (рис. 3, кривая 1) до $\Delta m = 0,015$ г (рис. 3, кривая 5), т.е. в 2,8 раза.

Испытания металла, наплавленного открытой дугой проволокой 25ХГ2С показали (рис. 4), что как оксид алюминия, так и титана способствуют повышению износостойкости наплавленного металла (сравнить кривые 2, 3 и кривую 1 исходного валика), а потери в массе в случае ввода 0,7 % Al_2O_3 снижаются в 4 раза. Максимальная износостойкость более чем в 6 раз наблюдается в случае использования диоксида кремния (рис. 4, сравнить кривые 4 и 1).

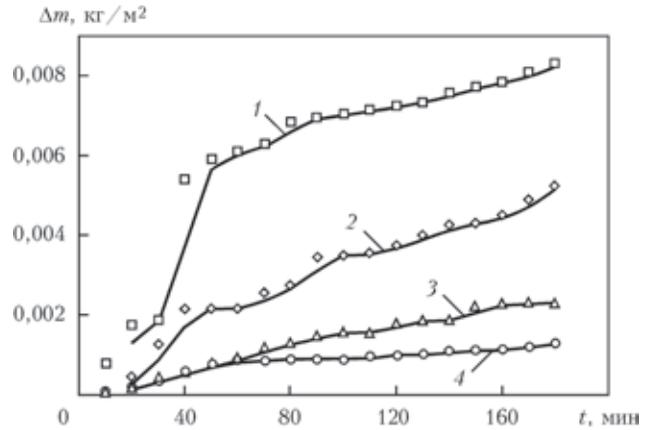


Рис. 4. Износостойкость металла, наплавленного проволокой 25ХГ2С: 1 — исходный валик; 2 — 0,5 % TiO_2 ; 3 — 0,7 % Al_2O_3 ; 4 — 90 % SiO_2

Измерения микротвердости показали, что при среднем значении исходного металла валика $HV 352$ в остальных случаях микротвердость уменьшалась (0,5 % TiO_2 — $HV 271$, 0,7 % Al_2O_3 — $HV 313$) за исключением 90 % SiO_2 — $HV 424$.

В данном случае наблюдается корреляция между твердостью и износостойкостью наплавленного металла. Анализ показал, что металл исходного валика имеет бейнитную структуру с незначительным количеством мартенситной составляющей (рис. 5, а). Для наплавленного металла с диоксидом кремния характерна чисто мартенситная структура (рис. 5, б), что, по видимому, и определяет повышение износостойкости.

По результатам анализа распределения количества неметаллических включений было установлено, что в исходном состоянии без нанодобавок их объемная доля составляет 0,25 % и приходится, в основном, на размерный диапазон 0,07...0,49 мкм, из которых от 12 до 16 % включений соответствуют размерному диапазону 0,13...0,37 мкм.

В металле валика с наноксидом 0,5 % TiO_2 объемная доля неметаллических включений несколько больше и составляет 0,27 % , из которых от 6 до 12 % включений соответствуют размерному диапазону 0,07...0,55 мкм.

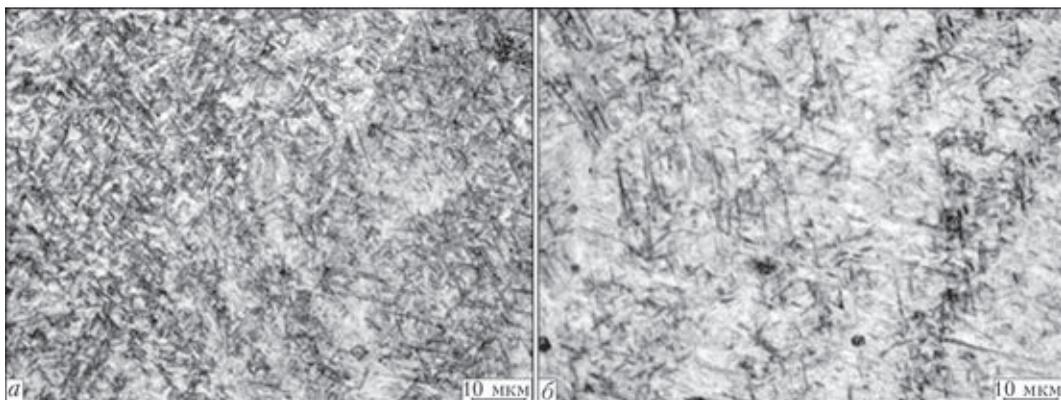


Рис. 5. Микроструктура наплавленного металла без (а) и с добавками SiO_2 (б)

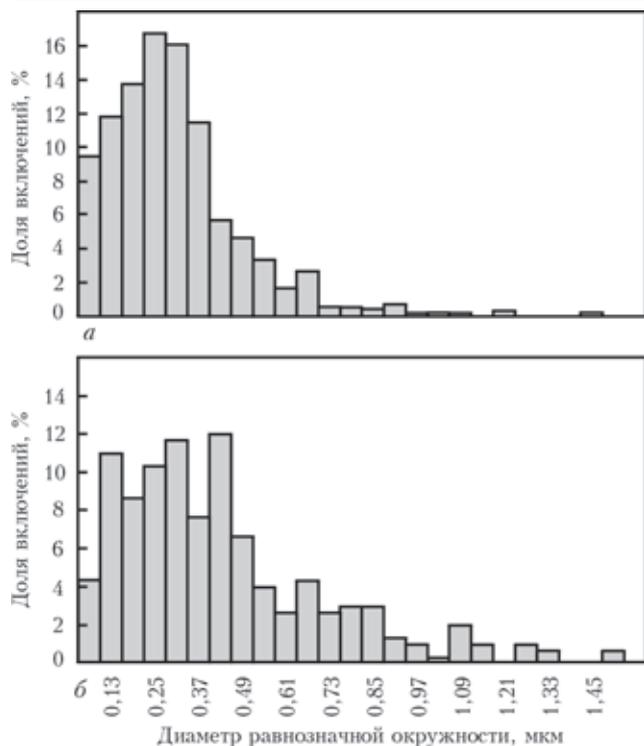


Рис. 6. Гистограмма распределения включений в наплавленном металле по показателю диаметра равнозначной окружности: *а* — в исходном состоянии; *б* — с наноксидом SiO₂ в количестве 90 об. %

В металле валика с наноксидом 0,7 % Al₂O₃ объемная доля неметаллических включений также больше и составляет 0,34 %, из которых от 6 до 15 % включений соответствуют размерному диапазону 0,07...0,55 мкм.

В металле валика с наноксидом 90 % SiO₂ объемная доля неметаллических включений меньше и составляет 0,2 %, из которых от 4 до 12% включений соответствуют размерному диапазону 0,07...0,85 мкм.

Сравнительный анализ данных указывает на увеличение объемной доли включений в размерном диапазоне 0,07...0,55 мкм при введении наноксидов как алюминия, так и титана и соответственно в большем размерном диапазоне 0,07...0,85 мкм при введении аэросила в сравнении с исходной структурой.

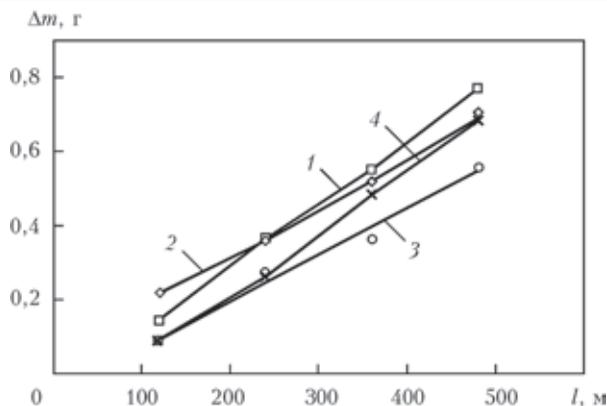


Рис. 7. Износостойкость наплавленного металла проволокой ПП-АН-180 с вводом нанодобавок через порошковые материалы: 1 — исходный валик; 2 — Fe + 0,5 % Al₂O₃; 3 — Fe + 5 % Al₂O₃; 4 — Fe + 0,5 % Al₂O₃

Выявленные закономерности подтверждаются также результатами обработки размеров включений только сферической формы по показателю диаметра равнозначной окружности. Для примера, на рис. 6 приведены гистограммы по объемному содержанию и распределению таких включений в металле шва для исходного состояния и с наличием наноксида кремния.

Обработка размеров включений только сферической формы по показателю диаметра равнозначной окружности показала, что в исходном состоянии без добавления порошка наноксида основная часть сферических включений от 9 до 16 % приходится как на диапазон размеров до 0,3 мкм, так и на диапазоны 0,3...0,5 мкм (рис. 6, *а*).

При добавлении порошка наноксида 90 % SiO₂ часть сферических включений как размером до 0,3 мкм, так и в диапазоне 0,3...0,5 мкм возрастает до 12 %. При этом наблюдается наличие включений с размерами больше 0,8 мкм (рис. 6, *б*). Факт укрупнения неметаллических включений в этом случае может быть связан с повышенной концентрацией наночастиц аэросила, способствующей их коагуляции и коалесценции с неметаллическими включениями материала во время кристаллизации сварочной ванны.

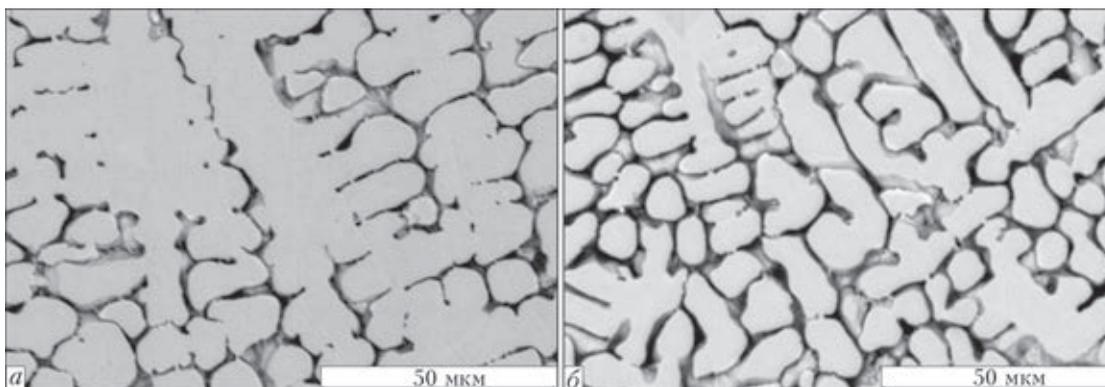


Рис. 8. Микроструктура наплавленного металла без (*а*) и с добавками Al₂O₃ (*б*)

Испытания композиции высокохромистого чугуна при наплавке порошковой проволокой ППА-АН-180 показали, что при объемном содержании 0,5 % введение наноксидов титана и алюминия практически одинаково влияют на износостойкость с незначительным ее увеличением (рис. 7, кривые 1, 4, 2). В этих опытах повышение износостойкости в 1,4 раза наблюдалось при введении 5 % Al_2O_3 .

Анализ показал, что в исходном валике структура заэвтектического чугуна характеризуется достаточно крупными цементитными выделениями в аустенитной матрице (рис. 8, а). В случае использования 5 % Al_2O_3 наблюдается существенная дисперсность цементитных выделений, что, по видимому, и определяет повышение износостойкости такой структуры.

Таким образом, исследования показали, что независимо от используемых систем легирования наплавочных материалов и условий наплавки общим является положительное влияние наноксидов на износостойкость наплавленного металла. На данном этапе исследований не представляется возможным делать однозначные выводы относительно как механизма проявления положительного эффекта от использования наноксидов, так и их объемного содержания для различных условий наплавки, что требует дополнительных исследований.

Выводы

1. При наплавке высокохромистых композиций с повышенным содержанием углерода подтверждено положительное влияние на износостойкость объемных соотношений наноксидов алюминия и титана, установленное ранее для сварных швов низколегированных сталей. Установлено, что применительно к этим композициям более эффективной нанодобавкой является диоксид кремния.

2. При наплавке среднелегированных композиций также установлено, что диоксид кремния более эффективен по отношению к наноксидам алюминия и титана, обеспечивая повышение износостойкости более чем в 4 раза.

3. Для условий абразивного износа при наплавке композиции высокохромистого чугуна эффект повышения износостойкости проявляется в меньшей степени (на 40 %) по сравнению с композициями, рекомендованными для условий трения металла по металлу.

1. *Рябцев И.А.* Наплавка деталей машин и механизмов. – К.: Екотехнологія, 2004. – 160 с.
2. *Рябцев И.А., Сенченко И.К.* Теория и практика наплавочных работ. – К.: Екотехнологія, 2013. – 400 с.
3. *Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds* / T.K. Lee, H.J. Kim, B.Y. Kang, S.K. Hwang // *ISIJ Int.* 2000. – **40**. – P. 1260–1268.
4. *Головко В.В., Григоренко Г.М., Костин В.А.* Влияние нановключений на формирование структуры металла швов ферритно-бейнитных сталей (Обзор) // *Зб. наук. пр. НУК.* – 2011. – № 4. – С. 42–49.
5. *Головко В.В., Степанюк С.М., Ермоленко Д.Ю.* Дослідження впливу нанотворень в металі на формування мікроструктури зварного шва та його механічні властивості // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр.* – 2012. – Вып. 64. – С. 155–159.
6. *Головко В.В., Походня И.К.* Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей // *Автомат. сварка.* – 2013. – № 6. – С. 3–11.
7. *Influence of aluminum content on the characterization of microstructure and inclusions in high-strength steel welds* / W. Vanovsek, C. Bernhard, M. Fiedler, G. Posch. // *Welding in the World.* – 2013. – Vol 57, № 1. – P. 73–83.
8. *JunSeok SEO, HeeJin KIM, Changhee LEE.* Effect of Ti Addition on Weld Microstructure and Inclusion Characteristics of Bainitic GMA // *Welds, ISIJ International.* – 2013. – Vol. 53, № 5. – P. 880–886.
9. *Влияние нанопольги системы Ni–NbC на структуру швов жаропрочных сталей, выполненных электронно-лучевой сваркой* / К.А. Ющенко, А.И. Устинов, Б.А. Задерий и др. // *Автомат. сварка.* – 2011. – № 8. – С. 5–11.
10. *Вплив модифікування наночастинками оксидів на структуроутворення зварних швів низьколегованих сталей* / В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов, К.П. Шаповалов // *Міжвузів. зб. «Наукові нотатки».* – 2013. – № 41. – Ч. 2. – С. 61–68.
11. *Kuzniecowa W., Szapowalowa K.* Effect of Nano-oxides on the Structure and Properties of Low-alloy Steel Weld Metal // *Biuletyn instytutu spawalniczego.* – 2014. – № 5. – P. 103–108.
12. *Повышение свойств плазменно-порошковых покрытий модифицированием наноразмерными частицами* / К.В. Князьков, М.В. Радченко, А.Н. Смирнов и др. // *Ползуновский вестник.* – 2012. – № 1. – С. 127–130.
13. *Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама* / Г.Н. Соколов, И.В. Лысак, А.С. Трошков и др. // *Физ. и химия обработанных материалов.* – 2009. – С. 18–25.

Поступила в редакцию 12.05.2015

■ НАПЛАВКА ГРЕБНЕЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

Разработанная в ИЭС технология двухдуговой наплавки проволокой Св-08ХМ под флюсом внедрена на предприятиях «Укрзалізниці» при восстановлении гребней железнодорожных колес грузовых вагонов, изготавливаемых из стали марки 2. Применение разработанной технологии позволило повысить качество восстановления наплавкой колес и их износостойкость при эксплуатации на 35 %. Восстановленные колеса имеют повышенную сопротивляемость усталостному и хрупкому разрушениям.



УДК 621.791.927.535

ОСОБЕННОСТИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ЛЕЖАЧИМ ПЛАСТИНЧАТЫМ ЭЛЕКТРОДОМ ПО ЛЕГИРУЮЩЕЙ ШИХТЕ

И.А. БАРТЕНЕВ

Карагандинский ГТУ. 100027, г. Караганда, бул. Мира, 56. E-mail: igor_svar@mail.ru

Предложен способ дуговой наплавки плоских деталей лежачим пластинчатым электродом по легирующей шихте. Основными факторами, которые определяют стабильность процесса наплавки являются: напряжение дуги U , ток дуги I , площадь сечения электрода S . В результате экспериментов был определен диапазон тока наплавки (300...400 А), обеспечивающий стабильность режима на старте и в течение всего процесса наплавки. Было установлено, что твердость наплавленного металла составила $HRC\ 47...52$, что выше, чем у металла типа стали Г13. Металлографические исследования показали, что предложенный способ обеспечивает минимальное проплавление основного металла, что дает возможность получить необходимый химический состав наплавленного металла при однослойной наплавке. Библиогр. 4, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: дуговая наплавка, легирующая шихта, пластинчатый электрод, твердость наплавленного металла, проплавление

Высокомарганцевые аустенитные стали, содержащие до 13 % Mn и известные под торговой маркой сталь Гадфильда, широко применяются при изготовлении и восстановлении деталей, эксплуатирующихся при абразивном изнашивании с интенсивными ударными нагрузками [1, 2]. В частности, их используют при изготовлении деталей дробильно-размольного оборудования, железнодорожных крестовин, зубьев ковшей экскаваторов и т.д. Стали подобного типа обладают способностью наклепываться под действием ударных нагрузок, в результате чего твердость поверхности изготовленных из этих сталей деталей возрастает до $HB\ 450...500$, при этом их сердцевина остается вязкой и ее твердость находится на уровне $HB\ 220...280$.

Для восстановления деталей из высокомарганцевых сталей наибольшее распространение в промышленности получила дуговая наплавка порошковыми проволоками [3, 4]. Химический состав и твердость металла, наплавленного этими проволоками, приведены в табл. 1.

Сравнивая химические составы высокомарганцевых сталей и стандартного ферромарганца (табл. 2), можно предположить, что смешиванием в общей сварочной ванне низкоуглеродистой ста-

ли и ферромарганца в определенных пропорциях можно получить состав, аналогичный, например, стали типа Г13.

Для реализации такой возможности в наибольшей степени подходит способ дуговой наплавки лежачим пластинчатым электродом по легирующей шихте в виде сплава углеродистого ферромарганца (рис. 1). Наплавку в этом случае осуществляют под флюсом посредством зажигания дуги между наплавляемым изделием и пластиной, уложенной на слой легирующей присадки толщиной 3...5 мм (рис. 1). Дуга по мере расплавления электрода и присадки перемещается вдоль наплавляемой детали, в результате этого на ее поверхности образуется валик высоколегированного наплавленного металла. При надлежащей подготовке процесс наплавки происходит достаточно устойчиво.

Для реализации предлагаемой технологии были проведены соответствующие эксперименты. На образце из стали Ст3 размером 300×150×10 мм равномерно насыпали слой флюса АН-348А толщиной 2...3 мм, по площади соответствующий пластинчатому электроду. Поверх флюса горизонтально укладывали пластинчатый электрод, поверх кото-

Таблица 1. Химический состав и твердость наплавленного металла типа высокомарганцевых аустенитных сталей

№ п/п	Тип наплавленного металла	Массовая доля элементов, %					Твердость HB	
		C	Si	Mn	Cr	Ni	После наплавки	После наклепа
1	Г13	1,0	0,6	13,0	-	-	220...280	450...500
2	Г13Н4	0,8	0,5	13,0	-	4,0	170...230	400...450
3	Г13Х25Н3	0,8	0,4	14,0	25	3,0	220...320	-

Таблица 2. ГОСТ 4755–91 Ферромарганец. Технические требования и условия поставки

Группа	Марка основы сплава	Массовая доля, %					
		Mn	C	Si	P		S
					А	Б	
Не более							
Низкоуглеродистые	ФМн90	≥ 85,0...95,0	0,5	1,8	0,05	0,30	0,02
Среднеуглеродистые	ФМн88	≥ 85,0...95,0	2,0	3,0	0,10	0,40	0,02
Высокоуглеродистые	ФМн78	≥ 75,0...82,0	7,0	6,0	0,05	0,70	0,02
	ФМн70	≥ 65,0...75,0	7,0	6,0	0,30	0,70	0,02

рого насыпали порошок легирующей присадки. В экспериментах в качестве легирующей присадки применялся сплав следующего состава (мас. доля, %): 1,7 C; 86,0 Mn; 2,0 Si; Fe — остальное. Поверх легирующей присадки насыпали второй слой флюса АН-348А высотой до 2 см.

Электродуговую наплавку осуществляли на лабораторной установке с использованием «твердого» старта. В качестве источника питания применяли выпрямитель ВДМ-1202С с жесткой внешней вольт-амперной характеристикой. В качестве пластинчатых электродов использовались полосы из стали Ст3. Масса наплавляемого порошка сплава марганца варьировалась в пределах 20...50 г.

Наибольшие проблемы при реализации процесса наплавки возникали на старте. Было установлено, что основными факторами, определяющими стабильность процесса на старте, являются: напряжение дуги U , ток дуги I , площадь сечения электрода S .

В экспериментах параметры режима наплавки на старте изменялись в следующих пределах: ток наплавки от 280 до 350 А; напряжение от 28 до 36 В; сечение пластинчатого электрода от 50 до 80 мм². В результате наплавки получали наплавленные валики шириной 15...25 мм и высотой 5...8 мм. Из них вырезали образцы для исследования микроструктуры и определения твердости наплавленного слоя.

В результате экспериментов был определен диапазон тока наплавки (300...400 А), обеспечиваю-

щий стабильность режима на старте и в течение всего процесса наплавки. При токе менее 300 А наблюдалось несплавление наплавленного валика по его краям из-за недостаточного тепловложения в наплавляемую деталь. При увеличении тока выше 400 А из-за высокой скорости наплавки процесс стартовой операции был трудно контролируемым, что зачастую приводило к закорачиванию электрода на наплавляемую деталь.

При проведении экспериментов было установлено, что твердость наплавленного металла составила $HRC\ 47...52$, что выше, чем у металла типа стали Г13. Кроме того на химический состав и твердость наплавленного металла влияет масса, в данном случае толщина слоя легирующей присадки, приходящейся на единицу длины наплавленного валика. С увеличением толщины слоя твердость повышается, при ее уменьшении, соответственно, понижается (рис. 2, а).

С увеличением тока наплавки твердость наплавленного металла понижается (рис. 2, б). Это объясняется тем, что с увеличением тока растет глубина проплавления, что ведет к росту доли основного металла в наплавленном и соответствующую

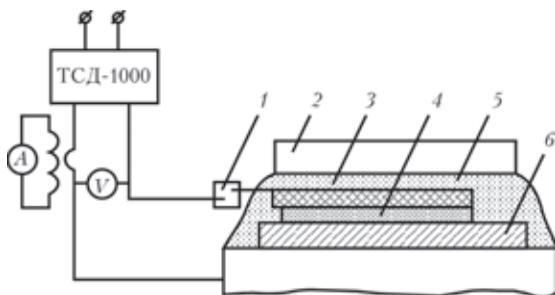


Рис. 1. Наплавка лежачим пластинчатым электродом по слою легирующей присадки: 1 — токоподвод; 2 — медная плита; 3 — электрод; 4 — легирующая присадка; 5 — флюс; 6 — изделие

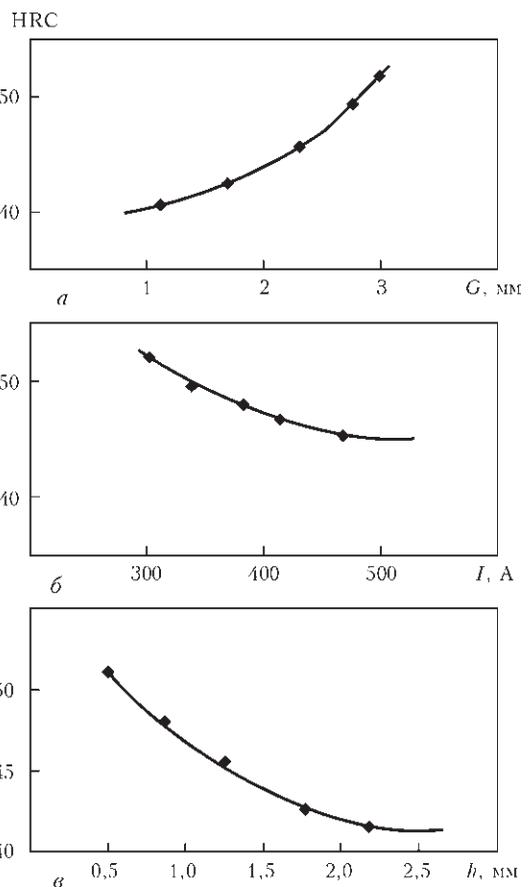


Рис. 2. Зависимость твердости наплавленного металла от толщины слоя G легирующей присадки (а), от тока I наплавки (б) и глубины проплавления h (в)

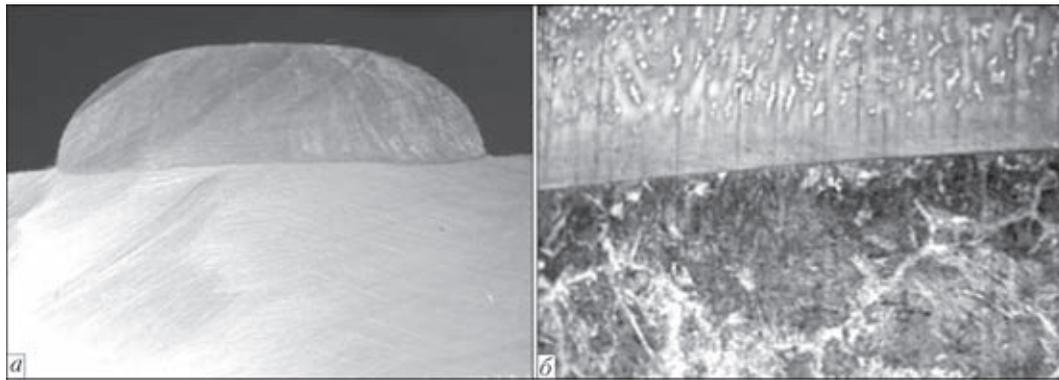


Рис. 3. Макрошлиф (а) и микроструктура (б) наплавленного образца

щему снижению твердости наплавленного металла (рис. 2, в).

Металлографические исследования показали, что предложенный способ обеспечивает незначительное проплавление поверхности детали. По краям наплавленного валика проплавление выше, при четкой границе сплавления и минимальном проплавлении в средней части сечения валика (рис. 3, а).

В микроструктуре наплавленного металла (рис. 3, б) наблюдаются весьма мелкие дендриты, растущие от поверхности основного металла, с большим содержанием аустенита и мартенсита.

Таким образом, в результате экспериментов определены параметры устойчивого процесса

дуговой наплавки лежачим пластинчатым электродом по легирующей шихте. В качестве легирующей присадочной шихты предложено использовать порошок углеродистого ферромарганца. Разработанный процесс наплавки может использоваться при износостойкой наплавке плоских деталей.

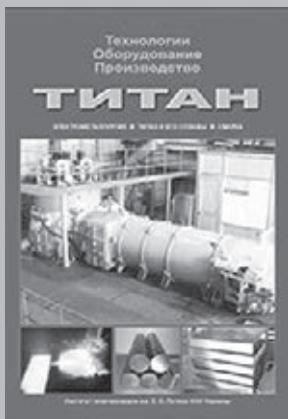
1. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. – М.: Машиностроение, 1987. – 304 с.
2. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. – М.: Машиностроение, 1969. – 188 с.
3. Фрумкин И.И. Автоматическая электродуговая наплавка. – Харьков: Metallurgizdat, 1961. – 421 с.
4. Рябцев И.А., Кондратьев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. – Киев: Экотехнология, 1999. – 62 с.

Поступила в редакцию 20.04.2015

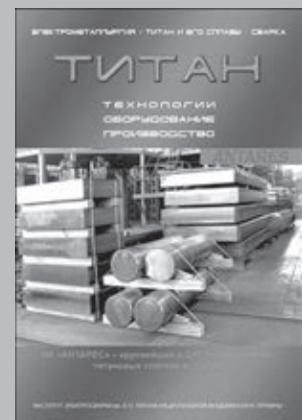
ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

Сборники «ТИТАН. Технологии. Оборудование. Производство» за 2005, 2011 и 2014 гг.



Сборники включают статьи, опубликованные в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за периоды 2001–2004, 2005–2010 и 2011–2013 гг. по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов и оборудования для производства и сварки титана. Сборник предназначен для инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.



Сборники в печатном и электронном виде можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ДЛЯ РЕМОНТА И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИЗНОШЕННЫХ МЕДНЫХ ПЛИТ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ

Г.М. ГРИГОРЕНКО¹, Л.И. АДЕЕВА¹, А.Ю. ТУНИК¹, М.А. ПОЛЕЩУК¹, Е.В. ЗЕЛЕНИН¹, В.И. ЗЕЛЕНИН¹, Ю.Н. НИКИТЮК², В.А. ЛУКАШ³

¹ ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ООО «Научно-производственная фирма «ВИСП». 04655, г. Киев, пр. Московский, 23

³ Институт сверхтвердых материалов им. В.М. Бакуля НАН Украины. 04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2

Достоинства метода сварки трением с перемешиванием (СТП) хорошо известны из многочисленных публикаций. В работе предложено использовать СТП при восстановлении размеров медных плит кристаллизаторов МНЛЗ и последующего поверхностного упрочнения никелем или никелевыми сплавами. При этом была изучена микроструктура характерных зон соединений. Применение метода СТП обеспечивает получение качественных соединений с достаточно высокими механическими свойствами нанесенного слоя. Изучена структура соединений медь–медь и медь–никель. Установлено, что ведущую роль в образовании соединений играет механическое перемешивание металлов, в значительно меньшей мере — их взаимодиффузия. Экспериментальные исследования легли в основу разработки технологии восстановления медных плит с никелевым покрытием. Библиогр. 15, рис. 10.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, восстановление медных плит, нанесение слоя, медь, никель, структура соединений, рабочий инструмент

Сварка трением с перемешиванием (СТП), разработанная Британским институтом сварки (ТWИ) как процесс соединения в твердой фазе, характеризуется преимуществами, не присущими традиционным способам [1–3].

От других видов сварки давлением он отличается способом нагрева, точнее, способом введения тепла в свариваемые детали. При СТП кинетическая энергия непосредственно преобразуется в тепловую, причем генерирование тепла происходит строго локализованно в тонких приповерхностных слоях металла.

На рис. 1 приведены установка и схема соединения нахлесточного типа методом СТП разнородных металлов.

Исследователи указывают на преимущества этого процесса по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [4, 5]: сохранение в значительной степени свойств основного металла в зоне соединения; отсутствие вредных испарений и ультрафиолетового излучения в процессе сварки; возможность получения бездефек-

тных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию горячих трещин и пористости в металле швов; отсутствие необходимости в применении присадочного материала, удалении поверхностных оксидов на кромках перед сваркой, а также шлака и брызг после сварки; отсутствие потерь легирующих элементов в металле шва.

Большой интерес представляет возможность применения способа СТП для соединений однородных и разнородных металлов. В работах [6–13] продемонстрированы успехи в соединении по методу СТП разнородных металлов. Как показано в этих работах, решающее влияние на свариваемость металлов оказывает металлургическая совместимость, определяемая взаим-

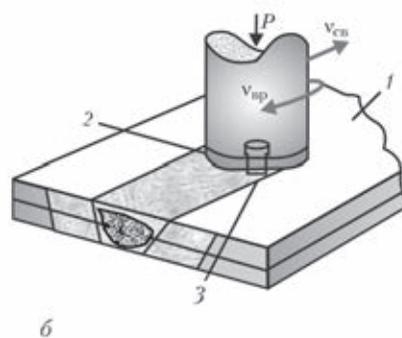
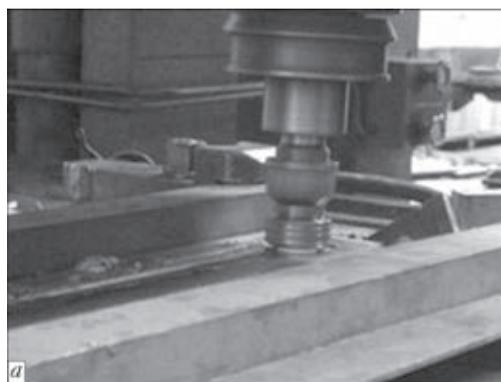


Рис. 1. Установка (а) и схема процесса СТП (б): 1 — изделие; 2 — заплечник; 3 — пин-инструмент со специальным профилем

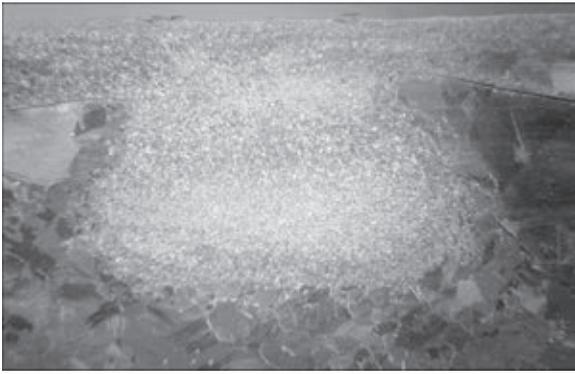


Рис. 2. Макроструктура ($\times 5$) соединения медного слоя с модельным объектом из меди марки М1 методом СТП

ной растворимостью соединяемых металлов как в жидком, так и в твердом состояниях, а также образованием хрупких химических соединений — интерметаллидов.

В данной работе авторами с использованием метода СТП получены и исследованы соединения Cu–Cu и Ni–Cu, элементы которых отличаются неограниченной растворимостью с целью использования их для восстановления размеров медных плит кристаллизаторов МНЛЗ и последующего их поверхностного упрочнения никелем или никелевыми сплавами.

Для плит кристаллизаторов МНЛЗ используют особо чистую медь М1 (ГОСТ 859–78). Она имеет высокую теплопроводность, что обеспечивает быстрое образование корочки металла на поверхности отливки. При движении слитка через кристаллизатор идет значительный, неравномерный на разных участках, абразивный износ меди. Обычными методами плавлением восстановить кристаллизаторы МНЛЗ затруднительно, поскольку высокая теплопроводность меди приводит к сильному короблению, а взаимодействие с кислородом в ней, в результате образования оксидов, ухудшает теплопроводные свойства кристаллизатора.

Получены и изучены основные зоны соединения металлов. Макроструктура соединения основы с нанесенным слоем приведена на рис. 2. Как видно из рис. 2, получен качественный слой металла с отсутствием дефектов в виде пор, трещин, несплошностей. В зоне динамической рекристаллизации наблюдается значительное измельчение зерен. При нанесении меди на образец медного

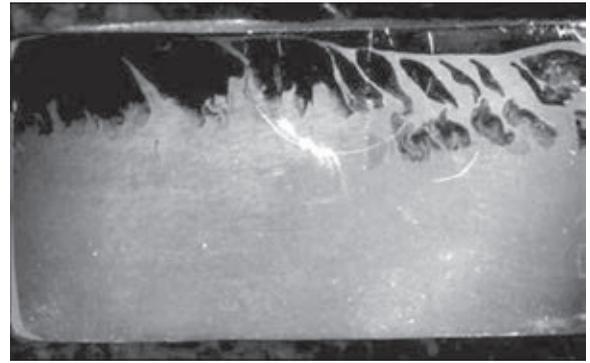


Рис. 4. Микрошлиф образца меди с никелевым покрытием, нанесенным методом СТП (оптический микроскоп, поперечное сечение образца)

кристаллизатора МНЛЗ параллельными швами сформировалось соединение несколько иного характера, макроструктура его приведена на рис. 3.

Общий вид микрошлифа образца меди с нанесенным слоем никеля приведен на рис. 4 (поперечный разрез). Наблюдается механическое перемешивание слоев никеля и меди без активного взаимодействия.

В зоне соединения никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Массоперенос металлов отмечен в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения пин-инструмента (рис. 4). Полосы из меди и никеля имеют разную толщину (соответственно, 0,3...0,6 и 0,03...0,30 мм). Вследствие перекристаллизации в этих полосах происходит измельчение структуры. В меди размер зерна колеблется от 5 до 20, а в никеле — от 5 до 40 мкм. Микротвердость полос никеля составляет 1270 ± 40 , а меди — 1140 ± 50 МПа.

Методом РСМА установлено, что по границам зерен происходит незначительная диффузия меди в никель. В результате исследования соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, в значительно меньшей степени — их взаимодиффузия.

Полученные результаты дали возможность разработать технологию восстановления медных кристаллизаторов непрерывной разливки стали с нанесением на них поверхностного слоя из никелевых и никель-хромовых покрытий с использованием метода СТП.



Рис. 3. Макроструктура ($\times 10$) нанесенного слоя из меди марки М1 на кристаллизатор МНЛЗ методом СТП



Рис. 5. Кристаллизатор МНЛЗ после эксплуатации

В СНГ, начиная с 2003 г., на ОАО «Северсталь» проводятся работы по использованию слябовых кристаллизаторов со щелевыми охлаждающими каналами [14], в том числе с никелевыми покрытиями. Они показали свою принципиальную пригодность и преимущества перед кристаллизаторами со сверленными каналами.

Несмотря на значительные успехи в продлении срока службы медных плит кристаллизаторов МНЛЗ с покрытиями, вопросы их ремонта остаются актуальными и на сегодня. Выяснено, что часто встречающимися дефектами, по причине которых кристаллизаторы снимаются с эксплуатации, является износ боковин нижней части охлаждающих плит глубиной более чем на 2,7 мм. На рис. 5 представлена фотография такой плиты.

На рис. 6 приведена схема распределения износа на рабочей поверхности узких стенок кристаллизаторов, где каждая линия показывает увеличение износа на 0,5 мм [15]. Наличие таких дефектов делает недопустимым их дальнейшую эксплуатацию и требует замены. Разрабатывалась технология ремонта медных плит, имеющих указанные дефекты методом СТП. Восстановление геометрии плит выполняли торцом вращающегося инструмента, имеющего выступающий штырь, который, проникая сквозь наплавляемый (присадочный) металл, перемещаясь, смешивал наплавляемый металл с металлом основы [15].

Материал инструмента для СТП подбирался жаростойкий и жаропрочный, что позволило ра-

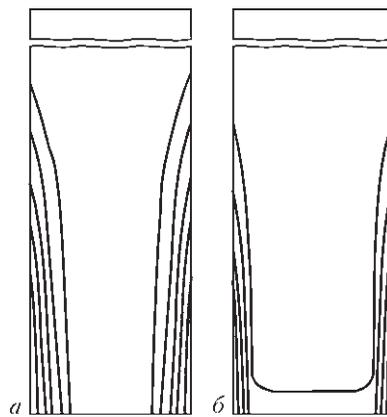


Рис. 6. Распределение износа на рабочей поверхности узких стенок опытного (а) и типового (б) кристаллизаторов (каждая линия — увеличение износа на 0,5 мм) [14]

ботать при температурах до 1000 °С, при которых происходит пластификация меди.

Проведение технологии восстановления осуществлялось достаточно просто. На отремонтированный участок сегмента медной плиты, предварительно отфрезерованный до определенного уровня, накладывается медная пластина требуемого состава и формы, и надежно закрепляется с помощью струбцины. Затем вращающийся цилиндрический инструмент из твердых сплавов с выступающим штырем внедрялся в пластину, создавая перемешивание металла пластины с металлом основы.

На рис. 7 приведены этапы нанесения медного слоя на медную плиту. Видно, что структура нанесенного слоя металла плотная, трещины, непровары и поры отсутствуют. Металлографические исследования подтверждают этот вывод. Замеры микротвердости нанесенного слоя меди показали идентичность его твердости восстанавливаемой плиты. Растворения кислорода в наплавочном слое не наблюдалось. Подобным образом при необходимости наносили медь на всю поверхность плиты (рис. 8). Заключительным этапом восстановления медных плит кристаллизаторов является нанесение слоя никеля Ni (3 мм) методом СТП.

Для нанесения на медную плиту никеля, имеющего более высокую температуру плавления по сравнению с медью, понадобилось использовать не только другие материалы для инструмента, но



Рис. 7. Этапы нанесения медного слоя на медную плиту: а — плита с тонким медным листом; б — процесс наплавки; в — внешний вид восстановленной плиты после шлифовки



Рис. 8. Нанесенный на плите МНЛЗ слой меди (5 мм) методом СТП без водяного охлаждения



Рис. 9. Процесс нанесения слоя никеля (3 мм) на медную плиту МНЛЗ методом СТП



Рис. 10. Общий вид медной плиты с нанесенным никелевым покрытием после шлифовки

и изменить его конструкцию. Лучшие результаты показывают твердые сплавы типа ВК, ТК и кубического нитрида бора.

Такие инструменты имеют повышенную прочность и жаропрочность, что позволяет их использовать до температур 1000...1200 °С. Нанесение проводили на установке для восстановления медных плит. Для уменьшения окисления инструмента в процессе работы использовали охлаждающий обдув его инертным газом (рис. 9).

После нанесения никеля поверхность плиты МНЛЗ шлифуется (рис. 10).

Выводы

1. Показана возможность нанесения слоя меди и никеля на медные плиты, что может быть использовано при их восстановлении и упрочнении для повышения ресурса работы.

2. Разработана технология локального и общего ремонта медных плит МНЛЗ с использованием метода СТП.

3. Доработаны чертежи, форма и состав материалов для инструмента применительно к методу СТП.

4. Данная технология позволила отремонтировать дефекты медных плит и нанести слои меди и никеля.

1. *Pat. 9125978.8 J.B., МПКСТ GB92. Friction stir butt welding / W.M. Thomas. – Publ. 01.12.91.*
2. *Виль В.И. Сварка трением металлов. – Л.: Машиностроение, 1970. – 176с.*
3. *Сварка трением: Справочник / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, Р. Михальски и др. – Л.: Машиностроение, 1987. – 236 с.*
4. *Okamura H., Aota K., Ezumi M. Friction stir welding of aluminum alloy and application to structure // J. of Jap. Institute of Light Metals. – 2000. – 50, № 4. – P. 166–172.*
5. *Arbegast W.J. Friction stir welding. After a decade of development // Welding J. – 2006. – 85, № 3. – P. 28–35.*
6. *Watanabe H., Takayama H., Yanagisawa A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding // J. of materials proc. technology. – 2006. – 178. – P. 342–349.*
7. *Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy / T. Hirata, T. Oguri, H. Hagino et al. // Materials Sci. and Eng. – 2007. – A456. – P. 344–349.*
8. *Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding / W.-B. Lee, M. Schmuecker, U.A. Mercardo et al. // Scripta Mater. – 2006. – 55. – P. 355–358.*
9. *Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy / A. Kosta, R.S. Coelho, J. dos Santosb, A.R. Pyzallac // Ibid. – 2000. – 66. – P. 953–956.*
10. *Kwon Y.J., Shigematsu I., Saito N. Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminium alloys // Materials Letters. – 2008. – 62. – P. 3827–3829.*
11. *Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Materials Sci. and Eng. A. – 2011. – 528. – P. 4683–4689.*
12. *Saeida T., Abdollah-Zadehb A., Saqzarib B. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding // J. of Alloys and Compounds. – 2010. – 490. – P. 652–655.*
13. *Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Materials Sci. and Eng. A. – 2011. – 528. – P. 4683–4689.*
14. *Радиальный слябовый кристаллизатор с щелевыми каналами и никелевым покрытием стенок / А.А. Макрушин, А.В. Куклев, Ю.М. Айзин и др. – М: Metallurgizdat, 2005. – С. 38–41.*
15. *К вопросу об упрочнении медных стенок кристаллизаторов МНЛЗ / Г.М. Григоренко, В.И. Зеленник, П.М. Кавуненко, М.А. Полещук и др. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника, технология его изготовления и применения. Вып.15. – Киев: Логос, 2012. – С. 548–552.*

Поступила в редакцию 10.04.2015

ПУТИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ТОНКИХ СТАЛЬНЫХ ДИСКОВ

Ч.В. ПУЛЬКА, О.Н. ШАБЛИЙ, В.Н. БАРАНОВСКИЙ, В.С. СЕНЧИШИН, В.Я. ГАВРИЛЮК

Тернополь. нац. техн. ун-т им. И. Пулюя. 46001, г. Тернополь, ул. Русская, 56. E-mail: v_gavryliuk@mail.ru

Рассмотрены существующие технологические схемы индукционной наплавки рабочих органов сельскохозяйственных машин. Наилучшие результаты обеспечивает непрерывная индукционная наплавка с использованием кольцевого двухвиткового индуктора, теплового и электромагнитного экранов, горизонтальной вибрации и вращения наплавляемой детали. Применение разработанных технологических схем и оборудования для индукционной наплавки тонких дисков позволяет повысить производительность труда, экономить электроэнергию, улучшить микроструктуру, повысить износостойкость и стабильность толщины наплавленного слоя, а также снизить остаточные напряжения и деформации дисков. Библиогр. 16, рис. 6.

Ключевые слова: индукционная наплавка, наплавочные материалы, технология наплавки, двухвитковый индуктор, тепловой и электромагнитный экран

В основе индукционной наплавки лежит нагрев и расплавление присадочного материала под действием токов высокой частоты [1–3]. Этот процесс является наиболее технологичным для некоторых типов деталей по причине несложного оборудования, простоте самого процесса наплавки и, как следствие, отсутствия необходимости в высокой квалификации наплавщиков. Наибольшее распространение индукционная наплавка получила, в частности, при наплавке рабочих органов сельскохозяйственных и дорожных машин и в некоторых других отраслях народного хозяйства (рис. 1).

С учетом роста потребностей производства способ индукционной наплавки постоянно совершенствуется в следующих направлениях: повышение производительности процесса и износостойкости наплавленного металла, оптимизация режимов индукционного нагрева, совершенствование конструкции индукторов и систем экономии энергии при наплавке дисков произвольных диаметров и размеров зоны наплавки.

Целью данной работы является анализ результатов научных исследований по вышеуказанным направлениям, совершенствование процесса индукционной наплавки на примере тонких фасонных дисков ножей-ботворезов (рис. 1, е).

На производстве при упрочнении ножей-ботворезов, которые имеют сплошную режущую кромку, используют непрерывно-последовательную наплавку с

помощью сегментного индуктора (рис. 2, а). При этом индуктор крепится неподвижно к высокочастотному генератору, а наплавляемая деталь вращается относительно индуктора.

Преимуществами этого способа являются технологическая гибкость и возможность произво-

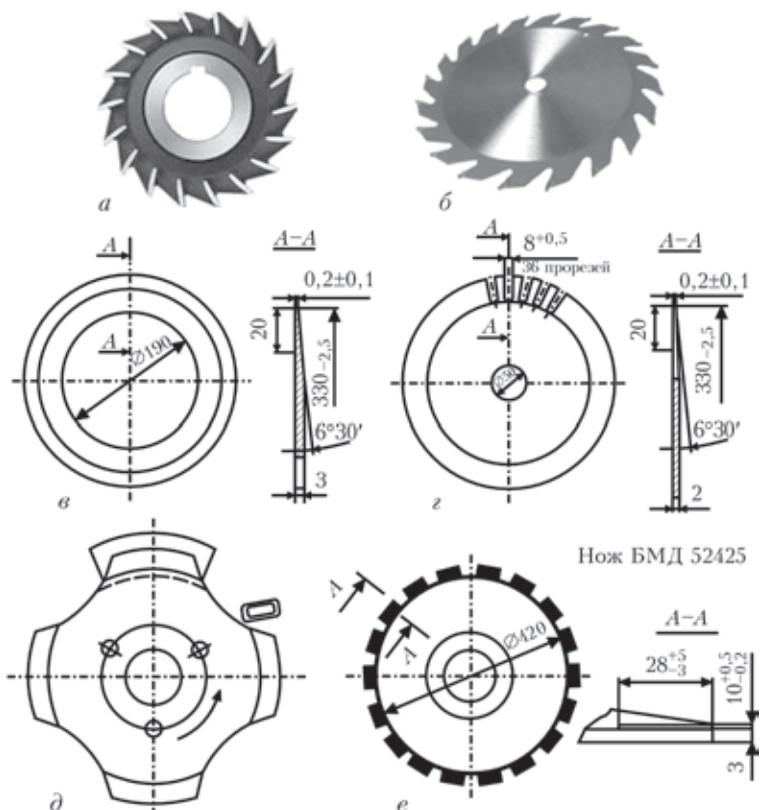


Рис. 1. Тонкие диски, подлежащие наплавке: а — дисковая фреза; б — дисковая пила; в, з — соответственно не приводной и приводной диски для резки шифера; д — нож для среза подсолнуха; е — нож-ботворез БМД 52425

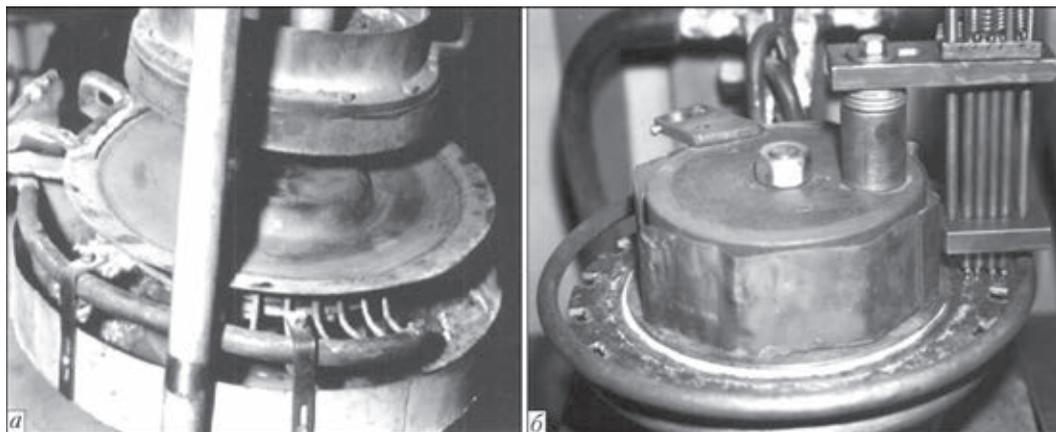


Рис. 2. Устройства для наплавки цельноштампованного сплошного ножа с помощью сегментного индуктора (а) и ножей-ботворезов зубчатой формы в двухвитковом кольцевом индукторе (б) [3]

дить наплавку деталей различных диаметров при относительно небольшой мощности. Однако эта технология имеет сравнительно низкую производительность и большую энергоемкость. Кроме того, в процессе наплавки деталь может деформироваться, что сказывается на стабильности толщины наплавленного слоя, а для устранения деформации диска необходима дополнительная операция рихтовки.

Для повышения производительности наплавки ножей-ботворезов зубчатой формы (рис. 2, б) предложена технология одновременной индукционной наплавки по всей рабочей поверхности с

шириной наплавки больше высоты зуба с использованием двухвиткового индуктора. В результате в четыре-пять раз увеличилась производительность наплавки.

В двухвитковом кольцевом индукторе ветки соединены между собой и с генератором в противофазе по току и магнитному потоку. При помощи такого соединения обеспечивается формирование электромагнитного поля только в зоне наплавки и равномерность распределения температуры на поверхности диска, где плавится шихта. Однако эта технология требует значительных затрат электроэнергии.

С целью экономии электроэнергии проведена оптимизация режимов подвода мощности к индуктору [4]. Показано, что одновременную наплавку дисков по всей рабочей поверхности можно производить как на постоянной удельной мощности за определенное время, так и при изменении ее по экспоненциальному закону (энергосберегающему режиму). При этом достигается экономия 15...25 % электроэнергии в зависимости от использованных наплавочных материалов. Так, например, при наплавке порошком сормайт ПГ-С1 экономия электроэнергии составляет 15 %, а при наплавке порошком ПГ-АН9 — 23 %.

В работе [5] была предложена методика расчета двухвиткового кольцевого индуктора, который обеспечивает реализацию метода одновременной наплавки тонких фасонных дисков зубчатой формы по всей рабочей поверхности по энергосберегающему режиму. Недостатком этой технологии является то, что ее можно использовать только для определенного диаметра дисков и ширины зоны наплавки. На практике бывают случаи, когда диаметры дисков и ширина зоны наплавки изменяются. Для этого нужно подбирать другие конструкции индукторов или специальных экранов, что связано с большими материальными и трудовыми затратами.

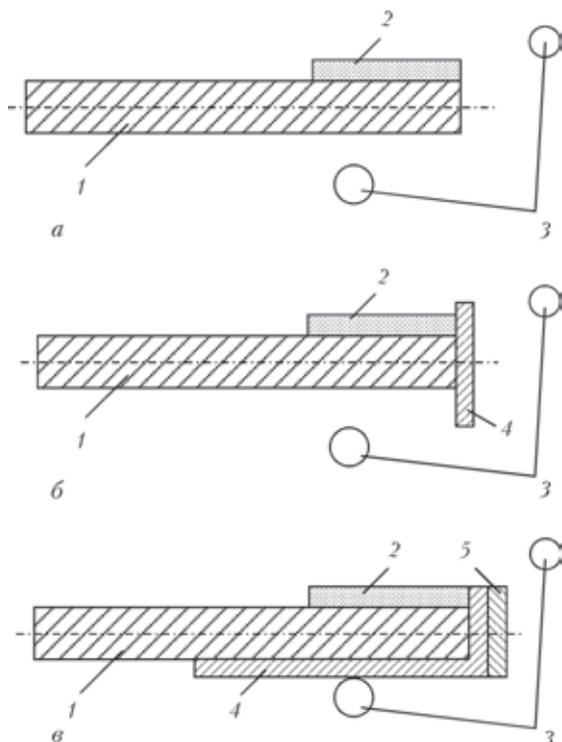


Рис. 3. Схемы расположения индукторов и специальных экранов при индукционной наплавке: а — традиционная схема; б — индуктор и электромагнитный экран; в — индуктор, тепловой и электромагнитный экраны (ИТЭЭ); 1 — деталь; 2 — шихта; 3 — кольцевой двухвитковый индуктор; 4 — тепловой экран; 5 — электромагнитный экран

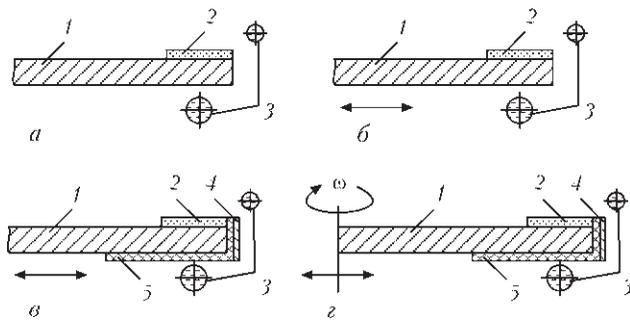


Рис. 4. Схемы индукционной наплавки, используемые при проведении исследований: *а* — без вибрации наплавляемой детали; *б* — с горизонтальной вибрацией наплавляемой детали; *в* — с горизонтальной вибрацией наплавляемой детали с использованием теплового и электромагнитного экранов; *г* — то же, но с дополнительным вращением наплавляемой детали; 1 — деталь; 2 — наплав-ленный слой; 3 — двухвитковый кольцевой индуктор; 4, 5 — соответственно электромагнитный и тепловой экраны. Стрелками показано направление приложения вибрации и вращения диска относительно вертикальной оси

Были проведены исследования и расчеты размеров индукторов и специальных экранов для различных случаев использования этих систем: при использовании только индуктора (рис. 3, *а*); индуктора и электромагнитного экрана (рис. 3, *б*); индуктора, теплового и электромагнитного экранов (рис. 3, *в*) [6–8].

В результате исследований получены данные, позволяющие определять размеры индукторов и экранов, а также ток для наплавки дисков зубчатой формы произвольных диаметров и размеров зоны наплавки: диаметры дисков 210...420 мм толщиной 2...6 мм, шириной и толщиной наплавленного слоя соответственно 10...50 и 1,0...1,5 мм.

Таким образом, при использовании той или иной нагревательной системы индукционной наплавки (рис. 3, *а–в*) инженер-технолог по заданному диаметру диска, ширине и толщине наплавленного слоя подбирает графически или по таблицам необходимые данные. Например, для первой схемы (рис. 3, *а*) необходимо ввести семь параметров по конструкции индуктора и его расположению

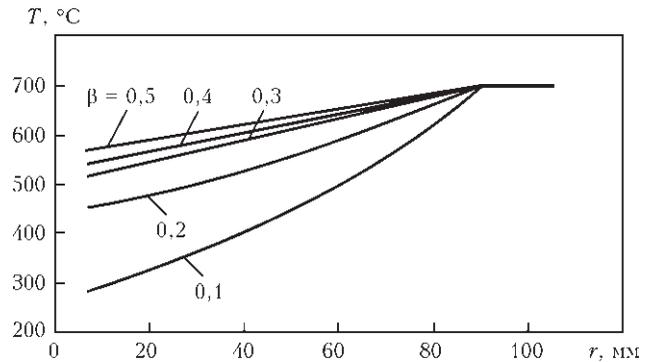


Рис. 5. Распределение температуры по радиусу диска в момент начала деформации системы основной металл–наплав-ленный металл как упругое тело при различных значениях коэффициента градиентности β

относительно детали, что сокращает сроки и материальные затраты на проведение экспериментов и внедрение новой технологии.

В частности, предложенная авторами технология (рис. 3, *в*) позволяет дополнительно экономить 12...14 % электроэнергии, повысить стабильность толщины слоя наплавленного металла на 10...15 % и сократить время наплавки диска с 32 до 22 с [9].

В дальнейшем для повышения износостойкости наплавленного металла было предложено ввести дополнительные технологические операции в процесс индукционной наплавки (рис. 4, *а–г*). При этом, учитывая небольшую толщину плоских дисков, большое внимание уделено остаточным напряжениям, деформациям и перемещениям, которые возникают после наплавки в зоне рабочей поверхности, имеющей разную ширину [10–13].

В работе [11] представлены результаты исследования влияния дополнительных технологических схем индукционной наплавки на стабильность толщины наплавленного слоя по четырем схемам. При наплавке по схеме рис. 4, *г* в поле допуска попадает 90 % замеров толщин наплавленного слоя, что на 22 % выше, чем при наплавке по схеме рис. 4, *а*. В этом случае более равномерная

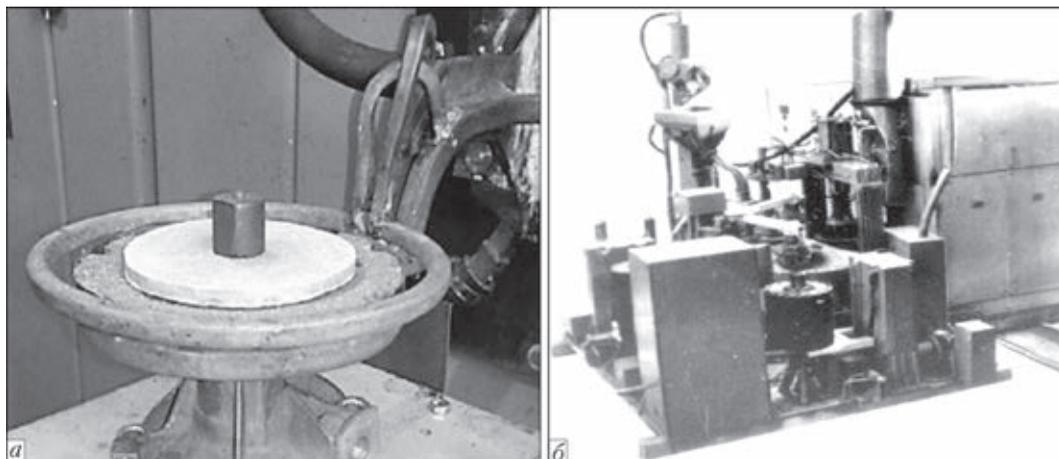


Рис. 6. Узел наплавки (*а*) и промышленная автоматическая поточная линия для наплавки ножей-ботворезов (*б*)

толщина наплавленного слоя достигается за счет совместного использования горизонтальной вибрации, тепловых и электромагнитных экранов, а также центробежных сил, обеспечивающих равномерное распределение жидкого металла в зоне наплавки.

В этих же работах показано, что максимальные остаточные напряжения σ_2 возникают в наплавленном слое непосредственно у границы его соединения с основным металлом. На границе с ненаплавленной зоной $\sigma_2 = 0,54\sigma_B$ при временном сопротивлении сормайт-1 σ_B около 150 МПа [13].

Разработанная технология (рис. 4, з) позволяет производить нагрев с низким уровнем градиентности температуры по радиусу диска (рис. 5). При горизонтальной и вертикальной вибрации детали с соответствующей амплитудой и частотой непосредственно в процессе наплавки удается оптимизировать микроструктуру наплавленного металла и повысить износостойкость наплавленного слоя типа сормайт-1 (порошок ПГ-С1) примерно в 1,5 раза.

Для реализации разработанных технологий создана промышленная автоматическая поточная линия для наплавки ножей-ботворезов (рис. 6, а, б) [14–16].

Для индукционной наплавки использовали высокочастотные генераторы типа ВЧИ 63/0,44, ВЧГ6-60/0,44, ВЧГ9-60/0,44 мощностью 60 кВт и частотой 440 кГц, так как толщина основного металла составляет 2...6 мм. В качестве наплавочного материала использовали шихту, состоящую из смеси порошка сормайт-1 ПГ-С1 и флюса.

Вывод

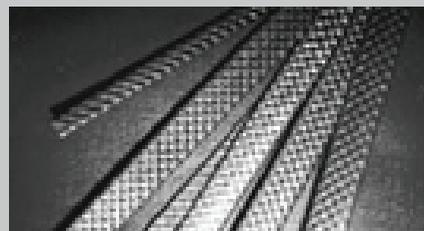
Применение разработанных технологических схем и оборудования для индукционной наплавки тонких дисков позволяет повысить производительность труда, экономить электроэнергию, улучшить микроструктуру, повысить износостойкость и стабильность толщины наплавленного слоя, а также снизить остаточные напряжения и деформации дисков.

1. *Ткачев В.Н.* Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. – М.: Машиностроение, 1971. – 264 с.
2. *Рябцев И.А., Сенченков И.К.* Теория и практика наплавочных работ. – Киев: ЭкоТехнологія, 2013. – 400 с.
3. *Пулька Ч.В.* Технологічна та енергетична ефективність індукційного наплавлення тонких сталевих дисків: Дис. ... д-ра техн. наук: 05.03.06. – Киев, 2006. – 368 с.
4. *Шаблій О.Н., Пулька Ч.В., Будзан Б.П.* Оптимізація енергозатрат при індукційній наплавці тонкостінних дисків // Автомат. сварка. – 1987. – № 1. – С. 36–39.
5. *Шаблій О.Н., Пулька Ч.В., Будзан Б.П.* Пути економії електроенергії при індукційній наплавці тонкостінних дисків // Там же. – 1988. – № 12. – С. 56–58.
6. *Шаблій О.Н., Пулька Ч.В., Письменний А.С.* Оптимізація конструктивних параметрів індуктора для індукційної наплавки тонких сталевих дисків // Там же. – 1997. – № 6. – С. 17–20.
7. *Шаблій О.Н., Пулька Ч.В., Письменний А.С.* Оптимізація параметрів індуктора для рівномірного нагріву дисків по ширині зони наплавки з урахуванням екранування // Там же. – 2002. – № 11. – С. 24–26.
8. *Шаблій О.Н., Пулька Ч.В., Письменний А.С.* Оптимізація індукційної наплавки тонких дисків з урахуванням теплового і електромагнітного екранування // Там же. – 2003. – № 9. – С. 22–25.
9. *Пулька Ч.В., Шаблій О.Н., Письменний А.С.* Вплив режимів індукційної наплавки на структуру і властивості наплавленого металу // Там же. – 2004. – № 10. – С. 19–21.
10. *Влияние вибраций детали в процессе наплавки на структуру и свойства металла / Ч.В. Пулька, О.М. Шаблій, В.С. Сенчишин и др.* // Там же. – № 1. – 2012. – С. 27–29.
11. *Влияние технологических схем индукционной наплавки на стабильность толщины наплавленного слоя / Ч.В. Пулька, В.С. Сенчишин, В.Я. Гаврилюк, М.С. Базар* // Там же. – 2013. – № 4. – С. 65–67.
12. *Остаточные перемещения тонких сталевых дисков при индукционной наплавке износостойкими порошкообразными твердыми сплавами / О.Н. Шаблій, Ч.В. Пулька, А.С. Письменний, В.М. Михайлишин* // Там же. – 1999. – № 9. – С. 55–57.
13. *Математичне моделювання виникнення залишкових напружень, деформацій та переміщень при індукційному наплавленні тонких сталевих дисків / О.М. Шаблій, М.С. Михайлишин, В.М. Михайлишин, Ч.В. Пулька* // Вісник Тернопіль. держ. техн. ун-ту ім. І. Пулюя. – 1998. – 3, № 4. – С. 5–12.
14. *Шаблій О.Н., Пулька Ч.В.* Технология и оборудование для индукционной наплавки тонких фасонных дисков // Автомат.сварка. – 1994. – № 5-6. – С. 48–50.
15. *Пулька Ч.В., Гаврилюк В.Я., Сенчишин В.С.* Совершенствование оборудования и технологии индукционной наплавки // Свароч. пр-во. – 2013. – № 4. – С. 27–30.
16. *Пат. 94727 UA, МПК В23К 13/00.* Автоматична поточкова лінія для наплавлення тонких дисків / Ч.В. Пулька, В.Я. Гаврилюк, В.С. Сенчишин, М.В. Шарик; заявник і власник Тернопіль. нац. техн. ун-т ім. І. Пулюя. – Опубл. 25.11.2014, Бюл. № 22.

Поступила в редакцию 12.03.2015

Порошковые ленты

В ИЭС разработана широкая номенклатура порошковых лент для износостойкой наплавки, а также технология и оборудование для их производства. Предлагается два типоразмера лент сечением 16,5×4,0 и 10,0×3,0 мм.



ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ НА МИРОВОМ И РЕГИОНАЛЬНЫХ РЫНКАХ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ (Обзор)

А.А. МАЗУР, О.К. МАКОВЕЦКАЯ, С.В. ПУСТОВОЙТ, Н.С. БРОВЧЕНКО

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

Электродуговая сварка является одной из базовых технологий индустриальной экономики. Для промышленно развитых стран характерно устойчивое развитие сварочного производства, а также появление на рынке новых технологий и оборудования для сварки, а также новых материалов. Основными факторами широкого применения технологий сварки и наплавки порошковой проволокой в различных отраслях промышленности и строительства являются высокое качество сварных швов и производительность процесса сварки. В статье представлен проведенный анализ мирового и региональных рынков порошковой проволоки. В мире наблюдается устойчивый рост применения механизированной и автоматической сварки и наплавки порошковыми материалами. Для удовлетворения повышающегося спроса на порошковую проволоку на отдельных региональных рынках в ряде стран создаются новые производственные мощности для ее выпуска. Так, например, в Китае, где темпы развития сварочного производства намного опережают не только промышленно развитые страны, но и отдельные регионы, за последнее десятилетие введены в строй новые предприятия по выпуску порошковых сварочных и наплавочных материалов. Повышается уровень механизации и автоматизации дуговой сварки, как в отдельных странах, так и по миру в целом. Производственные мощности украинских производителей позволяют полностью удовлетворить спрос на внутреннем рынке в порошковой проволоке. Библиогр. 15, табл. 7, рис. 7.

Ключевые слова: сварка, сварочное производство, порошковая проволока, технологии, рынок, состояние, перспективы

Электродуговая сварка является базовой технологией создания неразъемных соединений металлов и неметаллов во многих отраслях промышленности и строительства. Поэтому повышение ее производительности и качества является одной из главных задач в сварочном производстве. Прорывом в совершенствовании процессов сварки электрической дугой было создание технологий и оборудования для механизированной и автоматической сварки и наплавки порошковыми проволоками и лентами, разработка высококачественных порошковых сварочных и наплавочных материалов. Уже более 60-ти лет весомый вклад в создание новых технологий и оборудования для механизированной и автоматической сварки и наплавки, разработку сварочных и наплавочных материалов, а также технологий и оборудования для их производства вносит Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

Мировой рынок. Несмотря на относительно высокую стоимость, порошковые проволоки все более востребованы на мировом рынке сварочных материалов. В виду широкого применения технологий сварки и наплавки порошковыми проволоками и лентами в экономически развитых странах их потребление в промышленности и строительстве ежегодно растет, несмотря на кратковременные спады в периоды кризисных явлений в мировой экономике. Так, например, во время фи-

нансового кризиса 2008–2009 гг. и, вызванного им экономического кризиса, объем рынка сварочных материалов сократился более чем на 30 % (такая тенденция наблюдалась и на рынке порошковой проволоки). Однако к 2011 г. уровень продаж сварочных материалов достиг докризисного уровня и в последующие годы его превысил. Согласно оценке ведущих аналитических компаний, таких как BCC Research, Transparency Market Research, стоимостный объем рынка сварочной техники в 2013 г. превысил 17 млрд дол. США. Согласно прогнозу этих компаний к 2020 г. объем рынка достигнет 24...25 млрд дол. США, а его ежегодный рост в 2014–2020 гг. ожидается на уровне 4,5...5,3 % [1, 2]. Данные о динамике стоимостного объема мирового рынка сварочной техники и его структуре в 2010–2012 гг. и прогнозе развития до 2017 г. [3] приведены на рис. 1. Одним из основных сегментов рынка сварочной техники является рынок сварочных материалов. В 2013 г. стоимостный объем рынка сварочных материалов достиг 8,75 млрд дол. США, что составляет более половины всего мирового рынка сварочной техники. Структура и динамика развития мирового рынка сварочных материалов в 2010–2017 гг. согласно оценке Frost&Sullivan [4] приведена на рис. 2.

В стоимостном выражении в структуре мирового рынка сварочных материалов порошковая

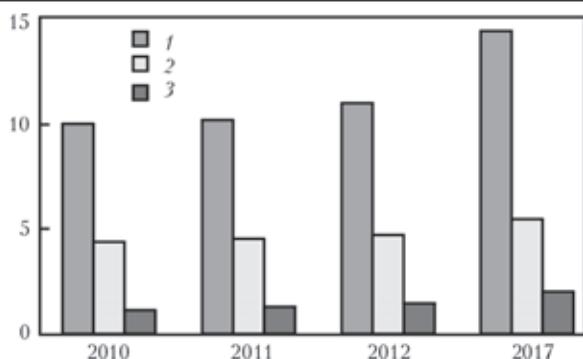


Рис. 1. Динамика роста мирового рынка сварочной техники в 2010–2017 гг., млрд дол. США: 1 — сварочные материалы, защитный газ, средства защиты; 2 — сварочное оборудование; 3 — автоматы/роботы, аксессуары

проволока составляет немногим более 20 %, но ежегодный темп роста ее доли уступает только сегменту сплошной проволоки. Стоимостный объем мирового рынка порошковой проволоки для сварки и наплавки в 2010 г. составлял 1,58 млрд дол. США, в 2012 г. — 1,81 млрд дол. США, а к 2017 г. достигнет 2,56 млрд дол. США [5].

В натуральном выражении объем мирового рынка сварочных материалов по данным японского издания Japan Welding News for the World в 2013 г. превысил 6,2 млн т, из которых около 14 % или 864 тыс. т составляет порошковая проволока. Данные о производстве порошковой проволоки в мире в 2011–2013 гг. приведены в табл. 1 [6, 7].

В промышленно развитых странах в структуре потребления сварочных материалов доля по-

Таблица 1. Мировой рынок порошковой проволоки в 2011–2013 гг.

Год	Рынок сварочных материалов		
	Мир, всего, тыс. т	Порошковая проволока, тыс. т	Доля порошковой проволоки, %
2011	5945,6	748,7	12,5
2012	6213,3	820,7	13,2
2013	6283,6	863,7	13,8

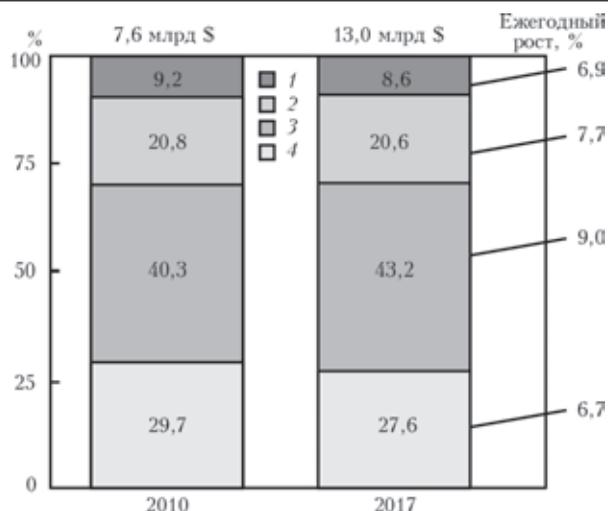


Рис. 2. Структура и динамика развития мирового рынка сварочных материалов в разрезе основных продуктивных сегментов (2017 г. — прогноз): 1 — проволока и флюс (SAW) 2 — порошковая проволока; 3 — сплошная проволока; 4 — электроды;

рошковой проволоки (%) составляет: Корея — 40,0; Япония — 35,9; Северная Америка — 22,1; ЕС — 19,1; Тайвань — 18,8.

Основными отраслями, в которых широко используются технологии сварки порошковыми сварочными материалами являются, в первую очередь, судостроение и строительство морских сооружений (платформ, причалов и др.), мостостроение, изготовление сосудов и контейнеров, промышленное строительство, энергетика, строительство трубопроводов. Структура потребления основных видов сварочных материалов в различных отраслях промышленности Японии [8] представлена на рис. 3.

В судостроении и нефтегазовом секторе доля механизированной сварки плавящимся электродом, выполняемой с применением порошковой проволоки, составляет почти 80 %. Так, например, при строительстве в Финляндии крупней-

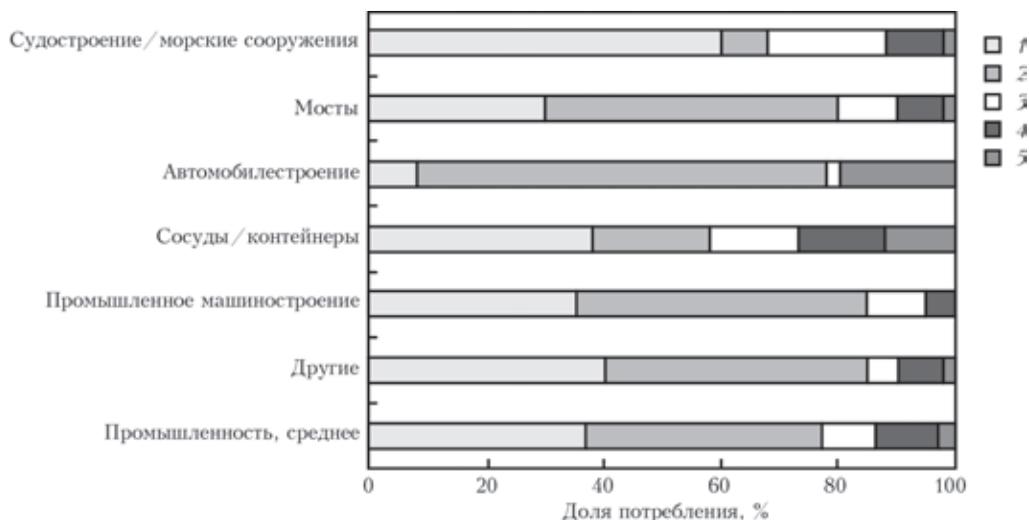


Рис. 3. Доля основных видов сварочных материалов в различных отраслях промышленности Японии: 1 — порошковая проволока; 2 — сплошная проволока; 3 — электроды; 4 — проволока и флюс (SAW)



Рис. 4. Крузизный лайнер Oasis of the Seas, 2009 г.

шего крузизного лайнера Oasis of the Seas длина сварных швов составила 2400 км. При постройке судна было израсходовано более 1000 кг сварных материалов. В процессе сборки и сварки конструкций корпуса лайнера 75 % сварных швов выполнены при помощи технологий сварки порошковой проволокой, а дуговой сваркой под флюсом и ручной дуговой — соответственно 15 и 9 % (рис. 4).

Широко применяется порошковая проволока и при строительстве разнообразных архитектурных сооружений из стальных строительных конструкций. Так, при строительстве стадиона Донбасс Арена (г. Донецк) порошковые сварочные материалы были применены для механизированной сварки в защитном газе и сварки под флюсом (рис. 5).

Новым направлением применения сварочных материалов для механизированной сварки в мостостроении является отказ от проволок сплошного сечения и внедрение нового поколения металлпорошковых проволок, созданных специально для стального мостостроения. Такая проволока была применена (рис. 6) при строительстве уникального стального моста вантово-балочной системы с арочным пилоном через Москву-реку (г. Москва), моста через бухту Золотой Рог во Владивостоке и др.

При изготовлении морских платформ и сопутствующего оборудования широкое применение нашли бесшовные порошковые проволоки рутитового типа с быстро затвердевающей шлаковой коркой, пригодные для сварки во всех пространственных положениях [9].

В настоящее время интенсивно растет спрос на сварочные и наплавочные материалы, применяемые в секторе ремонта и технического обслуживания, для сварки, пайки и поверхностного упрочне-



Рис. 5. Стадион Донбасс Арена (г. Донецк), 2009 г.



Рис. 6. Мостовой переход в р-не Серебряного Бора (г. Москва)

ния (наплавки), а также термического напыления (плазменного, газопламенного, высокоскоростного газопламенного (HVOF) и дугового). Стоимостный объем мирового рынка сварочных материалов для этого сектора составляет около 2 млрд дол. США и к 2017 г. ожидается ежегодный его рост на 4,5 %. В структуре рынка сварочных материалов для ремонта и технического обслуживания, согласно данным [10], на порошковую проволоку приходится 24 %, на сварочные электроды — 50 %, на сплошную проволоку — 24 % и проволоку для сварки под флюсом — 2 %.

Региональные рынки порошковой проволоки. Крупным сегментом мирового рынка сварочных материалов является азиатский регион. Рынок стран Азии составляет более 70 % мирового рынка сварочных материалов и 68 % мирового рынка порошковой проволоки. Доля рынка порошковой проволоки Европы и Северной Америки составляет соответственно по 12 %. Данные об объеме и структуре потребления основных видов сварочных материалов в ряде регионов мира приведены в табл. 2 [6, 7].

В настоящее время Китай стал лидером мирового и регионального потребления сварочных материалов и, соответственно, порошковой проволоки. Основную долю потребления сварочных материалов в Китае составляют все же покрытые электроды (46 %), но потребление в промышленности порошковой проволоки постоянно растет. В 2013 г. объем потребления порошковой проволоки составил 330 тыс. т или 38,2 % мирового потребления и в структуре потребления сварочных материалов она уже составляла 10 %.

Несмотря на рост в Китае производственных мощностей по выпуску порошковой проволоки, следует отметить значительное увеличение объемов ее импорта. Если до 2000 г. импорт порошковой проволоки составлял не более 40 % внутреннего производства, то с 2001 г. объем импорта порошковой проволоки начал превышать объемы производства и в настоящее время составля-

Таблица 2. Объем и структура потребления сварочных материалов в регионах мира в 2013 г.

Регион	Электроды		Проволока для сварки под флюсом и флюс		Сплошная проволока		Порошковая проволока		Всего	
	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%
Европа	58,3	11	68,9	13	296,8	56	106,0	20	530,0	100
Северная Америка	55,2	12	46,0	10	253,0	55	105,8	23	460,0	100
Центральная и Южная Америка	103,4	47	19,8	9	79,2	36	17,6	8	220,0	100
Россия (ТС)	105,6	48	30,8	14	66,0	30	17,6	8	220,0	100
Азия	1866,3	42	505,2	11	1508,5	34	583,6	13	4464,6	100
Средний Восток	95,0	50	19,0	10	58,9	31	17,1	9	190,0	100
Африка	82,5	55	12,0	8	43,5	29	12,0	8	150,0	100
Океания	23,0	46	4,5	9	18,5	37	4,0	8	50,0	100
Мир, всего	2 389,3	38	706,2	11	2324,4	37	863,7	14	6283,6	100

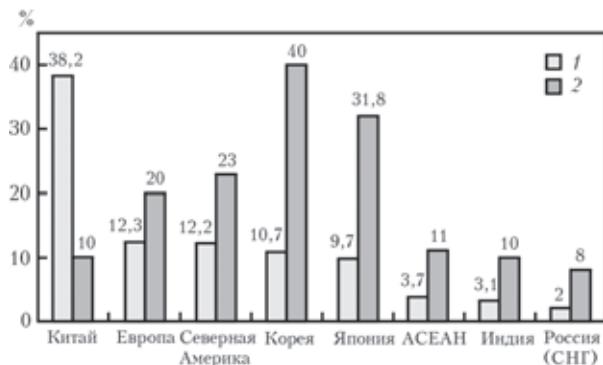


Рис. 7. Доля порошковой проволоки в структуре потребления регионов и стран — основных мировых потребителей порошковой проволоки, %: 1 — в структуре общемирового потребления порошковой проволоки; 2 — в структуре внутреннего потребления сварочных материалов

ет практически 100 % от объема производимой в стране порошковой проволоки.

На рис. 7 приведены данные, характеризующие долю потребления порошковой проволоки основных регионов и стран в мировом потреблении порошковой проволоки и долю потребления порошковой проволоки в структуре внутреннего потребления сварочных материалов.

Китай вырвался в лидеры мирового производства и потребления порошковой проволоки относительно недавно. Еще в 2002 г. объем производства порошковой проволоки в Китае не превышал 18 тыс. т, а потребления — 35 тыс. т. Тогда как в это время Япония уже производила около 90 тыс. т порошковой проволоки, из которых 16 тыс. т — экспортировала. Общий объем производства сварочных материалов в Японии в 2013 г. превысил 280 тыс. т, а потребления — 260 тыс. т, из которых 31,8 % (83 тыс. т) составляет порошковая проволока, 46,7 % — сплошная проволока.

Признанным лидером производства и потребления порошковой проволоки является Республика Корея. На мировой рынок сварочных материалов страна вышла относительно недавно, но ее рынок сварочных материалов развивался очень динамично. Так, за десятилетний период с 1995 г. количественный объем производства сварочных материалов в стране вырос в 5 раз и составил в

2005 г. около 300 тыс. т. При этом внутреннее потребление составляет 62 % выпускаемых сварочных материалов, 38 % — экспортируется [11]. Более 70 % производимых в стране сварочных материалов — это сплошная и порошковая проволока. Ведущий производитель сварочных материалов Кореи — компания Hyundai Welding Co Ltd входит в число 15 компаний — лидеров мирового производства сварочных материалов. Ее доля продаж на национальном рынке сварочных материалов составляет 45 %.

Объем европейского рынка сварочных материалов в стоимостном выражении составляет порядка 2,1 млрд евро и в последние годы имеет тенденцию к сокращению. В 2013 г. объем потребления сварочных материалов в странах Европы составил порядка 530 тыс. т, из которых 20 % составляет порошковая проволока.

Основными производителями и потребителями сварочных материалов в Европе являются Германия, Франция и Италия. Объемы производства основных видов расходных материалов для сварки, пайки, термического напыления в странах ЕС следующие (млн евро) [12]: Германия — 549; Франция — 238; Италия — 193; Великобритания — 137; Нидерланды — 73; Чехия — 7; другие — 830; ЕС (27) 2027.

Германия производит около трети от общего объема производства сварочных материалов в странах ЕС, а Германия, Франция и Италия вместе — почти половину выпуска всех расходных материалов в странах ЕС.

В структуре производства и применения сварочных материалов в странах ЕС доминирует сплошная проволока (почти 56 %), а на порошковую проволоку приходится около 20 %.

Оценить объем и структуру производства расходных материалов в Европе в 2011–2013 годах позволяют данные стоимостного и количественного объема производства сварочных материалов в Германии по отдельным группам продукции, которые представлены в табл. 3 и 4. Согласно данным этих таблиц объем производства сварочных материалов в стоимостном выражении в 2013 г. сократился почти

Таблица 3. Производство сварочных материалов в Германии в 2011–2013 гг., млн. евро

Сварочные и вспомогательные материалы	Объем производства, млн евро			Изменение 2013/2012, %
	2011	2012	2013	
- Сварочная проволока и лента (исключая проволоку и ленту с покрытием и наполнением)	271,5	255,3	245,6	-3,8
- Покрытые электроды для дуговой сварки	112,1	97,9	70,2	-28,2
- Порошковые проволоки для дуговой сварки	53,1	53,3	52,3	-1,9
- Прутки с покрытием для пайки и автогенной сварки	41,8	34,7	32,9	-5,2
- Вспомогательные расходные материалы для сварки и пайки металлов	144,4	148,9	149,6	+0,4
Всего	622,9	590,1	550,7	-6,7

Таблица 4. Производство сварочных материалов в Германии в 2009–2011 гг., тыс. т

Сварочные и вспомогательные материалы	Объем производства, тыс. т			Изменение 2009/ 2008, %
	2011	2012	2013	
- Сварочная проволока и лента (исключая проволоку и ленту с покрытием и наполнением)	129,2	111,0	108,8	-2,0
- Покрытые электроды для дуговой сварки	12,6	12,3	12,0	-3,0
- Порошковые проволоки для дуговой сварки	23,4	21,7	20,7	-5,0
- Прутки с покрытием для пайки и автогенной сварки	1,5	1,3	1,2	-8,0
- Вспомогательные расходные материалы для сварки и пайки металлов	46,0	53,5	50,9	-5,0
Всего	212,7	199,7	193,6	-3,0

на 7 %, а в натуральном выражении — на 3 %. По отдельным видам продукции, как например, по покрытым электродам сокращение в стоимостном выражении произошло на 30 % [10].

Опираясь на данные, представленные в табл. 3 и 4 и исходя из того, что Германия производит 30 % всего европейского объема производства сварочных материалов, стоимостный объем производства сварочных материалов в странах ЕС в 2013 г. составил почти 1,8 млрд евро, при этом было произведено около 645 тыс. т сварочных материалов.

Россия. Объем производства сварочных материалов в России постоянно сокращается. С 2001 г. производство сварочных материалов сократилось в 3 раза и в 2013 г. составило около 120 тыс. т, из которых 80 % — это покрытые электроды [13].

Объем производства порошковой проволоки не велик. В лучшие докризисные годы (2007 г.) он составлял около 5 тыс. т, при общем объеме производства сварочных материалов 320 тыс. т. В настоящее время по оценке производителей сварных конструкций в России промышленное производство порошковой проволоки налажено в основном на предприятии «ИнтерПро» (Орловская обл.). Основная причина сокращения мощностей — отсутствие качественного сырья и закрытие предприятий [14].

Россия наращивает импорт сварочных материалов, в том числе порошковой проволоки. Импорт сварочных материалов в 2001–2014 гг. вырос в 5,4 раза с 7,3 до 38,6 тыс. т, в том числе порошковой проволоки — почти в 3,6 раза с 1,5 до 5,4 тыс. т. Основными поставщиками порошковой проволоки являются компании ESAB (Китай), Lincoln

Electric (Китай), Hyundai (Ю. Корея), Kobelco (Голландия) [14].

Доля стран СНГ (включая Россию) в структуре мирового рынка сварочных материалов не превышает 3,5 %. Согласно данным японского издания The Japan Welding News for the World в 2013 г. количественный объем рынка сварочных материалов стран СНГ (включая Россию) составил

Таблица 5. Объем потребления сварочных материалов в мире и странах СНГ (включая Россию) в 2013 г.

Сварочные материалы	Мир		СНГ (включая Россию)	
	тыс. т	%	тыс. т	%
Покрытые электроды	2389,3	100	105,6	4,4
Порошковая проволока	863,7	100	17,6**	2,0
Проволока для сварки под флюсом	706,2	100	30,8	4,4
Сплошная проволока	2324,4	100	66,0	2,8
Всего	6283,6	100	220,0*	3,5

* Объем потребления сварочных материалов в Украине (исключая сварочный флюс) в 2013 г. составил 56 тыс. т.

** По данным ООО «ТМ. Велтек» производство порошковой проволоки в России составляет 2 тыс. т/год.

Таблица 6. Объем потребления сварочных материалов в странах СНГ (включая Россию) в 2011–2013 гг.

Сварочные материалы	2011		2012		2013	
	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%
Покрытые электроды	112,2	51	112,7	49	105,6	48
Порошковая проволока	13,2	6	18,4	8	17,6	8
Проволока для сварки под флюсом	30,8	14	32,2	14	30,8	14
Сплошная проволока	63,8	29	66,7	29	66,0	30
Всего	220,0	100	230,0	100	220,0	100

Таблица 7. Видимое потребление в Украине сварочных и присадочных материалов (по данным Госслужбы статистики Украины), тыс. т

Показатель	Всего	Проволока сварочная, обычная	Проволока сварочная, легированная	Порошковая проволока	Электроды сварочные	Флюсы сварочные
2011						
Производство	86,7	8,7	11,5	0,2*	43,0	25,1
Экспорт	28,1	-	2,2	0,6	8,1	17,2
Импорт	10,8	-	6,4	0,6	1,1	2,7
Видимое потребление	69,4	8,7	15,7	0,2	36,0	10,6
2012						
Производство	78,2	7,7	10,0	0,2*	38,6	21,7
Экспорт	25,6	-	2,3	0,6	7,0	15,7
Импорт	10,2	-	7,0	0,5	1,2	1,5
Видимое потребление	62,8	7,7	14,7	0,1	32,8	7,5
2013						
Производство	77,9	7,5	10,0	0,2*	40,4	19,8
Экспорт	27,2	-	1,6	0,3	10,5	13,9
Импорт	12,7	-	8,6	0,5	1,4	1,6
Видимое потребление	63,4	7,5	17,0	0,4	31,3	7,5

* По данным ООО «ТМ. Велтек» объем выпуска порошковой проволоки в Украине составляет около 1,5 тыс. т/год.

220 тыс. т. В табл. 5 и 6 приведены данные объема и структуры потребления сварочных материалов в странах СНГ в 2011–2013 гг. [6, 7].

В рамках разрабатываемой ныне программы импортозамещения в России начаты работы по оценке возможности наращивания собственного производства сварочных материалов. Однако если в отношении сварочных электродов и сплошной проволоки экспертами отмечается возможность наладить выпуск этих видов сварочных материалов требуемого качества, то в наращивании объемов производства порошковой проволоки вопрос остается открытым. **Украина.** Экономика Украины – одна из наиболее пострадавших от кризиса в Европе. В период 2008–2009 гг. падение промышленного производства превысило 30 %. Общее состояние экономики отразилось на объеме производства и потребления сварочной техники, включая сварочные материалы. Их объем производства сократился в период 2008–2009 г. на 40 %.

В последующие годы объем производства сварочных материалов начал восстанавливаться, но уровня 2007 г. (111,4 тыс. т) не достиг. В 2013 г. объем производства сварочных материалов в Украине составил 80 тыс. т, из которых 40 % составляют сварочные электроды и 20% — флюс. Производство порошковой проволоки в Украине составляет около 1500 т/год. Объемы экспорта и импорта составляют около 600 т/год. В табл. 7 представлены данные Украинского комитета статистики, и Института электросварки им. Е.О. Патона, показывающие объемы производства, потребления и торговли основными видами сварочных материалов в Украине в 2011–2013 гг. [15].

Потребление сварочных материалов в 2011–2013 гг. сократилось на 28 %. Основную долю импорта составляет сплошная легированная проволока, а основную долю экспорта — плавные флюсы. Следует отметить, что, не смотря на существенное снижение производства и потребления сварочных материалов, на протяжении уже многих лет Украина имеет положительный торговый баланс сварочными материалами.

Выводы

Сварка является базовой технологией во многих отраслях промышленности и строительстве. Динамика мирового производства и потребления конструкционных материалов позволяет сделать прогноз об увеличении объемов мирового сварочного производства в ближайшем будущем, невзирая на временные кризисные явления в экономике отдельных стран и регионов, спрос на сварочные материалы будет увеличиваться.

Анализ мирового и региональных рынков порошковой проволоки показал, что в мире наблюдается устойчивый рост применения механизированной и автоматической сварки порошковыми сварочными и наплавочными материалами и увеличение их производства за счет ввода новых производственных мощностей для удовлетворения повышающегося спроса.

Высокая производительность и качество сварных швов определяют широкое применение технологий сварки и наплавки порошковой проволокой в различных отраслях промышленности экономически развитых и ряда развивающихся стран.

Международная конференция «НАПЛАВКА»

Имеющиеся в Украине производственные мощности позволяют полностью удовлетворить внутренние потребности в порошковой проволоке.

1. *Welding products market is set to reach USD 23.78 billion by 2010.* Режим доступа: <http://www.rtransparencymarket-research.com>.
2. *Victor Technology Group, Inc. Annual report 2013.* Режим доступа: <http://www.victortechnologies.com>
3. *Welding equipment and supplies: The global market.* Режим доступа: <http://www.bccresearch.com>
4. *Sudhakar Ruth Sudhakar. Key growth accelerators for the global welding consumables market.* Режим доступа: <http://www.frost.com>
5. *Multiple benefits to underpin appeal of flux-cored wires // Welding and Cutting.* – 2013. – № 5. – P. 286.
6. *General description for welding consumables // The Japan Welding News for the World.* – 2014. – № 67. – P. 4–5.
7. *General description for welding consumables market // Ibid.* – 2012. – № 59. – P. 5–6.
8. *Morimoto T. Developments in flux-cored wire for gas-shielded arc welding // Kobelco Technology Review.* – 2005. – № 26. – P. 49–53.
9. *Розерт Р., Карасев М.В. Порошковые проволоки – тенденции, развитие и их применение в промышленности // Матер. Междунар. науч.-техн. конф. «Сварочные материалы – 2012».* – С.-Петербург. – 2012. – С. 220–230.
10. *Chauhan A. Welding requirements for repairs and maintenance increased adoption of preventive maintenance leads the market for welding //* Режим доступа: <http://www.frost.com>
11. *Cho Seon Mook. State-of-the-art of welding materials and instrument in Korea // J. of Japan Welding Society.* – 2005. – 74, № 1. – P. 18–19.
12. *Schweißen und Schneiden 2013 – KeingutesJahr // Schweißen und Schneiden.* – 2014. – № 66 (9). – S. 500–513.
13. *Сидлин З.А. Состояние производства сварочных материалов в России // Автомат. сварка.* – 2009. – № 2. – С. 31–34.
14. *UNCOMTRAD.* Режим доступа: <http://comtrade.un.org>
15. *Економіко-статистичний огляд зварювального виробництва і ринку зварювальної техніки України в 1990–2013.* – Київ : Вид-во ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2014. – 71 с.

Поступила в редакцию 13.05.2015

ВОССТАНОВЛЕНИЕ СВАРКОЙ цельнолитых узлов и деталей производственного оборудования



Контакты: ИЭС им.Е.О. Патона,
факс: (044) 528-04-86, E-mail: office@paton.kiev.ua

УДК 621.375.826

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ЭЛЕКТРОДНОЙ ПРОВОЛОКИ

С.Б. ШЕВЧЕНКО¹, И.В. КРИВЦУН¹, Л.Ф. ГОЛОВКО¹, А.Н. ЛУТАЙ¹, В.П. СЛОБОДЯНЮК²

¹ НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, пр-т Победы, 37. E-mail: leongolovko@gmail.com

² ПАО «ПлазмаТек». 21036, г. Винница, Хмельницкое шоссе, 13/300.

Приведен анализ процессов изготовления проволочных электродов для полуавтоматической сварки, изучены структура, количественный химический и фазовый состав поверхностного слоя проволоки до и после нанесения медного покрытия, определены геометрические размеры, глубина расположения и относительное количество неметаллических включений в покрытии. Исследованы возможности удаления таких неметаллических включений лазерным излучением с длиной волны 10,6 мкм при различных параметрах обработки. Предложена технология лазерной очистки поверхности сварочной проволоки, которая выполняется перед нанесением медного покрытия. Для апробации результатов разработки в условиях, приближенных к производственным, разработан экспериментальный лазерный технологический комплекс. Библиогр. 10, рис. 15.

Ключевые слова: сварочная проволока, неметаллические включения, оксиды, лазерное излучение, поглощательная способность, температура, моделирование, нагрев, испарение, остаточные напряжения

Полуавтоматическая сварка проволочным электродом широко применяется в различных отраслях промышленности. При этом в качестве сварочного электрода наиболее часто используется стальная проволока диаметром 0,8...1,6 мм с медным гальваническим покрытием. Процесс сварки и ее качество в значительной мере зависят от однородности химического состава поверхностного слоя самой стальной проволоки и обусловленного этим качества медного покрытия.

В связи с этим, перед нанесением медного покрытия поверхность стальной проволоки подвергают различным способам очистки – очистка от ржавчины и смазки металлическими щетками одновременно при рядной намотке [1], механическая очистка путем протягивания ее через свивку из одного или нескольких витков самой сварочной проволоки (петля в виде «восьмерки») [2]. Наиболее приемлемым является процесс очистки повторным протягиванием через фильеры, но он значительно больше, чем в 2 раза, увеличивает себестоимость ее изготовления [1, 3]. К тому же, механическая очистка приводит к мгновенной коррозии очищенной поверхности, повышенному износу направляющих и концевника сварочного аппарата.

Химическая очистка также вызывает коррозию как самой проволоки, так и соприкасающихся с ней деталей оборудования. Для этих целей применяют способ электролитно-разрядной очистки, включающий катодную обработку сварочной проволоки в электролите — водном растворе хлорида или карбоната натрия [4].

В процессе волочения сварочной проволоки используется сухая смазка на основе солей жирных кислот. Наличие на проволоке остатков технологической смазки нарушает электрический контакт, что приводит к прерыванию дуги, ухудшению качества сварки.

Известно применение для очистки сварочной проволоки от остатков технологической смазки ультразвука [5]. При прохождении проволоки через ванну ультразвуковой очистки остатки технологической смазки и загрязнений размягчаются и смываются моющим раствором. При выборе моющего раствора учитывают, что моющие среды должны иметь высокую химическую активность, эффективно разрыхлять, разрушать или растворять остатки загрязнений. К тому же, при ультразвуковой обработке в жидких средах возникает явление кавитации — схлопывание газовых пузырьков, образующихся при сжатии и расширении жидкости. Кавитация сопровождается возникновением высоких мгновенных гидростатических давлений, которые отрывают прилипшие к поверхности металла частицы загрязнений. На степень ультразвуковой очистки сварочной проволоки от остатков технологической смазки оказывают влияние тип моющего средства, его концентрация и температура, скорость волочения. Немаловажное влияние на качество ультразвуковой очистки оказывает непосредственно скорость волочения. Так, при использовании одного и того же моющего средства и одинаковых концентраций и температур рабочего раствора результаты очистки проволоки на разных скоростях будут различ-

ны — остаточное количество технологической смазки будет тем меньше, чем ниже скорость волочения проволоки (речь идет о скоростях волочения 2...3 м/с).

Использование очищенной проволоки в современном сварочном оборудовании позволяет избежать нарушений электроконтакта в процессе сварки, а следовательно, прерывания дуги, повысить его стабильность, снизить влияние других факторов, ухудшающих качество сварного шва.

Приведенные выше данные свидетельствуют о том, что к настоящему времени разработан целый ряд различных способов очистки сварочной проволоки от различного рода загрязнений, позволяющих лишь частично снизить разбрызгивание материала электродов при сварке, но не решить проблему в целом.

Проблема повышения качества сварочной проволоки может решаться несколькими путями — усовершенствованием технологии нанесения высококачественного медного покрытия, значительным снижением шероховатости поверхности проволоки применением различного рода полировок, разработкой новых способов нанесения высокоэффективных защитных покрытий.

В настоящее время в основном используется дорогостоящая омедненная сварочная проволока. Основное назначение медного покрытия заключается в обеспечении хорошего электрического контакта при подаче сварочного тока на проволоку. Но с экологической точки зрения применение медного покрытия на сварочной проволоке приводит к опасному загрязнению производства и окружающей среды. Кроме того, при использовании омедненной проволоки снижается качество сварного шва.

В качестве альтернативы омеднению ведущие мировые производители освоили выпуск проволоки со шлифованной и полированной поверхностью. Ее стоимость на 5...8 % выше, чем омедненной. Недостатком полированной проволоки является интенсивное ее корродирование в атмосфере влажного воздуха.

Разработаны плазменно-дуговой и электроискровой способы обработки поверхности. Плазменно-дуговой способ позволяет экологически чисто, высококачественно и сравнительно дешево очищать и обезгаживать сварочную проволоку. При этом одновременно осуществляется ее термовакуумная обработка, что еще больше повышает качество сварки. Стоимость плазменно-дуговой очистки сварочной проволоки существенно ниже, чем кислотной или дуговой.

Перспективным представляется электроискровой метод очистки поверхности металла. Этот метод также является экологически чистым и экономически эффективным.

Анализ различных методов и устройств для очистки сварочной проволоки перед нанесением медного покрытия, приведенный в работе [6], показал на определенные перспективы применения для этих целей лазерной поверхностной обработки, чему и посвящено настоящее исследование.

Наиболее широко при механизированной сварке в защитных газах применяется сварочная проволока, получаемая холодным волочением горячекатаной заготовки из стали Св-08Г2С [7]. Заключительной операцией изготовления сварочной проволоки (перед ее намоткой на кассеты) является нанесение медного покрытия толщиной $h = 0,15 \dots 0,6$ мкм. Нижний предел толщины обусловлен формированием несплошного (островкового) слоя, верхний — снижением ударной вязкости и возникновением кристаллизационных трещин при превышении предельной концентрации меди в швах. Назначение медного покрытия — защитить сварочную проволоку от коррозии в среде атмосферных газов, уменьшить контактное сопротивление пары «электродная проволока — токоподводящий наконечник», улучшить условия первоначального возбуждения дуги, уменьшить изнашивание рабочего канала медного токопроводящего наконечника. Перечисленные функциональные характеристики медного покрытия определяются степенью однородности слоя и его адгезией. Последнее особо важно при использовании при сварке различных подающих механизмов, работа которых во многом зависит от адгезии медного покрытия, которая, в свою очередь, определяет устойчивость горения дуги [8]. В ИЭС им. Е.О. Патона исследовалось медное покрытие на сварочной проволоке, полученное методом электролитического осаждения в растворе медного купороса [8]. Выявлено, что непосредственно после осаждения слой меди имел значительную концентрацию пор и микротрещин. Деформация покрытия в волоке с применением смазки, которая, как предполагалось, закроет дефекты, не улучшила качество слоя.

В связи с этим на первом этапе данной работы необходимо провести детальный анализ дефектов медного покрытия, выявить причины и механизмы их возникновения и разработать на этой основе высокоэффективный способ и оборудование для существенного повышения качества сварочной проволоки.

Материалы и методика исследования. Изучали три типа объектов: омедненная проволока диаметром 1 мм после протяжки в последней волоке; проволока без покрытия диаметром 1 и 3 мм непосредственно после волочения; проволока диаметром 1 мм после полирования.

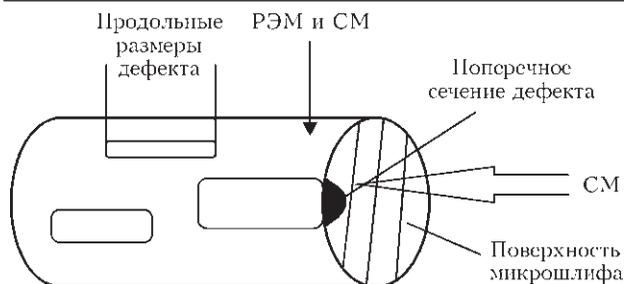


Рис. 1. Схема съемок объекта

Исследования проводили на металлографическом микроскопе МИМ-8 с использованием WEB-камеры с разрешением 3 мпс. Для выявления неметаллических включений кроме белого использовался поляризованный свет. Известно, что в указанном свете неметаллические включения видны на микрофотографиях как светлые области на темном фоне. Анализировались два типа поверхностей — поверхности микрошлифов и поверхности проволоки без какой-либо подготовки. Микрошлифы готовились в плоскости, перпендикулярной оси проволоки, и в плоскостях, образующих с осью угол примерно 30° (косой шлиф). В качестве травителя использовали 4 %-й раствор HNO₃ в спирте.

Цилиндрические поверхности исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) в отраженных и вторичных электронах. В определенных точках (диаметр электронного зонда примерно 50 нм) методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) проводился полный химический анализ. Микрофотографии анализировались по методикам, изложенным в работе [9].



Рис. 2. Микрофотография (x2000) поверхности медного покрытия (СМ)

На рис. 1 показана схема съемок микрофотографий при исследовании методами световой микроскопии (СМ) и РЭМ.

Результаты исследований и их обсуждение. На рис. 2 представлена микрофотография поверхности медного покрытия, полученная методом СМ. Покрытие неоднородно – наблюдаются участки, в которых отсутствует характерный для меди цвет.

Малая глубина резкости светового микроскопа не позволяет более подробно описать наблюдаемые дефекты слоя. На электронных микрофотографиях различных участков покрытия (рис. 3) наблюдается большое количество поверхностных дефектов, имеющих вытянутую форму с длинной осью, совпадающей с направлением протяжки проволоки через волоку. Существенное различие в контрасте микрофотографий, полученных во вторичных (рис. 3, а, в) и отраженных электронах (рис. 3, б, г) объясняется следующими особенностями

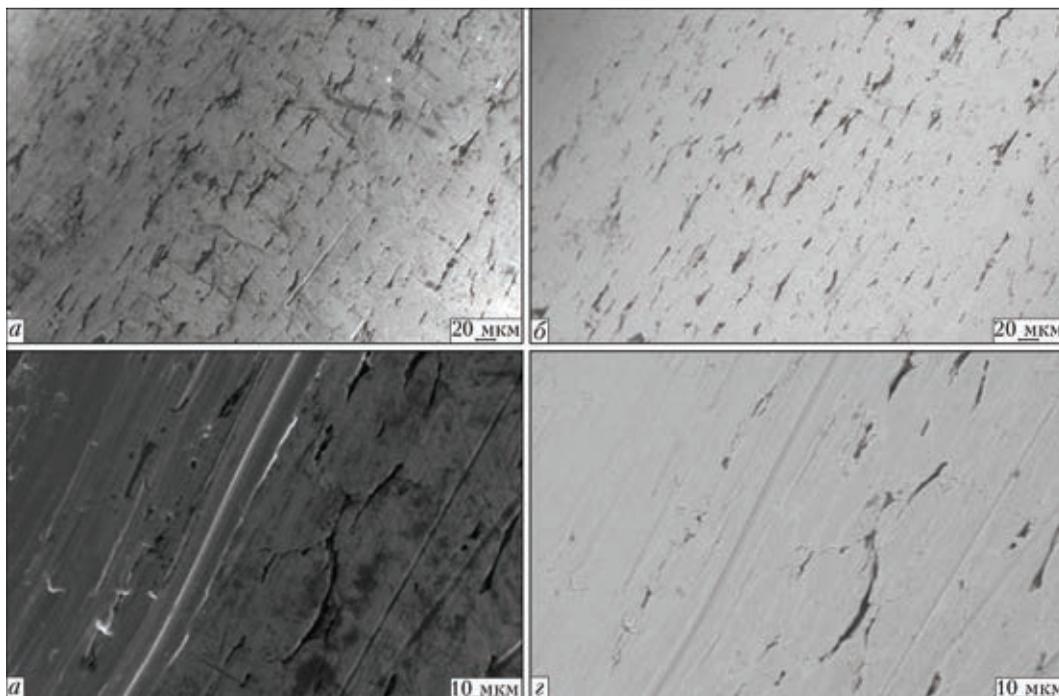


Рис. 3. Электронные микрофотографии различных участков медного покрытия: а, в — во вторичных; б, г — в отраженных электронах; а, б — x500; в, г — x2000

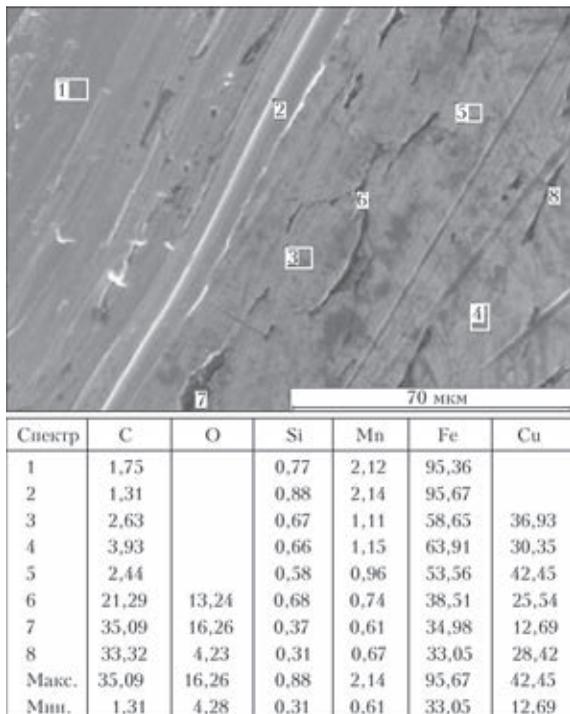


Рис. 4. Результаты рентгеноспектрального микроанализа химического состава участков, отмеченных на микрофотографии с помощью указанных методик. При съемке в отраженных электронах реализован способ регистрации электронов, минимизирующий топографическую составляющую контраста. Таким образом, на указанных микроснимках превалирует композиционный (фазовый) контраст — наиболее яркие участки микроснимка соответствуют областям образца, обогащенным более тяжелыми (с большей атомной массой) элементами.

Следовательно, светлые обширные области на рис. 3, б, г — это зоны меди либо поверхность стали. Определить какие участки соответствуют меди либо железу, основываясь лишь на различии в контрасте невозможно по причине близости атомных масс указанных элементов. Пятна и серый налет на микрофотографиях рис. 3, а, б — остатки рабочей смазки, используемой при волочении. Результаты рентгеноспектрального микроанализа химического состава различных участков

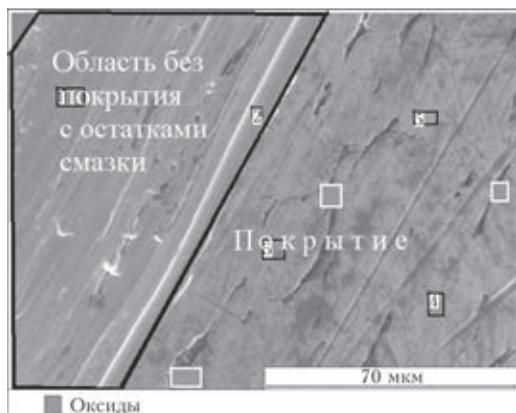


Рис. 5. Электронная микрофотография медного покрытия

образца (рис. 4) позволяют утверждать, что большая часть объемных дефектов представляет собой оксиды железа, покрытые тонким слоем меди. Более наглядно результаты РСМА представлены на рис. 5, из которого следует, что поверхность образца состоит из двух зон: область без следов покрытия, составляющая 38 % площади всей поверхности, и область покрытия с крупными включениями оксидов железа. Отсутствие покрытия на значительной площади поверхности, на наш взгляд, связано с недоброкачественной обработкой поверхности проволоки перед нанесением покрытия (неполное удаление смазки, недостаточное обезжиривание и т.д.).

Слабая адгезия покрытия на таких участках приводит к его удалению (сдиранию) при прохождении волокна.

Проанализируем возможные причины и механизмы появления оксидов железа в поверхностном слое проволоки. Первая — горячекатаная заготовка имеет на поверхности окалину, которая при протяжке прессовывается (вминается) в сталь.

В работе [10] исследовался фазовый состав окалины на катанке из стали Св-08Г2С и методы ее удаления. Показано, что если механическое удаление окалины проводить при температуре существования вюстита (FeO), т. е. при $t \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$, то оксид удаляется полностью. Именно такая технология удаления окалины реализована в объектах настоящего исследования. Учитывая высокую скорость волочения ($\sim 12 \text{ м/с}$), можно предполагать, что за счет сил трения в месте контакта заготовки с инструментом происходит нагрев до высоких температур, что приводит к окислению поверхности проволоки. Металлографические исследования поперечных сечений микрошлифов подтвердили, что дефекты имеют значительные

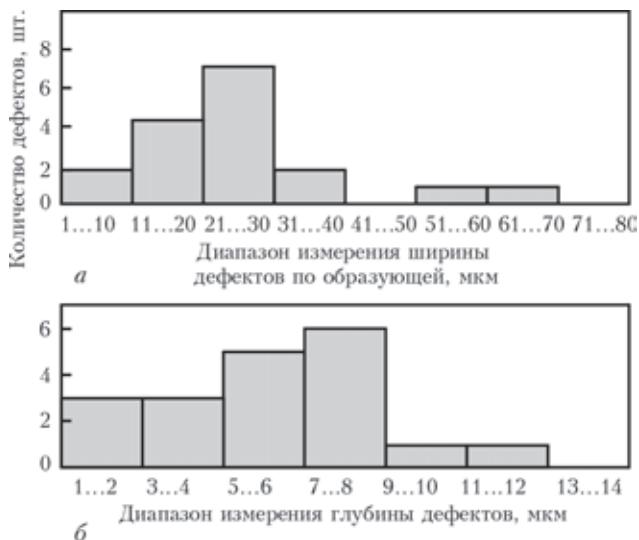


Рис. 6. Гистограммы линейных размеров дефектов: а — ширины; б — глубины поверхностных дефектов

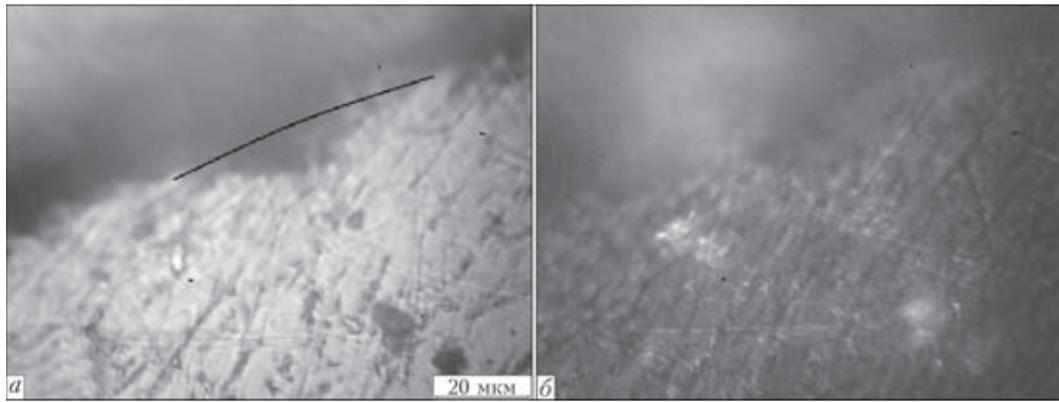


Рис. 7. Микрофотографии торцевой поверхности проволоки диаметром 3 мм в белом (а) и поляризованном (б) свете

размеры. О глубине и ширине дефектов можно судить по данным рис. 6.

Ясно, что оксиды подобных размеров не смогли сформироваться по отмеченному выше механизму. Как показал металлографический анализ поперечных микрошлифов проволоки диаметром 3 мм (рис. 7), оксиды указанных размеров существуют во внутренних объемах стали. Следовательно, исходная заготовка содержит оксиды железа, находящиеся на различном расстоянии от поверхности.

При прохождении каждой волоки на поверхность выходят оксиды, расположенные вблизи поверхности заготовки (рис. 8), тем самым увеличивая их концентрацию на поверхности. Подтверждением предложенного механизма дефектообразования является отсутствие следов пластической деформации, характерных для волочения сталей на поверхности дефектов. Следова-

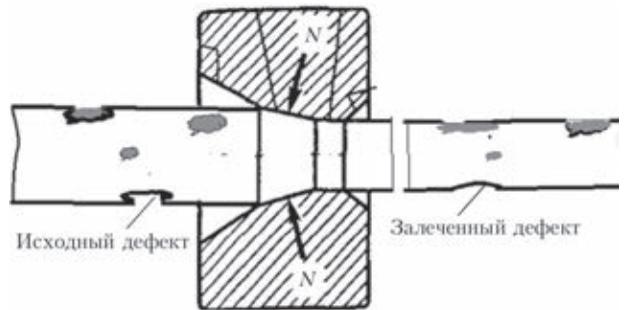


Рис. 8. Схема формирования дефектов на поверхности проволоки при волочении

тельно, волока непосредственно контактировала с оксидом.

В заключение отметим, что полировка проволоки конечного диаметра, существенно уменьшая шероховатость поверхности (рис. 9), никак не сказалась на концентрации поверхностных оксидов (рис. 10).

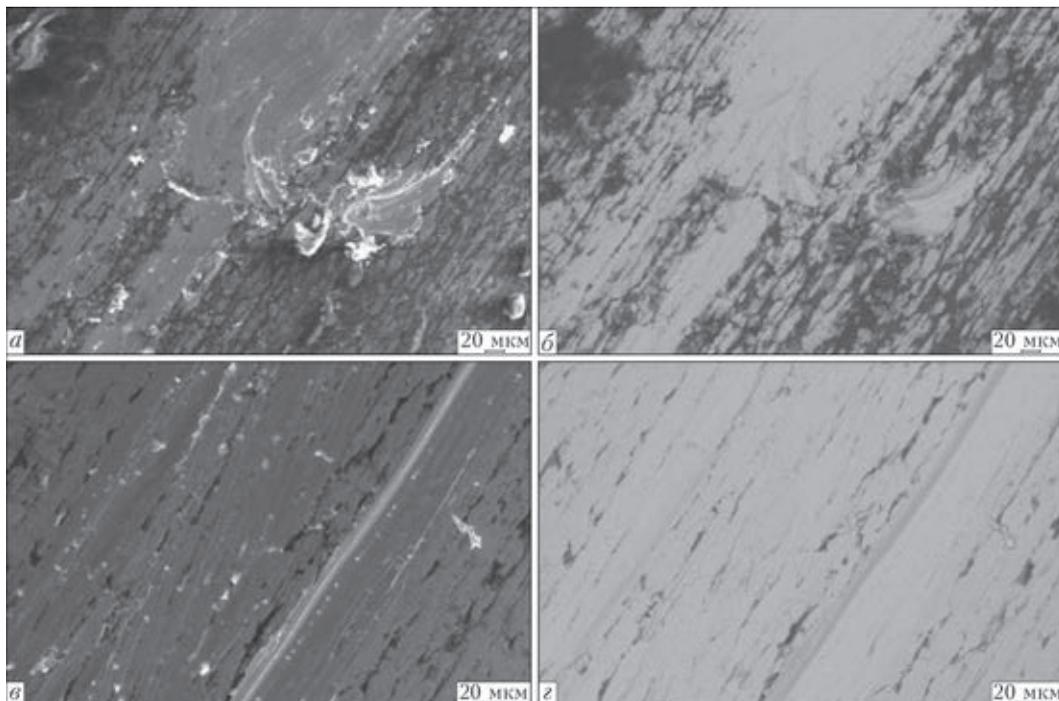
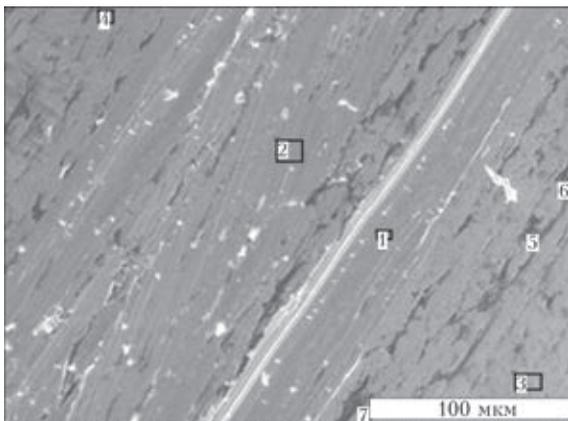


Рис. 9. Электронные микрофотографии поверхности проволоки диаметром 1 мм после волочки (а, б) и после последующего полирования (в, г)



Содержание химических элементов в спектрах полированной проволоки, мас. %

Спектр	C	O	Na	Si	Ca	Mn	Fe
1	1,40			0,80		2,29	95,52
2				1,15		1,99	96,86
3	4,93			1,19		1,80	92,08
4	1,66			0,76		1,85	95,73
5	51,89	9,75	0,51	0,47	1,86	0,75	34,77
6	48,07	8,43	0,36	0,47	1,33	0,72	40,62
7	37,59	5,41	0,43	0,27	0,78	0,99	54,52
Макс.	51,89	9,75	0,51	1,19	1,86	2,29	96,86
Мин.	1,40	5,41	0,36	0,27	0,78	0,72	34,77

Рис. 10. Результаты РСМА проволоки диаметром 1 мм после полирования

Анализ результатов проведенных исследований показал, что медное покрытие, нанесенное гальваническим способом на стальную сварочную проволоку Св-08Г2С, имеет значительное количество дефектов, которые и являются причиной разбрызгивания металла в процессе сварки.

Дефекты покрытия обусловлены двумя основными причинами — недостаточно чистой обработанной поверхностью проволоки перед нанесением покрытия и большим количеством неметаллических включений в ее поверхностном слое, концентрация которых меняется в широком диапазоне (от 20 до 40 %). Глубина залегания оксидов не превышает 20...30 мкм.

Высокая концентрация оксидов железа на поверхности проволоки окончательного диаметра обусловлена их последовательным выходом на

поверхность при прохождении волок. Полирование проволоки не сказывается на концентрации поверхностных оксидов железа.

Разработка экспериментального оборудования для лазерной обработки сварочной проволоки. Для оценки возможности удаления из поверхностного слоя сварочной проволоки неметаллических включений, которые располагаются в нем после последнего этапа волочения, проводили экспериментальные исследования, связанные с их обработкой лазерным излучением.

Известно, что инфракрасное излучение с длиной волны 10,6 мкм плохо поглощается металлами и хорошо диэлектриками (оксидами). Поэтому для избирательного удаления включений оксидов поверхность сварочной проволоки обрабатывали непрерывным излучением CO₂-лазера «Комета-2» с выходной мощностью 1200 Вт (рис. 11, а). Лазерное излучение с многомодовым распределением интенсивности TEM₂₀ фокусировалось на поверхности перемещающейся проволоки плоско-сферической линзой из КС1 с фокусным расстоянием 300 мм. При этом диаметр лазерного пучка в плоскости обработки составлял 1 мм. В зону действия лазерного пучка подавался защитный газ (аргон). Для ориентирования и перемещения сварочной проволоки относительно лазерного пучка было разработано специальное устройство, схема которого приведена на рис. 11, б. Устройство включает металлический корпус на четырех опорах 1, на котором смонтированы электрический двигатель с редуктором и принимающей кассетой 2, механизм фиксации кассеты с датчиком скорости перемещения проволоки 3. Проволока 4 принудительно с заданной скоростью сматывается с исходной кассеты 7, ориентируется направляющими роликами и подается в индуктор, где в атмосфере инертного газа с целью снятия остаточных напряжений осуществляется ее нагрев до температуры отпуска. На следующем этапе, при прохождении проволоки между следующими двумя парами роликов 5,

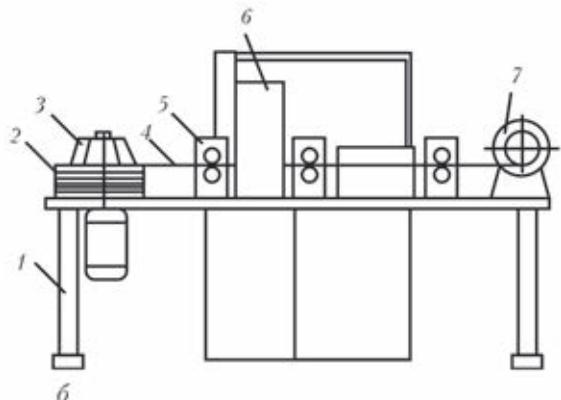


Рис. 11. Лазерная установка «Комета-2» (а) и схема устройства для ориентирования и перематки сварочной проволоки относительно лазерного пучка (б)



Рис. 12. Общий вид установки (а) и отдельных ее устройств, предназначенных для ориентирования (б) и перемотки (в) сварочной проволоки при обработке ее поверхности излучением CO_2 -лазера

которые ориентируют ее относительно оси сфокусированного лазерного луча б, производится ее облучение. В результате селективного поглощения, включения оксидов в результате испарения удаляются с поверхности проволоки. Для осуществления этой операции необходимо в станок для волочения проволоки встроить систему фокусирования лазерного излучения на базе тороидального зеркала.

Экспериментальные исследования проводили на несколько упрощенном экспериментальном стенде, общий вид которого, устройства для ориентирования и перемотки сварочной проволоки представлены на рис. 12.

Для точного базирования поверхности проволоки относительно оси лазерного пучка использовали специальные латунные фильеры. С целью исключения окисления облучаемой поверхности в зону действия лазерного пучка подавался защитный газ — аргон. Для наблюдения за процессом лазерной обработки проволоки использовали специальный микроскоп с WEB-камерой, подключенной к компьютеру, обеспечивающий 25...100-кратное увеличение изображения. Мощность лазерного излучения регулировалась в пределах 700...1200 Вт. Во время лазерной обработки проволока перематывалась с пассивной на бобину с приводом. Скорость перемещения проволоки относительно лазерного пучка менялась в диапазоне 1,5...3,5 м/мин.

Лазерной обработке подвергались два образца сварочной проволоки с диаметром 1,2 мм и длиной 10 м каждый. Один образец подвергался лазерной обработке только с одной стороны, другой — с двух противоположных сторон. В начале обрабатывалась одна сторона, затем проволока переворачивалась на 180° и облучалась другая.

В процессе лазерной обработки над облучаемой поверхностью проволоки непрерывно пульсировали вспышки увеличенной яркости, что, очевидно, обусловлено испарением оксидов.

После лазерной обработки из двух видов проволоки вырезали и исследовали образцы, которые

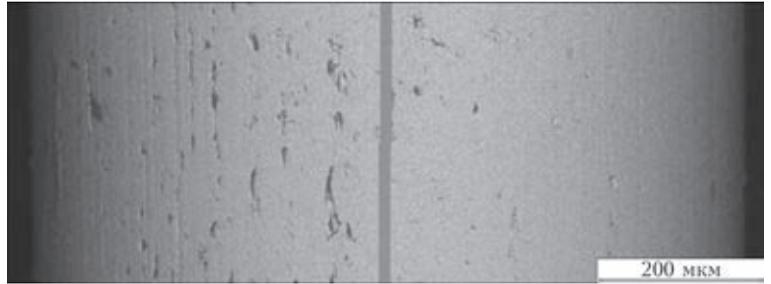


Рис. 13. Электронная микрофотография поверхности медного покрытия на проволоке, обработанной (правая сторона) и необработанной (левая) лазерным излучением

изучали методами световой и растровой электронной микроскопии. Основная часть двух образцов проволок подвергалась меднению в условиях производства.

Результаты исследования качества медного покрытия на сварочной проволоке, предварительно подвергнутой лазерной обработке. На рис. 13 приведена электронная микрофотография поверхности покрытия, включающая зону, обработанную лазерным излучением (правая сторона) и зону, не подвергавшуюся лазерной обработке (левая сторона). Видно, что предварительная лазерная обработка поверхности проволоки приводит к формированию покрытия со значительно меньшим количеством дефектов. Их наличие вблизи линии раздела (серая полоса, рис. 13 и зона 2, рис. 14) на обработанной стороне объясняется неравномерностью распределения плотности мощности излучения по цилиндрической поверхности проволоки. Центральная часть ее облученной зоны 1 (рис. 14) практически не содержит таких включений. Такая неравномерность распределения включений легко устраняется применением лазерного пучка с тороидальным распределением интенсивности.

Анализируя данные результаты, целесообразно выяснить, что представляют собой дефекты обработанной зоны, есть ли в них остатки оксидов и есть ли на дефектах обеих зон покрытие.

Для ответа на указанные вопросы проводился микрорентгеноспектральный химический анализ дефектов. Объект вращался относительно оси

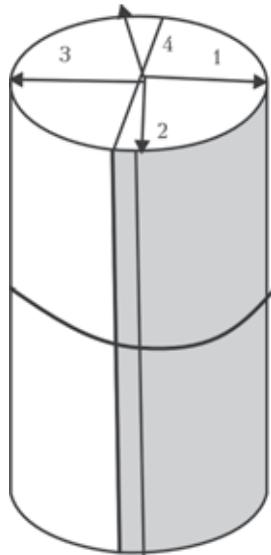


Рис. 14. Схема расположения дефектов относительно центра обработанной (1, серая) и необработанной (3, белая) поверхностей (обозначение зон 2, 4 см. в тексте) проволоки и после поворота на угол $\sim 90^\circ$ фиксировалась микрофотография дефекта и определялся его химический состав. Схема расположения дефектов на проволоке приведена на рис. 14, их

электронные микрофотографии, содержание элементов приведены на рис. 15. Результаты, полученные в зоне 4, эквивалентны зоне 3.

Изучение дефектов, редко встречающихся в центре обработанной поверхности проволоки (рис. 15, *а*), показало, что в них содержится незначительное количество оксидов железа, на поверхности которых осадился слой меди. Лазерная обработка периферийной части проволоки излучением меньшей интенсивности приводит к некоторому увеличению концентрации дефектов, повышению уровня содержания оксидов (рис. 15, *б*). На участках проволоки, не подвергавшихся лазерной обработке, концентрация дефектов на порядок выше, чем в центре облученной поверхности. Количество оксидов меняется в ней в очень широком диапазоне (от 2 до 48,55 %). При этом, на большинстве участков проволоки с оксидами медное покрытие практически отсутствует. При двухсторонней лазерной обработке участков поверхности проволоки с оксидами, а значит и без медного покрытия существенно меньше. Но на боковых поверхностях они присутствуют.

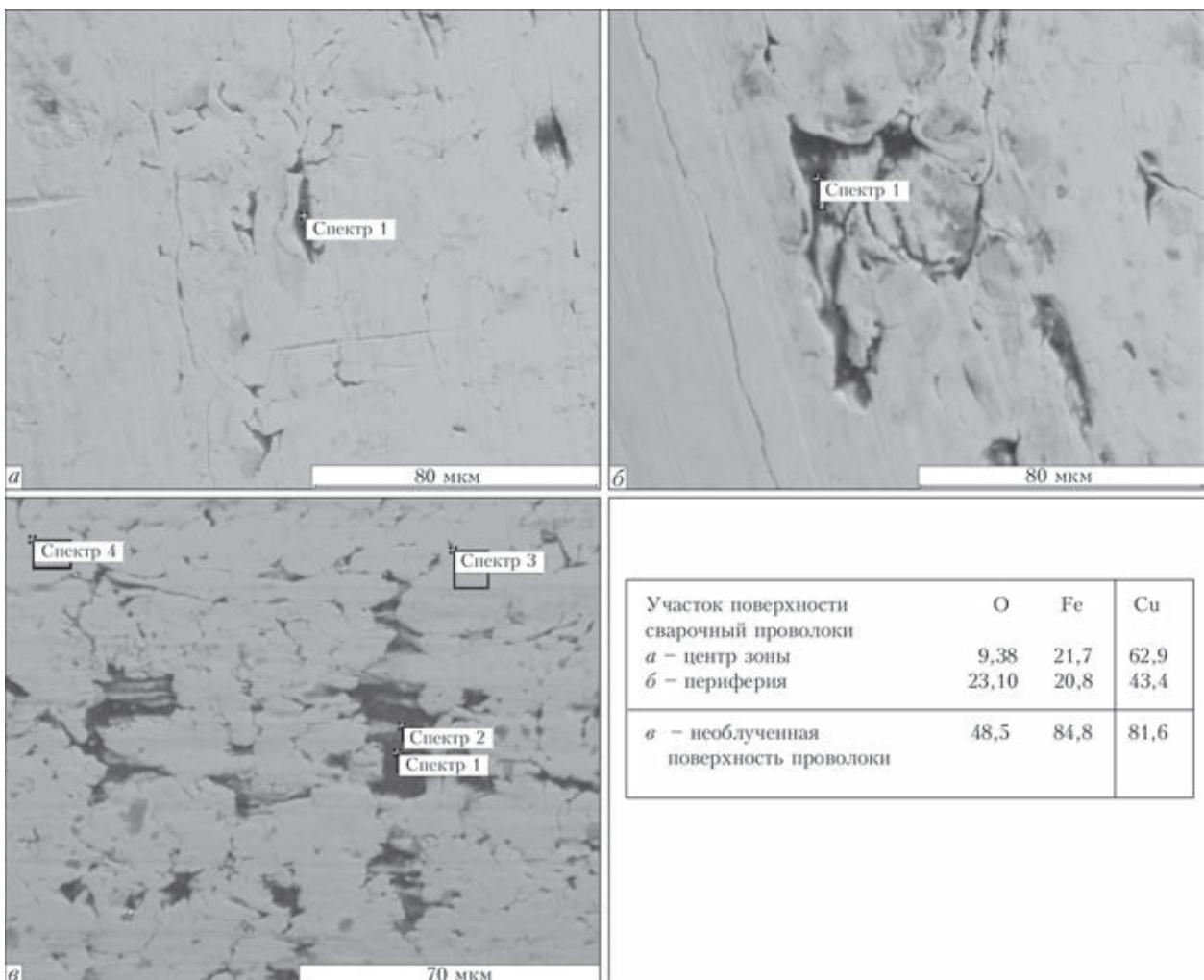


Рис. 15. Электронные микрофотографии дефектов в зоне 1 (центр облученной поверхности проволоки) (*а*), в зоне 2 (периферийная часть зоны) (*б*) и в зоне 3 (необлученная поверхность) (*в*)

Выводы

1. Лазерная обработка сварочной проволоки непрерывным излучением с длиной волны 10,6 мкм значительно уменьшает количество оксидов в поверхностных дефектах.

2. Освободившиеся от оксидов объемы на поверхности сварочной проволоки при последующем нанесении покрытия заполняются медью.

3. Механизм удаления оксидов — резкое увеличение их объема вследствие высокоскоростного лазерного нагрева.

4. Для равномерного удаления оксидов со всей цилиндрической поверхности проволоки целесообразно лазерное излучение фокусировать с помощью тороидального зеркала.

1. *Формирование* оптимальных свойств окалины на поверхности катанки / А.Б. Сычков, М.А. Жигарев, С.Ю. Жукова и др. — Бендеры: Полиграфист, 2008. — 292 с.
2. *Парусов В.В., Санюк А.Н., Сычков А.Б.* Исследование возможности более полного удаления окалины с поверх-

ности катанки перед волочением // *Металлург.* — 2004. — № 6. — С. 6–28.

3. *Парусов В.В., Сычков А.Б., Жигарев М.А.* Исследование способности к удалению окалины с поверхности катанки из стали Св-08Г2С // *Металлургическая и горнорудная пром-сть.* — 2006. — № 5. — С. 23–29.
4. *Козлов Е.И., Дехтярев В.Г., Новиков М.П.* Электрохимическая очистка поверхности проволоки Св-08Г2С // *Автомат. сварка.* — 1981. — № 9. — С.46–48.
5. *Технология* конструкционных материалов. Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов / А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, Л.Н. Бухаркин и др.; Под ред. А.М. Дальского. — 5 изд. — М.: Машиностроение, 2004. — 512 с.
6. *Способы* изготовления медной сварочной проволоки // *Свароч. пр-во.* — 2002. — № 3. — С. 41–43.
7. *Медюшко В.А., Разоренов О.Н.* Некоторые особенности металлургического передела и применения проволоки типа Св-08Г2С при механизированных способах сварки// *Индустрия.* — 2007. — №5(32). — С. 21–23.
8. www.spectechsoyuz.com. Технологические свойства сварочной проволоки.
9. *Брандон Д., Каплан У.* Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля: Пер. с англ. — М.: Техносфера, 2004. — 312 с.
10. *Сычков А.Б., Жигарев М.А., Жукова С.Ю.* Обеспечение удаление окалины с поверхности катанки перед волочением // *Метизы.* — 2007. — № 2 (15). — С. 48–54.

Поступила в редакцию 12.05.2015

**Оборудование и современные технологии
в области плазменно-порошковой наплавки**

См. статью на с. 26–29.

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА, УПРОЧНЕННОГО КАРБИДАМИ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ

И.А. РЯБЦЕВ¹, А.И. ПАНФИЛОВ², А.А. БАБИНЕЦ¹, И.И. РЯБЦЕВ¹, Г.Н. ГОРДАНЬ¹, И.Л. БАБИЙЧУК¹

¹ ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ОАО «Стил Ворк». 50069, Днепропетровская обл., г. Кривой Рог, пр-т Мира, 50, оф. 32. E-mail: ogs@steel-work.net

Исследована износостойкость при изнашивании закрепленным и незакрепленным абразивом металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН192 (упрочнение карбидами титана) и порошковой проволокой Hardface hc-o (упрочнение карбидами хрома). Установлено, что оба типа наплавленного металла, несмотря на различное общее содержание легирующих элементов (30 % — Hardface hc-o и 10 % — ПП-АН192), имеют примерно одинаковую износостойкость. Структура наплавленного металла обоих типов состоит из мартенсита, небольшого количества остаточного аустенита и карбидов различного состава. При этом высокая износостойкость металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН192, объясняется тем, что содержащийся в нем карбид титана по твердости и износостойкости значительно превосходит карбиды хрома, которые упрочняют металл, наплавленный порошковой проволокой Hardface hc-o. Библиогр. 10, табл. 4, рис. 6

Ключевые слова: наплавленный металл, порошковые проволоки, абразивное изнашивание, износостойкость, микроструктура, карбиды

В наплавочных материалах, которые применяются для восстановления и упрочнения деталей, эксплуатирующихся в условиях различных видов интенсивного абразивного изнашивания, в качестве основных легирующих элементов используются энергичные карбидообразователи: хром, титан, ванадий, вольфрам и др. [1–7]. Они образуют в структуре наплавленного металла твердые фазы в виде карбидов, карбонитридов, карбоборидов и т.п. Эти фазы, являясь наиболее твердой составляющей наплавленного металла, в значительной степени определяют его износостойкость [1–4]. Химический состав, кристаллическое строение и некоторые свойства карбидов упомянутых металлов приведены в табл. 1 [8].

Карбиды могут быть первичными или вторичными, а также образовывать различные кар-

бидные (боридные) эвтектики. Эти карбидные выделения кристаллизуются при различных температурах и по-разному располагаются в матрице наплавленного металла, состоящей из аустенита и продуктов его превращения при охлаждении. Характер образующихся карбидов и их расположение в структуре в первую очередь зависят от химического состава наплавленного металла, а также от температуры перегрева расплава сварочной ванны и условий его охлаждения. Расположение карбидов и форма их выделений заметно влияют на свойства материалов: их износостойкость, твердость, ударостойкость.

При прочих равных условиях, чем выше твердость карбидов, тем выше износостойкость наплавленного металла. Если один и тот же элемент образует несколько типов карбидов, отличающих-

Таблица 1. Свойства карбидов основных карбидообразующих металлов [8]

Карбид	Тип кристаллической решетки	Микротвердость, МПа	Плотность, г/см ³	Температура плавления, °С
Fe ₃ C	Ромбическая (орторомбическая)	8400...8600	7,62	1650
Cr ₃ C ₂	Орторомбическая	22800	6,68	1895
Cr ₇ C ₃	Гексагональная (тригональная)	22000	6,90	1780
Cr ₂₃ C ₆	Сложная кубическая	16500	7,00	1520
W ₂ C	Гексагональная	30000	17,15	2850
WC	Гексагональная	17000	15,70	2600
VC	Кубическая ГЦК	27000	5,36	2830
TiC	Кубическая ГЦК	32000	4,93	3100
NbC	Кубическая ГЦК	24000	7,78	3490

Таблица 2. Химический состав (мас. %) и твердость наплавленного металла

Порошковая проволока	C	Mn	Si	Cr	Ti	Mo	Твердость HRC
Hardface hc-o	3,60	1,32	1,47	25,90	-	0,30	60...63
ПП-АН192	1,43	0,65	0,72	4,62	3,42	0,47	56...59

ся по химическому составу, твердости и кристаллическому строению, то свойства наплавленного металла с этими карбидами будут различными.

При этом необходимо учитывать тот факт, что, как правило, наплавочные материалы легируются несколькими элементами, в результате в наплавленном металле образуются карбиды, в которых основной карбидообразующий элемент замещается другими элементами, что может повлиять на свойства образующихся карбидов.

Большое влияние на износостойкость наплавленного металла оказывает структурное состояние его матрицы. С одной стороны, она должна хорошо удерживать частицы твердой фазы и препятствовать их выкрашиванию в процессе изнашивания. С другой стороны, матрица сама должна иметь достаточно высокую твердость и хорошо сопротивляться изнашиванию. Опыт показывает, что лучшие результаты при интенсивном абразивном изнашивании обеспечивает высоколегированная мартенситно-аустенитная матрица [1, 3, 7, 9].

Содержание остаточного аустенита в структуре наплавленного металла зависит от интенсивности ударных нагрузок, которые сопровождают процесс изнашивания. При этом, чем выше интенсивность ударных нагрузок, тем больше остаточного аустенита должно быть в структуре наплавленного металла, который обеспечивает последнему достаточную вязкость и пластичность [1]. По некоторым данным [9] карбиды лучше удерживают

ся матрицей сплавов если на границе карбид-матрица возникает когерентная связь или прочное сопряжение между кристаллическими решетками карбидов и матрицы [10].

Таким образом, необходимо, чтобы в наплавочный материал было введено такое количество легирующих элементов и углерода, которое обеспечивает получение прочной и достаточно пластичной матрицы наплавленного металла и необходимого содержания в последнем твердой фазы (карбидов, карбонитридов, карбоборидов и т.д.).

С учетом изложенного была поставлена цель провести оценку влияния структуры и карбидов различного типа на износостойкость наплавленного металла при абразивном изнашивании закрепленным и незакрепленным абразивом.

Исследовалась и сравнивалась износостойкость и структура двух типов наплавленного металла, предназначенного для эксплуатации в условиях абразивного изнашивания: один упрочнялся карбидами хрома; другой — карбидами и карбонитридами титана. Для наплавки образцов использовали самозащитные порошковые проволоки: Hardface hc-o диаметром 1,6 мм производства компании Велдинг эллойс и ПП-АН192 диаметром 2,0 мм производства ИЭС им. Е.О. Патона. Химический состав и твердость наплавленного металла приведены в табл. 2. Как видно из таблицы, суммарное содержание легирующих элементов в металле, наплавленном порошковой проволокой Hardface hc-o, превышает 30 %, а в металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН192, находится на уровне 10 %.

Для исследования износостойкости указанными марками порошковых проволок были наплавлены в один и два слоя заготовки из стали Ст3, из которых вырезались образцы размером 50×50×10 мм, наплавленная поверхность которых была шлифована. Исследования износостойкости проводили по двум методикам: при трении наплавленных образцов незакрепленным абразивом по ГОСТ 23.208–79 и, для сравнения, при трении закрепленным абразивом.

В процессе испытаний при трении незакрепленным абразивом образец 4 наплавленной поверхностью с усилием P прижимается к вращающемуся резиновому диску 1 (рис. 1). Кварцевый песок 5 из емкости 6 подается на резиновый диск 1. При вращении резиновый диск захватывает песок, который изнашивает образец 4.

Кварцевый песок перед испытаниями просушивали, в результате влажность песка не превы-

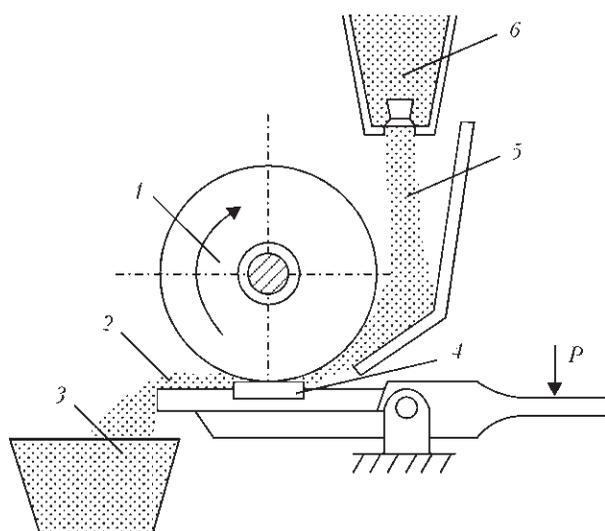


Рис. 1. Принципиальная схема установки для исследования абразивного изнашивания незакрепленным абразивом: 1 — резиновый диск; 2 — использованный кварцевый песок; 3 — емкость для сбора использованного абразива; 4 — исследуемый образец; 5 — свежий кварцевый песок; 6 — емкость со свежим кварцевым песком

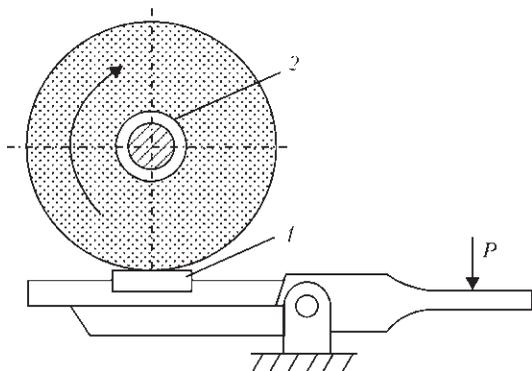


Рис. 2. Принципиальная схема установки для исследования изнашивания образцов жестко закрепленным абразивом: образец (1); абразивный круг (2)

шала 0,16 %. Для удаления внедрившихся в резиновый диск частиц песка его перед каждым испытанием обрабатывали шлифовальной шкуркой (тип 2 по ГОСТ 6456–75) зернистостью № 8П (ДСТУ 3647–71). Шкурка закреплялась на державку в виде плоской стальной пластины.

Диаметр резинового диска 48...50 мм; ширина $15 \pm 0,1$ мм. Режим трения: усилие прижатия $P = 2,4$ Н; скорость вращения диска 25 м/мин; кварцевый песок с размером частиц — 200...1000 мкм. Износ оценивали по потере массы образцов с точностью до $2 \cdot 10^{-4}$ г.

Сравнительные исследования изнашивания при трении закрепленным абразивом проводили на установке, схема которой приведена на рис. 2. В качестве изнашивающего элемента использовали диск из электрокорунда среднемягкой твердо-

сти СМ-2 на керамической связке 7К15 диаметром 150 мм и шириной 8 мм (рис. 2). Зернистость электрокорунда составляет 250...315 мкм, линейная скорость трения 100 м/мин, нагрузка в зоне контакта 1,5 Н. Износ оценивали по потере массы образцов с точностью до $2 \cdot 10^{-4}$ г.

Результаты испытаний по обеим методикам приведены в табл. 3.

Как показывают данные, приведенные в табл. 3, двухслойная наплавка обоими типами порошковых проволок обеспечивает более высокую износостойкость. Это объясняется тем, что первый наплавленный слой в результате перемешивания с основным металлом имеет химический состав, который отличается от оптимального. Следует отметить, что несмотря на разную степень легирования, износостойкость наплавленного металла обоих типов находится примерно на одном уровне. По-видимому, на износостойкость влияет структура наплавленного металла, содержание и свойства образующихся в нем карбидов.

Исследовали микроструктуру наплавленного металла двух составов и переходной зоны на границе наплавленный металл — основной металл (сталь Ст3).

Травление образцов проводилось поэтапно. Сначала электролитически в 20%-м растворе хромовой кислоты. Этот реактив выявляет структуру наплавленного металла. Затем провели химическое травление образцов в 4 %-м растворе азотной кислоты для выявления структуры основного металла.

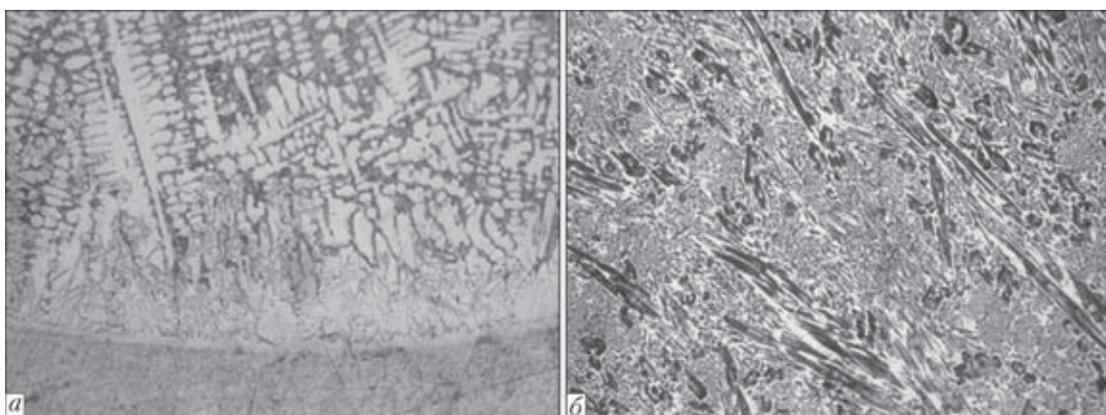


Рис. 3. Микроструктура переходной зоны (а) и металла (б), наплавленного порошковой проволокой Hardface hc-o

Таблица 3. Результаты испытаний износостойкости наплавленного металла при трении незакрепленным и закрепленным абразивом

Марка материала	Количество наплавленных слоев	Потеря массы при изнашивании, г		Износостойкость при трении незакрепленным абразивом	Износостойкость при трении закрепленным абразивом
		Незакрепленный абразив	Закрепленный абразив		
Hardface hc-o	Один	0,030	0,047	4,03	2,76
	Два	0,028	0,019	4,32	6,84
ПП-АН192	Один	0,027	0,042	4,48	3,09
	Два	0,024	0,021	5,04	6,19
Эталон сталь 40Х	-	0,121	0,130	1	1

Таблица 4. Размеры карбидов различного типа в металле, наплавленном порошковой проволокой Hardface hc-o

Количество наплавленных слоев	Размер стороны карбидов гексагональной формы, мкм		Длина карбидов «карандашного» типа, мкм	
	у линии сплавления	в центре наплавленного слоя	у линии сплавления	в центре наплавленного слоя
Один	15...35	5...15	200...350	250...300
Два	10...12	20...30	200	400...660

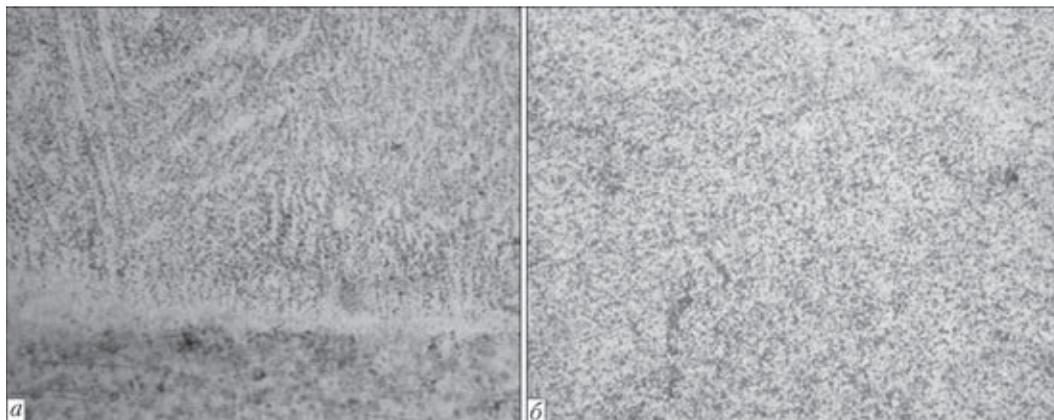


Рис. 4. Микроструктура переходной зоны (а) и металла (б), наплавленного порошковой проволокой ПП-АН192

Микроструктура металла, наплавленного порошковой проволокой Hardface hc-o, состоит из мартенситно-аустенитной основы, первичных карбидов в виде крупных пластин «карандашного» типа, вторичных карбидов, имеющих гексагональную огранку, с четкой границей сопряжения с матрицей, а также карбидной эвтектики (рис. 3, а, б).

Твердость карбидов находится в пределах $HV 0,5 = 10950...14130$ МПа. Таким образом, по твердости они могут быть отнесены к карбидам типа $Me_{23}C_6$ (см. табл. 1). Вдоль линии соедине-

ния выявлена нетравящаяся белая полоска шириной 5...10 мкм, твердость которой составляет $HV 0,5 = 3170...3580$ МПа. Твердость наплавленного металла в центре наплавленного слоя составляет $HV 10 = 7420$ МПа, у линии сплавления она несколько ниже $HV 10 = 6730$ МПа

Был также проведен замер средней длины карбидов «карандашного» типа и граней карбидов гексагональной формы (табл. 4). Карбиды «карандашного» типа имеют значительный размер, что может приводить к их выкрашиванию в процессе изнашивания.

Микроструктура металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН192, представляет собой мартенсит и остаточный аустенит с выделениями очень мелких карбидов и карбонитридов титана (рис. 4, а, б). При этом в приповерхностных слоях наплавленного металла карбидные выделения крупнее и в количественном отношении их больше, чем у линии сплавления. Вдоль линии сплавления с основным металлом образуется слаботравящаяся полоска шириной 5...20 мкм, имеющая твердость $HV 0,5 = 3100$ МПа. Твердость наплавленного металла у линии сплавления составляет $HV 0,5 = 5020...5090$ МПа, в центре наплавленного слоя — $HV 0,5 = 5490$ МПа, что несколько ниже, чем у металла, наплавленного порошковой проволокой Hardface hc-o. Твердость карбидов замерить не удалось из-за их небольшой величины.

На микрорентгеноспектральном анализаторе исследовали распределение основных легирующих элементов в зоне сплавления при наплавке порошковыми проволоками Hardface hc-o (рис. 5, а, б) и ПП-АН192 (рис. 6, а, б).

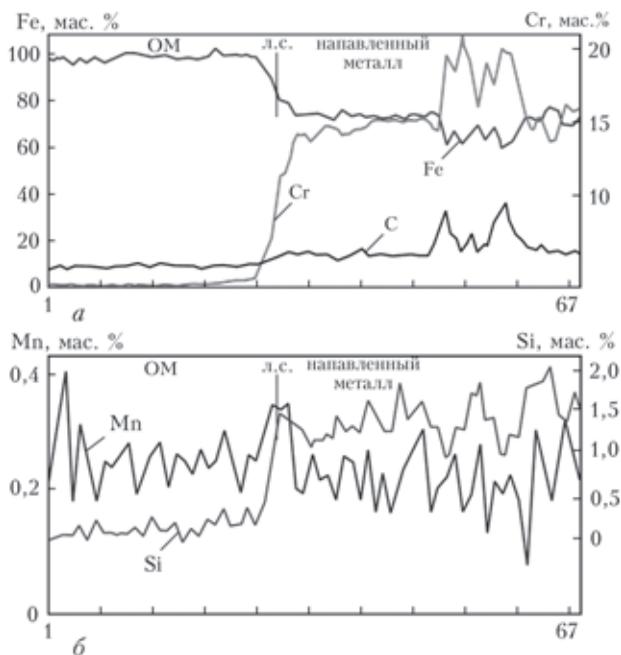


Рис. 5. Распределение железа, хрома, углерода (а), марганца и кремния (б) в ЗТВ при наплавке порошковой проволокой Hardface hc-o на образец стали Ст3

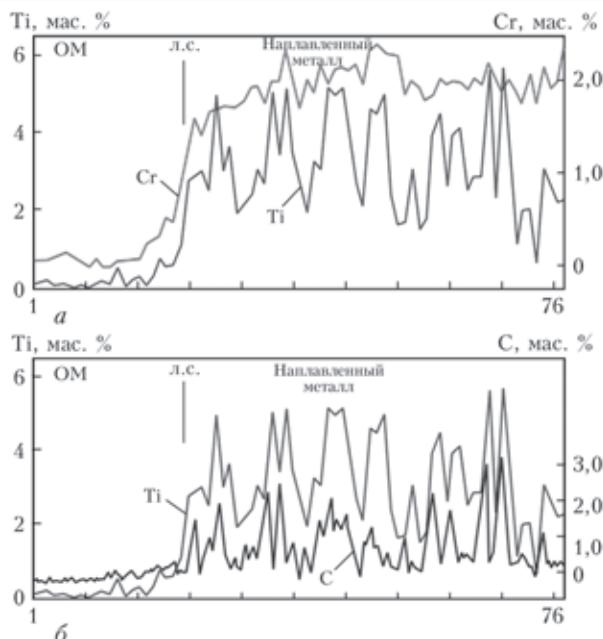


Рис. 6. Распределение хрома, титана (а), углерода и титана (б) в ЗТВ при наплавке порошковой проволокой ПП-АН192 на образец стали Ст3

Как видно из рис. 5, а, б, в металле, наплавленном порошковой проволокой Hardface hc-о, хром частично связывается в карбиды, частично легирует матрицу. В металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН192, практически весь титан связывается в карбиды в соотношении с углеродом 4:1. Хром, в основном, легирует матрицу наплавленного металла (рис. 6, а, б).

По твердости карбид титана значительно превосходит все три типа карбида хрома (см. табл. 1). Кроме того, карбиды хрома по размерам значительно крупнее карбидов титана и ввиду относительно небольшой прочности могут выкрашиваться в процессе изнашивания. По-видимому, в силу этих обстоятельств металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН192, не уступает по износостойкости металлу, наплавленному порошковой проволокой Hardface hc-о, несмотря на меньшее общее содержание легирующих элементов.

Выводы

1. Исследована износостойкость при изнашивании закрепленным и незакрепленным абразивом металла, наплавленного порошковыми проволоками Hardface hc-о и ПП-АН192. Установлено, что оба типа наплавленного металла несмотря на различное общее содержание легирующих элементов (30 % — Hardface hc-о и 10 % — ПП-АН192) имеют примерно одинаковую износостойкость.

2. Высокая износостойкость металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН192, объясняется тем, что содержащиеся в нем карбиды титана по твердости и износостойкости превосходят карбиды хрома, которые упрочняют металл, наплавленный порошковой проволокой Hardface hc-о.

1. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. Абразивный износ. — М.: Машиностроение, 1969. — 188 с.
2. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. — М.: Наука, 1970. — 252 с.
3. Износостойкость и структура твердых наплавов / М.М. Хрущев, М.А. Бабичев, Е.С. Беркович и др. — М.: Машиностроение, 1971. — 94 с.
4. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ. — Киев: ЕкоТехнологія, 2013. — 400 с.
5. Структура и свойства высокоуглеродистых высокованадиевых сплавов на железной основе для наплавки / Е.Ф. Переплетчиков, И.А. Рябцев, В.Г. Васильев, Х. Хайнце // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2003. — № 5. — С. 36–40.
6. Порошковые проволоки для наплавки, разработанные в ИЭС им. Е.О. Патона / И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев, А.П. Жудра, Г.А. Кирилук // Сварщик. — 2002. — № 2. — С. 34–35.
7. Рябцев И.А., Кондратьев И.А., Васильев В.Г., Дорошенко Л.К. Износостойкость наплавленного металла системы легирования Fe–C–Cr–Ti–Mo // Автомат. сварка. — 2002. — № 4. — С. 48–51.
8. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы. — М.: Металлургия, 1971. — 392 с.
9. Фрумлин И.И., Рябцев И.А., Головацук А.И. Влияние структурных превращений на износостойкость карбидной стали У25Х6Т4М // Автомат. сварка. — 1974. — № 9. — С. 23–25.
10. Палатник Л.С., Патцров И.И. Ориентированная кристаллизация. — М.: Металлургия, 1964. — 408 с.

Поступила в редакцию 10.04.2015

■ ВЫСОКОЧАСТОТНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОКОВКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Упрочняющая высокочастотная механическая проковка (ВМП) сварных соединений является развитием технологий поверхностного пластического деформирования металлов и применяется для повышения служебных характеристик сварных соединений конструкций различного назначения прежде всего для повышения их сопротивления усталости. Поверхностное пластическое деформирование металла при ВМП осуществляется в результате механического импульсного действия ударных элементов ручного инструмента, возбуждаемых ультразвуковым генератором. Для упрочнения сварных соединений в целях повышения сопротивления усталости при ВМП пластическому деформированию подвергается только зона сплавления шва с основным металлом шириной 4–7 мм.

УДК 621.791.75.042-492

ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПОЛУЧЕНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА С ВЫСОКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ИЗНАШИВАНИЮ СХВАТЫВАНИЕМ

В.В. ОСИН

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

В ИЭС им. Е.О. Патона разработаны порошковые проволоки, обеспечивающие получение наплавленного металла с включениями сульфидов или графита, которые выполняют роль твердой смазки и препятствуют изнашиванию схватыванием. Сравнительные исследования термостойкости и износостойкости при трении металла по металлу при комнатной и повышенной температурах показали, что порошковая проволока ПП-Нп-20Х5М3ФС(С) может быть рекомендована для наплавки деталей, которые эксплуатируются в условиях повышенных механических нагрузок и умеренных циклических термических нагрузок. Порошковая проволока ПП-Нп-50Х9С3Г(С), обеспечивающая получение наплавленного металла с высоким сопротивлением схватыванию при комнатной температуре, может с успехом применяться для наплавки деталей тяжело нагруженных пар трения. Имеющая относительно невысокую стоимость, но требующая сложной технологии наплавки, порошковая проволока ПП-Нп-150С2Ю может найти ограниченное применение при наплавке деталей пар трения, эксплуатирующихся при высоких механических нагрузках, в том случае, если это будет оправдано экономически. Библиогр. 13, рис. 5, табл. 4.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковые проволоки, наплавленный металл, изнашивание схватыванием, износостойкость, термическая стойкость

Практически во всех отраслях народного хозяйства эксплуатируются машины и механизмы, в конструкции которых есть тяжело нагруженные пары трения. Это инструменты и оснастка для горячей и холодной обработки металлов давлением, различные ролики, валы, оси, шкивы, крановые колеса и т.п. Одной из основных причин выхода из строя этих деталей является изнашивание схватыванием (рис. 1) [1]. Этот вид изнашивания характеризуется процессами установления связей (узлов схватывания) между двумя поверхностями трения на молекулярном уровне и последующего механического разрушения этих связей. Б.И. Костецкий [2] предложил различать изнашивание схватыванием первого и второго рода. Изнашивание схватыванием первого рода наблюдается при трении скольжения с малыми скоростями и невы-

сокими температурами и удельными давлениями, а изнашивание схватыванием второго рода — при трении скольжения с высокими скоростями, большими удельными давлениями и повышенными температурами. Существующие наплавочные материалы, как правило, не обеспечивают получение наплавленного металла, стойкого против изнашивания схватыванием, и единственным способом борьбы с ним остается применение смазок.

В данной работе обобщен опыт им. Е.О. Патона по созданию порошковых проволок, которые обеспечивают получение наплавленного металла с включениями, которые выполняют роль твердой смазки и препятствуют изнашиванию схватыванием [3–6].

В качестве прототипов новых наплавочных материалов использовали стали, легированные се-

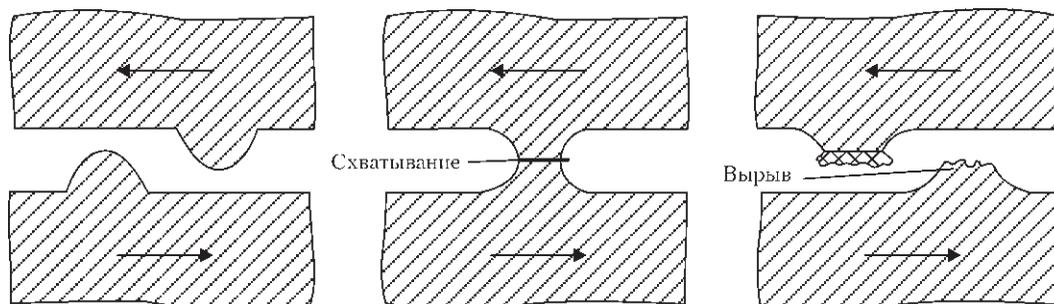


Рис. 1. Схема изнашивания схватыванием двух трущихся металлических поверхностей

© В.В. Осин, 2015

Таблица 1. Оптимальный химический состав и твердость металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5М3ФС(S), ПП-Нп-50Х9С3Г(S) и ПП-Нп-150С2Ю

Марка порошковой проволоки	Массовая доля элементов, %							Твердость HRC
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Другие	
ПП-Нп-20Х5М3ФС(S)	0,25	0,63	0,92	4,72	2,98	0,54	0,78 S	44-46
ПП-Нп-50Х9С3Г(S)	0,64	0,55	2,65	9,25	-	-	0,70 S	56-58
ПП-Нп-150С2Ю	1,80	0,58	1,46	-	-	-	0,09 Al 0,02 Ca	41-44

рой, а также графитизированные стали. Известно, что в обоих типах этих материалов свободные включения сульфидов или графита улучшают обрабатываемость при механической обработке и снижают коэффициент трения [7–9].

В результате исследований разработано три порошковых проволоки, две из них обеспечивали получение наплавленного металла с включениями сульфидов (проволоки ПП-Нп-20Х5М3ФС(S) и ПП-Нп-50Х9С3Г(S)), а одна — с включениями графита (проволока ПП-Нп-150С2Ю).

Прототипом порошковой проволоки ПП-Нп-20Х5М3ФС(S) была известная проволока ПП-Нп-25Х5ФМС, которая широко применяется для восстановления и упрочнения инструментов для горячего деформирования [10]. Из легирующих элементов в этой проволоке основное внимание было уделено молибдену, который образует дисульфид MoS_2 . По данным работы [11] этот дисульфид обеспечивает наибольший эффект в качестве твердой смазки. Он имеет слоистое строение, эти слои достаточно прочны, но могут двигаться относительно друг друга, в результате чего достигается улучшение триботехнических характеристик пар трения.

Сталь 50Х9С3Г, известная под торговой маркой «сильхром», применяется для изготовления инструментов холодного деформирования металла, в частности, для штампов глубокой холодной вытяжки, а также для тяжело нагруженных деталей некоторых пар трения. Процесс эксплуатации этих деталей характеризуется минимальными термическими нагрузками при значительных механических нагрузках, и выходят они из строя чаще всего в результате изнашивания схватыванием первого рода. С учетом того, что термическая

стойкость сталей подобного типа минимальна, их применение в этих условиях вполне оправдано.

Для восстановительной наплавки штампов холодной вытяжки в ИЭС им. Е.О. Патона разработана порошковая проволока ПП-Нп-50Х9С3Г, обеспечивающая получение наплавленного металла по составу, аналогичному основному металлу [10]. В этой стали молибден отсутствует и чтобы не увеличивать стоимость порошковой проволоки, были проведены исследования возможности получения в наплавленном металле сульфидных включений других легирующих элементов, которые могут улучшить триботехнические свойства наплавленного металла этого типа [12].

Порошковая проволока ПП-Нп-150С2Ю обеспечивает получение наплавленного металла типа графитизированной стали. Применение таких материалов является одним из способов улучшения триботехнических характеристик деталей пар трения, при этом включения графита выполняют роль твердой смазки. Основная проблема при этом — обеспечение получения оптимального количества глобулярных включений графита без высокотемпературной термической обработки [6].

В табл. 1 приведены химический состав и твердость металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5М3ФС(S), ПП-Нп-50Х9С3Г(S) и ПП-Нп-150С2Ю.

Химический состав наплавленного металла и, соответственно, состав шихты проволок выбраны в соответствии с ранее проведенными исследованиями [4–6].

Эти исследования показали, что для обеспечения необходимых свойств наплавленного металла 20Х5М3ФС(S) и 50Х9С3Г(S) объемное содержание сложных сульфидов основных легирующих

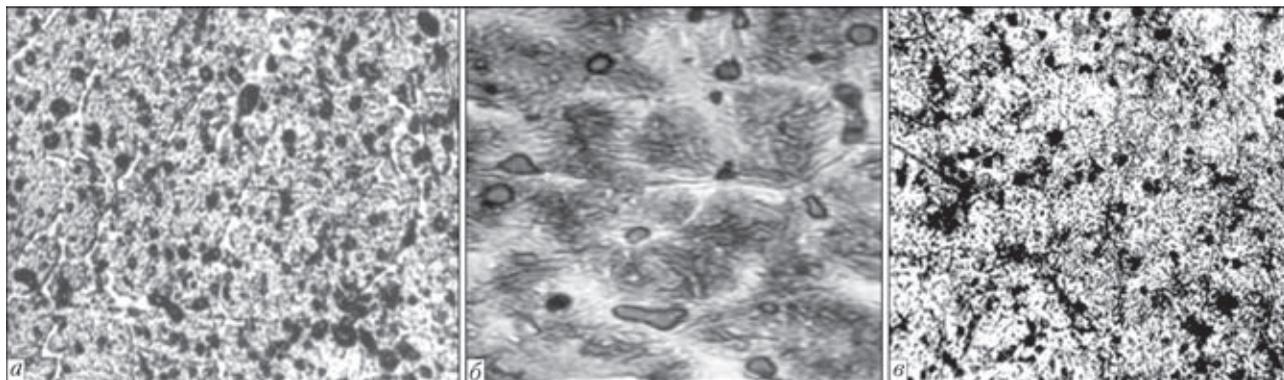


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла 20Х5М3ФС(S) (а), 50Х9С3Г(S) (б) и 150С2Ю (в); а, в — $\times 500$; б — $\times 1000$

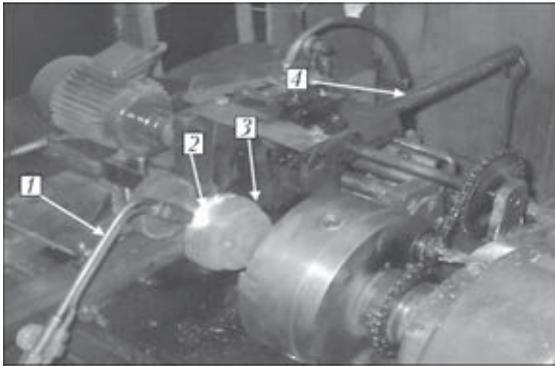


Рис. 3. Испытание износостойкости наплавленных образцов при повышенных температурах: 1 — газовый резак для нагрева истирающего кольца-контртела; 2 — истирающее кольцо-контртело; 3 — испытуемый образец; 4 — рычаг для подвески груза

элементов должно составлять 1,5...2,0 %, а их размеры не должны превышать 0,02 мм (рис. 2, а, б). Для выполнения этих условий содержание серы в наплавленном металле должно составлять 0,5...0,8 %, а суммарное содержание основных легирующих элементов (молибдена, хрома, ванадия, марганца) 8...10 % [4, 5].

Экспериментально было также определено объемное содержание в структуре наплавленного металла включений графита (1,0...1,3 %), которое обеспечивает минимальный износ наплавленного металла типа графитизированной стали 150С2Ю. Для получения такого количества графитных включений наплавленный металл должен содержать 1,35...1,50 % углерода, 1,5...2,0 % кремния, 0,1...0,2 % алюминия и 0,02...0,05 % кальция, наплавка должна проводиться с подогревом до 400° С и отпуском непосредственно после наплавки при этой же температуре [6]. Следует отметить, что именно такая температура предварительного подогрева необходима для того, чтобы избежать появления трещин в высокоуглеродистом наплавленном металле 150С2Ю. Структура наплавленного металла этого типа приведена на рис. 2, в.

Сравнительную оценку износостойкости наплавленного металла указанных типов при трении скольжения металла по металлу без смазки при комнатной температуре проводили на машине трения, описанной в работе [13]. Испытания проводили методом вытирания лунок по схеме «вал–плоскость» без дополнительной подачи смазки в зону трения. Вырезанные из верхних слоев наплавленного металла образцы для триботехнических испытаний имели размеры 3×17×20 мм. Изнашивание происходило по плоскости 3×20 мм. Контртело диаметром 40 мм и высотой 12 мм было изготовлено из закаленной стали 45 с твердостью *HRC* 42.

При испытаниях образца определяли износ наплавленного металла по объему вытертой лунки. Объем вытертой лунки на наплавленном образце рассчитывался по известным формулам по сред-

Таблица 2. Износостойкость металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5М3ФС(С), ПП-Нп-50Х9С3Г(С) и ПП-Нп-150С2Ю, при комнатной температуре

Марка порошковой проволоки	Износ образца, мм ³ /м	Износ контртела, г/м
ПП-Нп-20Х5М3ФС(С)	0,0017	0,0046
ПП-Нп-50Х9С3Г(С)	0,0026	0,0035
ПП-Нп-150С2Ю	0,0020	0,0031
Эталон, сталь 45	0,0076	0,0037

нему значению ширины вытертой лунки при помощи инструментального микроскопа с погрешностью не более 0,01 мм. Суммарная погрешность определения износа образца не превышала 1 %. Износ контртела определяли по потере его массы с погрешностью не более 0,0001 г.

По результатам предварительных исследований выбрали следующий режим испытаний: скорость скольжения 1 м/с, нагрузка 30 Н, продолжительность испытания 600 с, который обеспечивал стабилизацию триботехнических характеристик всех исследованных образцов. Использование системы позиционирования позволило повторять испытания каждого образца не менее трех раз на новом участке поверхности трения образца и на новой дорожке трения того же контртела.

В табл. 2 приведены результаты оценки износостойкости трех типов наплавленного металла и эталона из закаленной стали 45 по одной и той же методике. Там же приведены данные по износу контртел из закаленной стали 45.

Как видно из приведенных данных, по уровню износостойкости исследуемые типы наплавленного металла можно расположить в такой последовательности (по убывающей): 20Х5М3ФС(С), 150С2Ю, 50Х9С3Г(С). Износостойкость контртел меняется следующим образом (в зависимости от контактирующего образца): 150С2Ю, 50Х9С3Г(С), 20Х5М3ФС(С).

Было проведено исследование износостойкости металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5М3ФС(С) и ПП-Нп-150С2Ю, при трении металла по металлу при повышенных температурах применительно к инструментам для горячего деформирования металлов и сплавов. Как указывалось выше, испытания образцов,

Таблица 3. Износостойкость металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5М3ФС(С), ПП-Нп-150С2Ю и ПП-Нп-25Х5ФМС, при повышенных температурах

Марка порошковой проволоки	Износ образца, кг/м·10 ⁻⁴	Износ контртела, кг/м·10 ⁻⁴
ПП-Нп-20Х5М3ФС(С)	27,31	26,24
ПП-Нп-150С2Ю	31,60	59,48
ПП-Нп-25Х5ФМС (эталон)	26,23	70,24

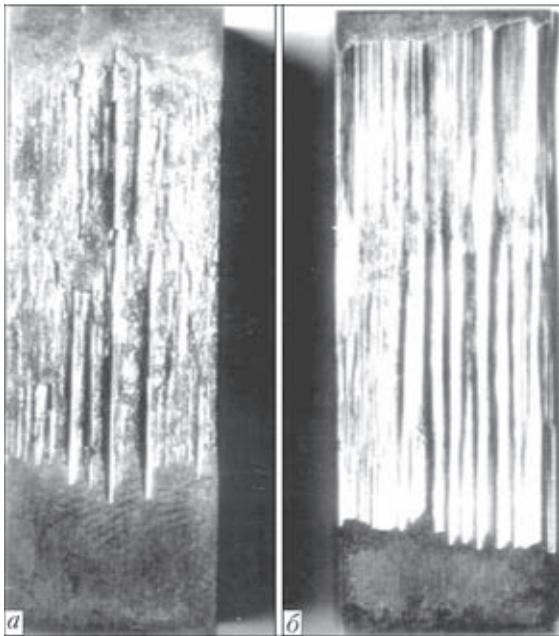


Рис. 4. Изношенные поверхности образцов наплавленного металла 20Х5МЗФС с содержанием серы 0,02 (а) и 0,76 % (б) наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-50Х9С3Г(S), по этой методике не проводили, так как эта проволока не предназначена для наплавки деталей, эксплуатирующихся при высоких температурах. Исследования проводили по схеме «вал–плоскость» без дополнительной подачи смазки в зону трения. Из наплавленных заготовок изготавливали образцы размером 40×10×17 мм, плоскость трения при этом имела размеры 10×40 мм. Толщина наплавленного слоя составляла 8...10 мм.

Истирающее кольцо нагревали газокислородным пламенем. Благодаря строго определенному расходу природного газа и кислорода температура истирающего кольца-контртела поддерживалась постоянной — 950...980 °С, что периодически контролировали с помощью оптического пирометра.

Испытания на износ при трении металла по металлу при повышенных температурах проводили в течение 1 ч при нагрузке 17,5 кг; скорость вращения кольца-контртела 30 об/мин. В качестве кон-

тртел использовали кольца диаметром 120 мм из закаленной стали 45. Температура поверхности испытуемого образца в зоне истирания составляла около 600 °С. Во время испытаний образец совершает возвратно-поступательные движения в вертикальной плоскости: амплитуда колебаний 20 мм, частота колебаний 62 мин⁻¹ (рис. 3) [13]. Эталоном служили образцы, наплавленные порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС. Результаты испытаний (средние по трем образцам) приведены в табл. 3.

Введение серы в наплавленный металл 25Х5МФС практически не сказалось на износе наплавленных образцов, но в значительной мере снизило износ контртела. Износ образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-150С2Ю, был выше. Высоким был также износ колец-контртел, которые испытывали в паре с этими образцами.

Анализ изношенных поверхностей образцов наплавленного металла 20Х5МЗФС с содержанием серы 0,02 % (рис. 4, а) и 0,78 % (рис. 4, б) показывает, что сульфиды препятствуют изнашиванию схватыванием и изношенная поверхность образцов имеет более гладкий характер без следов схватывания.

Термическая стойкость — один из важнейших показателей для материалов, предназначенных для восстановления и упрочнения инструментов для горячего деформирования металлов. Испытания термостойкости наплавленных образцов проводили по следующей методике: размеры образца 30×40×40 мм, нагрев наплавленной шлифованной поверхности образца газовым резаком до 800 °С (пятно нагрева 15 мм, нагревается поверхность образца с размерами 40×40 мм), охлаждение нагретой поверхности струей воды до 60 °С. Циклы нагрев–охлаждение повторяли до появления видимой невооруженным глазом сетки трещин разгара (рис. 5, а, б). Оценку термостойкости проводили по количеству циклов нагрев–охлаждение до появления первых трещин и достижения определенной степени растрескивания — появления сетки трещин разгара.

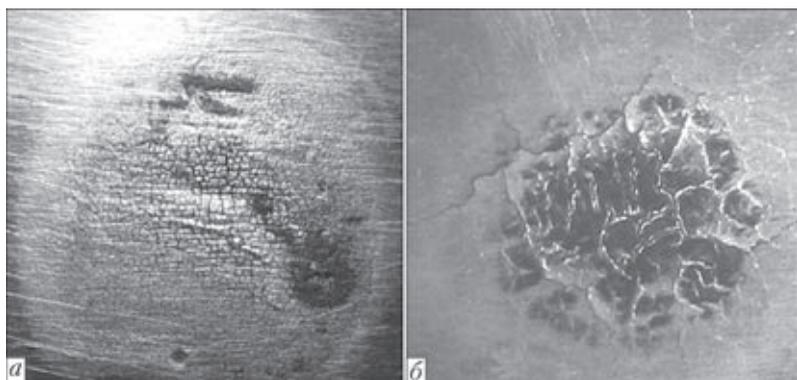


Рис. 5. Поверхность образцов после испытаний на термическую стойкость: а — наплавка порошковой проволокой 20Х5МЗФС(S); б — ПП-Нп-150С2Ю

Испытывали термостойкость образцов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5МЗФС(S) и ПП-Нп-150С2Ю. В качестве эталонных испытывали образцы, наплавленные стандартной порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5МЗФС. Результаты испытаний (средние по трем–пяти образцам каждого типа) приведены в табл. 4.

Сера понизила термостойкость наплавленного металла типа 25Х5МФС, хотя ее уровень остал-

Таблица 4. Термостойкость образцов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Нп-20Х5М3ФС(S), ПП-Нп-150С2Ю и ПП-Нп-25Х5МФС

Марка порошковой проволоки	Термостойкость, количество циклов	
	Появление первых трещин	Появление сетки трещин разгара
ПП-Нп-20Х5М3ФС(S)	25	125
ПП-Нп-150С2Ю	4	100
ПП-Нп-25Х5МФС (эталон)	67	180

ся достаточно высоким. По этому показателю наплавленный металл 20Х5М3ФС(S), легированный серой, не уступает металлу, наплавленному известной порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3ФС [10].

Термическая стойкость наплавленного металла 150С2Ю недостаточно высока, так как первые трещины термической усталости появляются в наплавленном металле уже после первых циклов нагрев-охлаждение. При этом глубина трещин разгара достигала 1,5 мм, в то время как в наплавленном металле типа 20Х5М3ФС(S) глубина трещин разгара не превышала 0,5 мм.

Таким образом, сравнительные исследования износостойкости и термической стойкости металла, наплавленного разработанными в ИЭС порошковыми проволоками, подтвердили, что включения сульфидов или графита могут выполнять роль твердой смазки и препятствовать изнашиванию схватыванием. На основании этих исследований порошковая проволока ПП-Нп-20Х5М3ФС(S) может быть рекомендована для наплавки деталей, которые эксплуатируются в условиях повышенных механических нагрузок и умеренных циклических термических нагрузок. Порошковая проволока ПП-Нп-50Х9С3Г(S), обеспечивающая получение наплавленного металла с высоким сопротивлением схватыванию при комнатной температуре, может с успехом применяться для на-

плавки деталей тяжело нагруженных пар трения. Имеющая относительно невысокую стоимость, но требующая сложной технологии наплавки, порошковая проволока ПП-Нп-150С2Ю может найти ограниченное применение при наплавке деталей пар трения, эксплуатирующихся при повышенных механических нагрузках, в том случае, если это будет оправдано экономически.

1. *Рябцев И.А., Сенченков И.К.* Теория и практика наплавочных работ. – Киев: ЕкоТехнологія, 2013. – 400 с.
2. *Костецкий Б.И.* Надежность и долговечность машин. – Киев: Техника, 1975. – 404 с.
3. *Рябцев И.А., Осин В.В.* Влияние серы на свойства сплавов на основе железа и перспективы ее использования в наплавочных материалах // Автомат. сварка. – 2004. – № 10. – С. 22–26.
4. *Рябцев И.А., Осин В.В.* Исследование влияния серы на свойства наплавленного металла типа Х5МФС // Там же. – 2006. – № 12. – С. 14–18.
5. *Структура наплавленного металла типа графитизированных заэвтектоидных сталей / И.А. Кондратьев, И.А. Рябцев, И.Л. Богайчук, Д.П. Новикова* // Там же. – 2008. – № 7. – С. 20–24.
6. *Износ- и термостойкость наплавленного металла типа графитизированных сталей / И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев, В.В. Осин, Г.Н. Гордань* // Там же. – 2011. – № 8. – С. 38–43.
7. *Гудремон Э.* Специальные стали. Т.1., т.2. – М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии, 1959. – 1638 с.
8. *Химушин Ф.Ф.* Нержавеющие стали. – М.: Металлургиздат, 1963. – 600 с.
9. *Зубкова Е.Н.* Влияние серы на структуру и свойства наплавленной быстрорежущей стали // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2002. – № 9. – С. 27–30.
10. *Рябцев И.А., Кондратьев И.А.* Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. Справочное пособие. – Киев: ЕкоТехнологія, 1999. – 62 с.
11. *Самсонов Г.В., Барсегян Ш.Е., Ткаченко Ю.Г.* О механизме смазочного действия сульфидов и селенидов тугоплавких металлов // Физ.-хим. механика материалов. – 1973. – 9, № 1. – С. 58–61.
12. *Осин В.В.* Триботехнические свойства наплавленного металла 50Х9С3Г, легированного серой // Автомат. сварка. – 2014. – № 12. – С. 11–13.
13. *Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В.* Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–20.

Поступила в редакцию 10.04.2015

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПОДПЯТНИКОВОГО УЗЛА НАДРЕССОРНОЙ И СОЕДИНИТЕЛЬНОЙ БАЛОК

Разработаны, исследованы и внедрены при ремонте узлов и деталей подвижного состава высокопроизводительные электроды марки ЭЖТ-1, порошковые проволоки марок ПП-АН180МН, ПП-АН180МС и технологические процессы восстановления с применением ручной дуговой и механизированной способов наплавки. Разработанные в ИЭС технологии обеспечивают повышение износостойкости подпятникового узла надрессорной и соединительной балок, поверхностей автосцепки, изготавливаемых из сталей 20ГЛ, 25Л в 2,5–3 раза.



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ С ШИХТОЙ ИЗ ПЕРЕРАБОТАННЫХ МЕТАЛЛОАБРАЗИВНЫХ ОТХОДОВ

И.П. ЛЕНТЮГОВ, И.А. РЯБЦЕВ

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

Разработана технология переработки отходов шлифования металлорежущего инструмента с использованием электрошлакового перепада, позволяющая получать лигатуру определенного химического состава. Исследована структура и износостойкость металла одинакового химического состава, наплавленного двумя опытными порошковыми проволоками. Шихта одной из проволок была приготовлена из лигатуры, полученной после переработки отходов, шихта второй была приготовлена из соответствующих ферросплавов. Исследования показали, что металл, наплавленный обеими порошковыми проволоками, имел похожие структуры и примерно одинаковую износостойкость. Установлено, что лигатура, полученная путем утилизации отходов заточного производства с успехом может использоваться в качестве шихты в наплавочных порошковых проволоках. Библиогр. 4, табл. 3, рис. 3.

Ключевые слова: металлоабразивные отходы, переработка отходов; порошковые проволоки, наплавочные материалы, структура наплавленного металла, износостойкость

Переработка отходов, которые образуются в процессе абразивной обработки металлорежущего инструмента или при скоростном шлифовании слитков высоколегированных сталей, является одним из перспективных направлений в современном промышленном производстве. Эти отходы состоят из окисленной металлической микростружки в смеси с абразивными частичками и остатками смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) [1, 2]. При этом металлическая микростружка содержит важные легирующие элементы — хром, вольфрам, ванадий, молибден и др., и их переработка и утилизация представляют интерес не только с экологической точки зрения. В частности, продукты переработки таких отходов могут использоваться в качестве шихты в наплавочных порошковых проволоках [3].

В ИЭС им. Е.О. Патона разработана технология переработки отходов шлифования металлорежущего инструмента с использованием электрошлакового перепада [3]. Для избавления от СОЖ предусмотрено прокаливание металлоабразивных отходов при температуре 200...400 °С. В процессе прокаливания отходы могут окомковываться, поэтому после прокаливания необходимо выполнить измельчение образовавшихся комков. Последую-

щая магнитная сепарация позволяет отсортировать металлическую составляющую отходов.

Электрошлаковый перепад металлической составляющей отходов выполняли в медном кристаллизаторе с использованием нерасходуемого графитового электрода. В результате перепада получили слитки лигатуры определенного химического состава. При отработке технологии было установлено, что для обеспечения устойчивости процесса электрошлакового перепада и максимального выхода качественной лигатуры удельная мощность должна составлять не менее 100 Вт/см², а скорость подачи шлама должна находиться в пределах 2...3 кг/мин.

В табл. 1 приведен химический состав отходов на каждой стадии их переработки.

Высокая концентрация кремния в отходах объясняется тем, что в них попадает карбид кремния из абразивных кругов. Предварительная магнитная сепарация отходов позволяет существенно понизить содержание кремния. После электрошлакового перепада содержание кремния в лигатуре снижается до минимума. Известно, что карбид кремния может восстанавливать оксиды большинства других металлов, входящих в состав отходов, в результате чего образуется диоксид кремния, ко-

Таблица 1. Химический состав металлоабразивных отходов и полученной из них лигатуры, мас. %

Материал	C	Si	Cr	Mo	V	W	Co	S
Металлоабразивные отходы	1,8	15,6	1,4	0,8	0,85	5,89	0,32	0,039
Отходы после сепарации	1,7	8,00	3,2	1,2	1,00	8,00	0,30	0,034
Лигатура	4,9	0,23	2,7	2,6	0,63	9,88	0,20	0,080

Таблица 2. Химический состав металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками, мас. %

Порошковая проволока	C	Si	Cr	Mo	V	W	Co	S	Твердость
ПП-Оп-1	1,68	0,50	1,52	0,85	0,2	3,0	0,13	0,012	50...52
ПП-Оп-2	1,80	0,67	1,75	1,07	0,3	3,2	следы	0,015	50...53

торый при электрошлаковом переплаве легко удаляется в шлак.

Были проведены сравнительные исследования микроструктуры и триботехнических свойств металла, наплавленного двумя порошковыми проволоками: в шихте одной из проволок использовалась опытная лигатура, полученная из металлоабразивных отходов; шихта второй проволоки состояла из соответствующих ферросплавов. Предполагалось, что химический состав и твердость металла, наплавленного обеими типами порошковых проволок, должны быть достаточно близкими.

Для выполнения этой задачи из металлоабразивных отходов, которые образуются при заточке инструментов из стали Р6М5, по описанной выше технологии была выплавлена лигатура, химический состав которой приведен в табл. 1.

Полученную лигатуру раздробили, измельчили и ее порошок использовали в качестве шихты в опытной порошковой проволоке с условным наименованием ПП-Оп-1. Этой проволокой под флюсом АН-26 были наплавлены образцы и проведен химический анализ наплавленного металла (табл. 2). По результатам химического анализа изготовили вторую опытную порошковую проволоку, шихта которой была приготовлена из ферросплавов (ПП-Оп-2). Химический состав металла, наплавленного этой проволокой под флюсом АН-26, также приведен в табл. 2.

Образцы для исследований микроструктуры были вырезаны из заготовок (сталь Ст3), наплавленных в четыре слоя опытными порошковыми проволоками ПП-Оп-1 и ПП-Оп-2. Структуру наплавленного и основного металла выявляли путем химического травления в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты (HNO_3).

Исследования проводили на микроскопах «Neophot-32» и «Polyvar». Микротвердость металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г. Исследования вели в соответствии с ГОСТ 5639–82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна» и ГОСТ 1778–70 «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений». Цифровое изображение микроструктур получено при помощи камеры «Olympus».

Структура металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Оп-1 с шихтой из лигатуры, в центре наплавленного слоя представляет собой мартенсит с крупными и мелкими иглами различной травимости и остаточный аустенит (рис. 1, а). Твердость мартенсита $HV1$ — 542...606, твердость остаточного аустенита $HV1$ — 442...525. У верхнего края количество остаточного аустенита не намного увеличивается, размер иголок мартенсита несколько уменьшается (рис. 1, б). Твердость мартенсита $HV1$ — 530...542, а остаточного аустенита $HV1$ — 464...498. Твердость структурных составляющих по всей высоте наплавленного слоя отличается незначительно. При этом характерная структура литого металла также сохраняется по всей высоте наплавленного слоя.

Структура металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Оп-2 с шихтой из ферросплавов, примерно такая же, как и у металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Оп-1. В центре наплавленного слоя структура состоит из мартенсита и остаточного аустенита (рис. 2, а), иглы мартенсита имеют крупный размер. Твердость мартенсита $HV1$ — 542...606, аустенита $HV1$ — 442...468. У верхнего края наплавленного слоя структура мельче (рис. 2, б), твердость мартенсита $HV1$ — 514...572, аустенита $HV1$ —

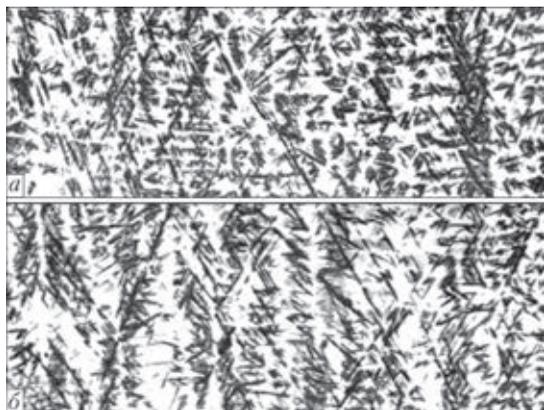


Рис. 1. Микроструктура ($\times 400$) металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Оп-1: а — в центре наплавленного слоя; б — у верхней кромки

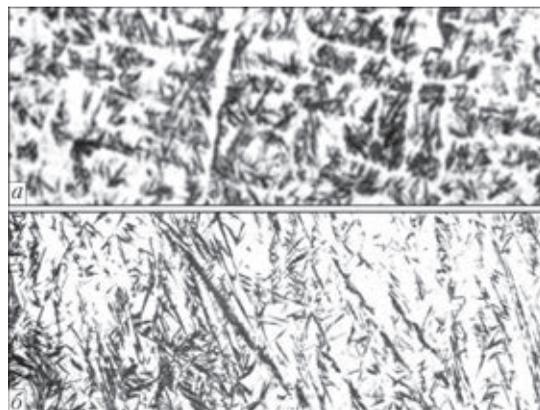


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Оп-2: а — в центре наплавленного слоя; б — у верхней кромки

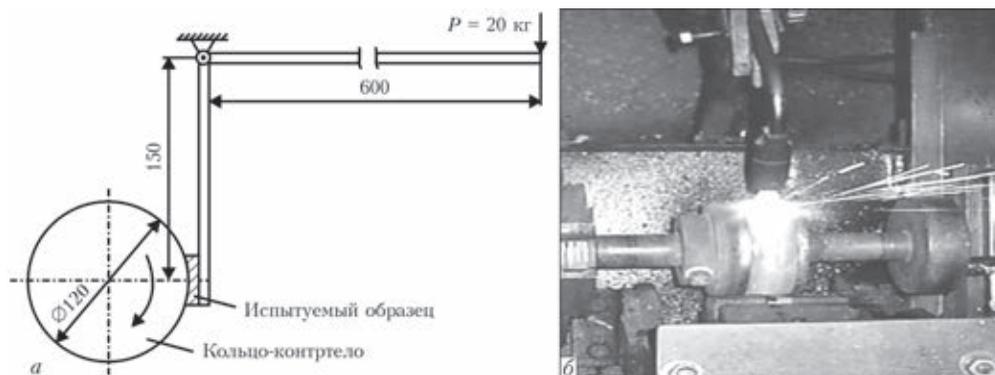


Рис. 3. Принципиальная схема (а) и процесс испытания износостойкости при трении металла по металлу при повышенных температурах (б)

416...442. И в этом случае твердость структурных составляющих по высоте наплавленного слоя отличается незначительно. Она также близка к твердости структурных составляющих металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Оп-1.

В обоих типах наплавленных образцов обнаружены поры в нижнем слое наплавленного металла. При этом в образце, наплавленном порошковой проволокой ПП-Оп-2, пор больше и они крупнее. То же касается неметаллических включений, количество и размер которых изучали на полированных нетравленных образцах. В исследованных образцах обнаружены сульфиды и окисульфиды, оксиды и шлаковые включения мелких размеров. Количество неметаллических включений больше в образце, наплавленном порошковой проволокой ПП-Оп-2. По-видимому, использование в качестве шихты лигатуры, полученной электрошлаковым переплавом, позволяет уменьшить количество неметаллических включений в наплавленном металле.

Износостойкость обоих типов наплавленного металла исследовали при сухом трении металла по металлу по схеме «вал (кольцо) — плоскость» при высоких температурах (рис. 3, а, б). Испытания проводили на установке для комплексных исследований свойств наплавленного металла [4]. Соотношение плеч рычажного механизма при грузе в 20 кг (рис. 3, а) обеспечивает прижим образца к истирающему кольцу с усилием, равным 800 Н.

Удельное давление при этом составляет примерно 100 МПа, что соответствует тому давлению, которое испытывает инструмент для горячего деформирования в производственных условиях. Нагрев истирающего образец кольца производится газовым резаком. Температура на поверхности образца в зоне контакта около 650 °С.

Для проведения испытаний опытными порошковыми проволоками ПП-Оп01 и ПП-Оп-2 в пять-шесть слоев были наплавлены темплеты, из которых изготавливали образцы размером

Таблица 3. Износостойкость наплавленных образцов и контактирующих с ними контртел при трении металла по металлу при высоких температурах

Порошковая проволока	Потеря массы, г/км	
	наплавленного образца	контртела из стали 45
ПП-Оп-1	0,0454	2,3905
ПП-Оп-2	0,0509	2,5064

40×10×17 мм. Толщина наплавленного слоя после механической обработки составляла 8...10 мм.

Испытания на изнашивание при трении металла по металлу при повышенных температурах проводили при следующих условиях: нагрузка 800 Н; скорость вращения кольца-контртела 30 об/мин; амплитуда колебаний образца в вертикальной плоскости 20 мм, частота колебаний 62 мин⁻¹; температура образца в зоне истирания 600...650 °С; время испытаний 1 ч. В качестве контртела использовали кольца диаметром 120 мм из закаленной стали 45. Результаты испытаний (средние значения по трем испытанным образцам) приведены в табл. 3.

Как видно из приведенных в табл. 3 данных, износостойкость образцов, наплавленных опытными порошковыми проволоками, и контактирующих с ними тел находится на одном уровне. Таким образом, лигатура, полученная путем утилизации отходов заточного производства, с успехом может использоваться в качестве шихты в наплавочных порошковых проволоках.

1. Китарисов С.С., Падалко О.В. Ресурсосберегающий и природный потенциал порошковых материалов и технологий: реализация в сфере переработки вторичных ресурсов // Порошковая металлургия. – 1993. – № 6. – С. 1–4.
2. Габриелов И.П., Керженцева Л.Ф. Свойства порошка, полученного из металлоабразивных отходов быстрорежущей стали // Там же. – 1985. – № 9. – С. 133–136.
3. Металлоабразивные шлифовальные отходы, методы их переработки и опыт применения в наплавочных материалах / И.П. Лентюгов, И.А. Рябцев, Ю.М. Кусков, О.Г. Кузьменко // Автом. сварка. – 2008. – № 9. – С. 43–48.
4. Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В. Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–20.

Поступила в редакцию 10.04.2015

УДК 621.791.01:548.5

НОВЫЕ ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ РЕМОНТНОЙ НАПЛАВКИ ПОВРЕЖДЕННОЙ ОБЛИЦОВКИ КАМЕР РАБОЧЕГО КОЛЕСА ГИДРОАГРЕГАТОВ ГЭС

К.А. ЮЩЕНКО, Ю.Н. КАХОВСКИЙ, А.В. БУЛАТ, В.И. САМОЙЛЕНКО, Н.Ю. КАХОВСКИЙ
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработаны новые электроды марки АНВ-70БГ. Изучена взаимосвязь структурной и химической неоднородности в переходной зоне между низкоуглеродистой сталью и высоколегированным наплавленным металлом в зависимости от типа последнего и значения сварочного тока. Библиогр. 4, табл. 4, рис. 3.

Ключевые слова: ручная дуговая наплавка покрытыми электродами, низкоуглеродистая сталь, высоколегированный наплавленный металл, переходная зона, структурная и химическая неоднородность, трещины, коррозия

В химическом и энергетическом машиностроении широко применяют сварные соединения разнородных сталей. Их работоспособность в значительной степени определяется состоянием металла переходной зоны (его структурной и химической неоднородностью), которая при эксплуатации конструкций в результате воздействия повышенных температур и давления, циклических механических нагрузок, термоциклирования и агрессивных сред претерпевает деградацию в зоне сплавления с основным металлом.

На действующих предприятиях нефтехимической промышленности и энергетики ремонтные работы проводят с использованием различных видов дуговой сварки. Так, в гидроэнергетике для обеспечения мощности агрегатов проводят ремонт повреждений облицовки из нержавеющей стали камеры рабочего колеса (КРК) из стали СтЗсп путем восстановления ее проектных размеров и последующей наплавки на рабочую поверхность высоколегированного кавитационно- и коррозионностойкого слоя металла. Чаще всего наплавку облицовки выполняют электродами ЦЛ-11 типа Э-08Х20Н9Г2Б.

В ходе исследований фрагментов металла облицовки КРК одного из гидроагрегатов нами установлено, что разрушение коррозионностойкого слоя, наплавленного электродами ЦЛ-11, происходит путем образования в нем трещин, отслоений, а также коррозии (Рис. 1). Химический состав основного и наплавленного металла приведен в табл. 1.

Основные закономерности, определяющие неоднородность химического состава и структуры в зоне сплавления разнородных металлов, связывают с появлением участков с условным названием «кристаллизационные прослойки» [1–4]. Настоящая работа посвящена исследованию возможностей минимизации структурной неоднородности в зоне сплавления за счет вариации состава наплавленного металла и значения сварочного тока.

Однослойные наплавки выполняли опытными электродами типа Э-10Х28Н14Г2 диаметром 3 мм на пластины из низкоуглеродистой стали (СтЗсп) при изменении $I_{св}$ в пределах 80...140 А. Металлографические исследования проводили на шлифах с оценкой микротвердости структурных составляющих. Количество магнитной фазы



Рис. 1. Вид поврежденный металл облицовки КРК из стали СтЗсп

Таблица 1. Химический состав основного и наплавленного металла, мас. %

Материал	Cr	Ni	Mn	Si	C	Nb
Основной металл СтЗсп	0,05	0,04	0,50	0,179	0,16	-
Наплавленный металл электродом типа Э-08Х20Н9Г2Б	19,5	9,2	1,0	0,95	0,07	1,38

© К.А. Ющенко, Ю.Н. Каховский, А.В. Булат, В.И. Самойленко, Н.Ю. Каховский, 2015

Таблица 2. Влияние сварочного тока на структуру и микротвердость наплавленного металла и зоны сплавления, выполненного электродами Э-10Х28Н14Г2 на стали СтЗсп

$I_{св}, А$	Микротвердость, МПа			Микроструктура наплавки
	зона сплавления	середина наплавки	верх наплавки	
80...90	1595...2580	1688...1760	1875...1940	Аустенит + феррит
110...130	1942...3840*	1900...2120	1900...2200	Аустенит (в зоне сплавления) + мартенсит

* Мартенсит переходной зоны.

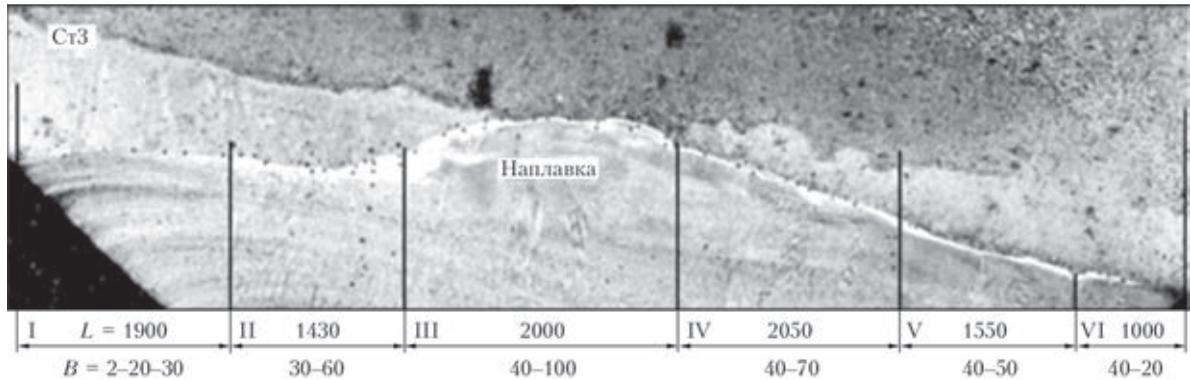


Рис. 2. Панорама ($\times 50$) переходной зоны наплавки (L — длина, мм; B — ширина, мм), выполненных опытными электродами типа Э-10Х28Н14Г2 на стали СтЗсп при $I_{св} = 80...90 А$

в высоколегированном металле определяли с помощью ферритометра «FERRITGEHALT-MESSER 1.053». Микроструктуру наплавленного металла изучали на микроскопе «Neophot-32».

Для оценки структурной неоднородности в переходной зоне определяли микротвердость (ГОСТ 9450–76 и 10717–75) при нагрузке 100 г. Данные о химическом составе металла переходной зоны получали с помощью энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора микроскопа «Самскан». В ходе металлографических исследований установлено, что в металле шва, наплавленного опытными электродами, и зоне сплавления трещины отсутствуют.

Изменения микротвердости наплавленного металла в зависимости от сварочного тока приведены в табл. 2. Переходная зона включает границу раздела между основным и высоколегированным металлом переменного состава (рис. 2). Профиль переходной зоны выявляли комбинированным химическим и электролитическим травлением основного низкоуглеродистого металла и высоколегированной наплавки. Установлено, что ее ширина колеблется в пределах 2...100 мкм.

Как видно из табл. 2, при $I_{св} = 80...90 А$ микротвердость всех участков переходной зоны составила 1595...2580 МПа, кроме одного (III участка), где она достигла 3050 МПа. В связи с этим на участке повышенной твердости (рис. 2) с помощью энергодисперсионного анализатора определили содержание легирующих элементов (табл. 3, 4). Концентрация никеля вблизи линии сплавления составила 7,85, а хрома — 15,16 мас. % соответственно. При наплавке на токе $I_{св}$ примерно 80...90 А микроструктура переходной зоны на-

плавленного металла представляет собой аустенит + феррит $\sim 3...5 \%$. При этом содержание хрома вблизи линии сплавления составило 15,2...14,9 мас. %, что обеспечивает достаточную коррозионную стойкость металла.

При увеличении $I_{св}$ до 100...130 А в переходной зоне со стороны высоколегированного металла наблюдается повышение микротвердости до 1942...3840 МПа. Содержание легирующих элементов в металле переходной зоны следующее: до 12,44 Cr, 6,86 Ni, 1,51 Mn мас. %, т.е. наряду с аустенитом в металле переходной зоны образовывалась фаза с мартенситной составляющей.

Таким образом, повышение сварочного тока выше 90 А усиливает структурную и химическую неоднородность металла переходной зоны, что может вызвать снижение коррозионной стойкости,

Таблица 3. Данные рентгеноспектрального анализа содержания легирующих элементов (мас. %) в металле переходной зоны (III участок) между наплавленным электродами типа Э-10Х28Н14Г2 металлом и сталью СтЗсп при $I_{св} = 80...90 А$

№ п/п	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1	0,16	0,67	0,36	98,81	-
2	0,5	15,16	1,47	75,01	7,85
3	0,76	18,75	2,46	67,09	10,93
4	0,98	26,67	2,75	53,51	16,09

Таблица 4. Данные рентгеноспектрального анализа содержания легирующих элементов (мас. %) в металле переходной зоны между наплавленным электродами типа Э-10Х28Н14Г2 металлом и сталью СтЗсп при $I_{св} = 130 А$

№ п/п	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1	0,15	-	0,61	99,24	-
2	0,45	12,44	1,51	78,74	6,86
3	0,64	19,69	1,71	66,14	11,81
4	0,44	24,09	2,76	60,15	11,19

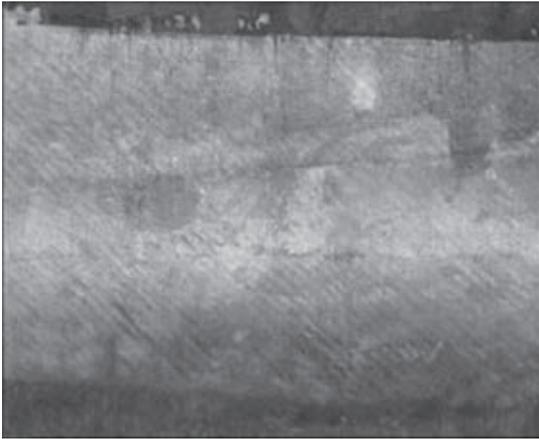


Рис. 3. Внешний вид участка облицовки после ремонтной наплавки электродами АНВ-70БГ и шлифовки наплавленного металла

а в дальнейшем инициировать разрушение металла при эксплуатации.

В результате проведенных исследований при осуществлении ремонтной наплавки коррозионно- и кавитационностойких слоев металла на рабочую поверхность облицовки КРК гидроагрегатов рекомендованы оптимальные режимы и технологии сварки новыми специальными электродами типа Э-10Х28Н14Г2, обеспечивающими более высокое качество ремонта и длительную работоспособность, чем электроды ЦЛ-11.

Испытания образцов наплавленного металла электродами АНВ-70БГ (рис. 3) и ЦЛ-11, проведенные на испытательных стендах лаборатории гидрогазовых систем Национального авиационного университета, показали, что кавитационная износостойкость наплавленного металла электродами АНВ-70БГ в 2 раза выше, чем электродами ЦЛ-11, а гидроабразивная износостойкость — на 10 %.

На электроды АНВ-70БГ зарегистрировано ТУ У 28.7-05416923-099, а технология их производ-

ства освоена на ОЗСМ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. Первые промышленные партии электродов использованы при ремонте облицовки КРК гидроагрегатов на Кременчугской и Каховской ГЭС.

Выводы

1. Разрушение металла, наплавленного электродами ЦЛ-11 типа Э-08Х20Н9Г2Б на рабочую поверхность облицовки КРК гидроагрегатов из стали СтЗсп, обусловлено образованием в переходной зоне мартенситной фазы, инициирующей коррозию, растрескивание и отслоение высоколегированного слоя.

2. Риск образования мартенсита в переходной зоне и последующее разрушение наплавленного слоя можно избежать при использовании электродов типа Э-10Х28Н14Г2, при ограничении диаметра электродов и величины сварочного тока.

3. Для ремонтной наплавки коррозионно- и кавитационностойкого слоя металла на рабочие поверхности облицовки из стали СтЗсп КРК гидроагрегатов разработаны новые сварочные электроды АНВ-70БГ типа Э-10Х28Н14Г2, обеспечивающие высокую коррозионную и кавитационную стойкость наплавленного металла.

1. *Готальский Ю.Н.* Сварка разнородных сталей. – Киев: Техніка, 1981. – 184 с.
2. *Земзин В.Н.* Сварные соединения разнородных сталей. – М.: Машиностроение, 1966. – 232 с.
3. *Фролов К.В., Патон Б.Е., Белянин П.Н.* Машиностроение: Энциклопедия: Т. III–IV. – М.: Машиностроение, 2006. – 768 с.
4. *Павлов И.В., Антонец Д.П., Готальский Ю.Н.* К вопросу о механизме образования переходного слоя в зоне сплавления разнородных сталей // Автомат. сварка. – 1980. – № 7. – С. 5–7.

Поступила в редакцию 25.03.2015

■ ЭЛЕКТРОДУГОВАЯ СВАРКА ПЛАВЯЩИМСЯ МУНДШТУКОМ

Электродуговая сварка плавящимся мундштуком – новый технологический процесс, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона для соединения стальных деталей толщиной 16–250 мм. Являясь разновидностью вертикальной электродуговой сварки с принудительным формированием, он отличается использованием специального электрода с изолирующим покрытием, размещаемого в зазоре между свариваемыми кромками и выполняющего роль плавящегося мундштука, через который в процессе сварки осуществляется подача сварочной проволоки (от одной до четырех). Сварка осуществляется в узкий зазор (8–20 мм) без разделки кромок, что обеспечивает высокую производительность процесса (коэффициент наплавки достигает 22 – 24 г/А·ч) при умеренном удельном тепловложении (25 – 50 кДж/см²).



МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НАПЛАВКИ НОЖЕЙ ГОРЯЧЕЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА

А.П. ЖУДРА¹, А.П. ВОРОНЧУК¹, А.А. ФОМАКИН¹, С.И. ВЕЛИКИЙ²

¹ ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

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

Проведен анализ условий эксплуатации ножей горячей резки металла и определены основные виды изнашивания их рабочих кромок. Для автоматической наплавки ножей горячей резки блюминга разработана самозащитная порошковая лента ПЛ-Нп-40Х2Н6Г2С2М2ФБ (ПЛ-АН183) и специализированная установка УД-298М. Автоматизация процесса осуществляется за счет использования системы управления СУ-360, которая построена на базе современных комплектующих изделий. Использование новой порошковой ленты и специализированной наплавочной установки позволило увеличить производительность наплавки в 2...3 раза. При этом стойкость наплавленных ножей возросла в 1,5...2 раза. Данная разработка успешно внедрена на ПАО «Арселор Миттал Кривой Рог». Библиогр. 5, рис. 2.

Ключевые слова: наплавка, технология наплавки, порошковая лента, ножи горячей резки, наплавленный металл, наплавочная установка, износостойкость

Ножи горячей резки металла на ножницах блюмингов являются важным элементом в технологии производства заготовительного проката. От их стойкости в значительной степени зависит производительность работы стана в целом. Ранее, а на некоторых предприятиях и до настоящего времени, ножи горячей резки металла изготавливали из стали 6ХВ2С, что экономически невыгодно из-за большого расхода дорогостоящего металла.

Позднее широкое применение нашла технология изготовления ножей из стали 45, рабочие кромки которых наплавляют порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ под слоем флюса [1]. Хорошие результаты также были получены при наплавке электродуговым и электрошлаковым способом спеченными электродными лентами ЛС-25Х5ФМС и ЛС-20Х5ФМС [2].

Наплавка проводится в три слоя с предварительным подогревом заготовки до 670...720 К, как правило, на серийно выпускаемом оборудовании. После наплавки нож помещается в термостат для замедленного охлаждения. Перед шлифовкой рабочих поверхностей наплавленный нож подвергается высокому отпуску при температуре 900...930 К.

Эта технология вполне работоспособна, однако имеет ряд недостатков: низкая производительность наплавки, отсутствие специализированного оборудования и недостаточная стойкость наплавленных ножей.

Все это вызвало необходимость проведения работ по созданию новых наплавочных материалов, технологии наплавки и оборудования.

Разработка наплавочных материалов базировалась на анализе условий работы ножей и кинетике

износа их рабочих кромок в процессе эксплуатации. Ножи горячей резки металла эксплуатируются в условиях трения металла по металлу при больших удельных контактных нагрузках с резкими колебаниями температуры. В частности, в момент реза рабочие кромки ножа контактируют с металлом, нагретым до температуры 1400...1500 К, а охлаждающей средой служит вода. Время реза составляет 5...9 с, а общий рабочий цикл колеблется в пределах 45...90 с.

Процесс изнашивания рабочих кромок ножа можно разделить на три стадии. Износ начинается с разрушения небольших объемов металла у вершины режущей кромки, когда ее форма нарушается вследствие срезания и вырыва микрообъемов, нагретых до высоких температур. Ведущим фактором в этом случае выступает пластическое и диффузионное взаимодействие с разрезаемым металлом.

Вторая стадия изнашивания характеризуется тепловым и силовым воздействием на режущую кромку и, как следствие, ее скруглением. Ведущим фактором в этом случае является смятие со сдвигом макрослоев поверхности режущей кромки, которое в значительной степени способствует образованию в ней термических трещин. Этот период может быть классифицирован как механическое изнашивание при пластическом деформировании.

На третьей стадии при достижении радиуса закругления режущей кромки более 6 мм изнашивание рабочей поверхности происходит за счет разрушения окисленного поверхностного слоя, дальнейшей его коррозии и растрескивания, а так-

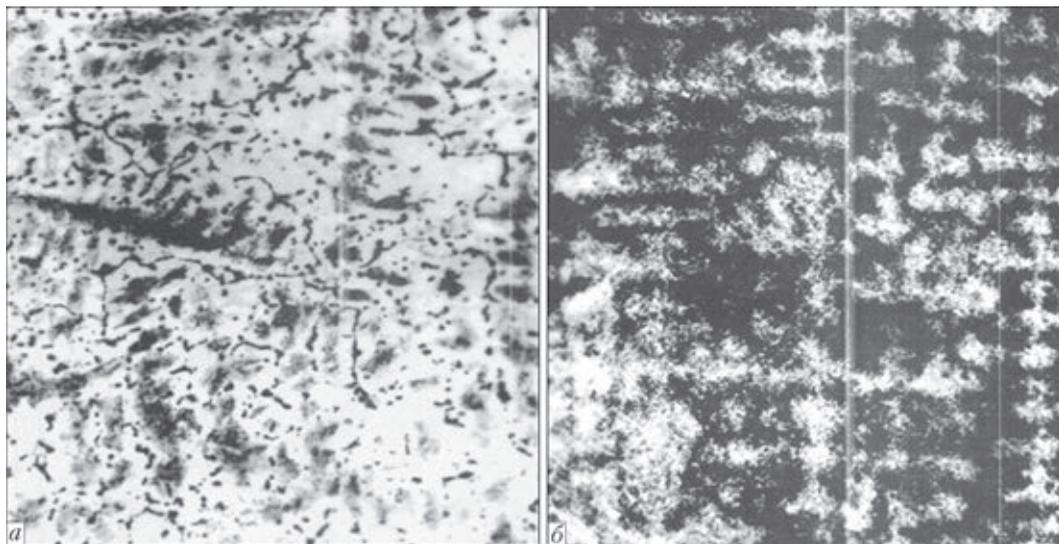


Рис. 1. Микроструктура ($\times 320$) наплавленного слоя 40X2H6Г2С2М2ФБ до (а) и после термической обработки (б)

же схватывания контактирующих поверхностей в микролокальных объемах при значительно изменившейся схеме теплового и силового воздействия. Определяющим в этот период, по всей вероятности, является коррозионно-механическое изнашивание.

Таким образом, наплавленный металл должен иметь хорошую теплостойкость и стойкость против термических ударов, способность сохранять при нагреве структуру и твердость, необходимые для обеспечения работоспособности рабочей кромки. Известно, что таким комплексом свойств характеризуются теплостойкие инструментальные стали [3].

При разработке нового электродного материала для наплавки ножей горячей резки в условиях опытно-промышленной эксплуатации было испытано несколько типов наплавленного металла: 20X4B2M2, 30X4B2M2Г2БФСТ, 40X2H6Г2С2М2ФБ и 40X2H6K6M2Г2СФ. На основании полученных эксплуатационных и экономических пока-

зателей выбор был сделан в пользу наплавленного металла 40X2H6Г2С2М2ФБ. Для получения наплавленного металла этого типа разработали самозащитную порошковую ленту, получившую в дальнейшем наименование ПЛ-АН183 [4, 5].

Структура металла, наплавленного этой порошковой лентой (рис. 1, а), представляет собой мелкоигльчатый мартенсит, остаточный аустенит со значительным количеством избыточных фаз в виде карбидов и интерметаллидов, в основном, сориентированных по границам зерен ($H_{\mu} — 550...610$). После термической обработки (отжиг-закалка-отпуск) наплавленный металл приобретает структуру, приведенную на рис. 1, б. Твердость наплавленного металла после термообработки составляет $HRC 47...54$.

Существенное преимущество предложенной технологии наплавки порошковой лентой открытой дугой — высокая производительность процесса наплавки за счет увеличения режимов наплавки и снижение количества наплавленного металла на один нож. При наплавке одного из типоразмеров ножей расход порошковой проволоки составляет 25 кг на один нож, а при наплавке самозащитной порошковой лентой ПЛ-АН183 этот же показатель не превышал 15 кг. Это было достигнуто за счет более благоприятного формирования наплавленного слоя, что позволило резко снизить припуски на последующую механическую обработку. Повышению производительности также способствует снижение затрат рабочего времени на вспомогательные операции, так как полностью исключены работы, связанные с удалением шлаковой корки, сбором и просевом флюса. Все это в целом позволило сократить время наплавки одного ножа в 2...3 раза.

Наиболее полно технологические преимущества порошковой ленты реализуются при использовании специализированного оборудования

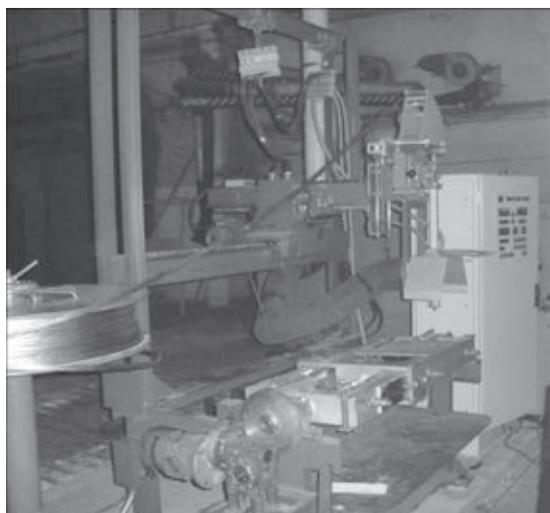


Рис. 2. Установка УД-298М для наплавки ножей горячей резки

Международная конференция «Наплавка»

— наплавочной установки УД 298М (рис. 2) [4]. Автоматизация процесса осуществляется за счет использования системы управления СУ-360.

Система управления процессом наплавки построена на базе современных комплектующих изделий и состоит из следующих основных частей:

программируемый контроллер (ПК) OMRON типа CQM1H с программным обеспечением (ПО ПК) для управления процессом наплавки;

частотные электроприводы OMRON-YASKAWA для асинхронных двигателей (перемещение аппарата и подача электрода).

Технические характеристики установки УД-298М:

Номинальное напряжение питающей сети (частотой 50 Гц), В.....	380
Наибольший сварочный ток, А, не более	1000
Напряжение дуги, В.....	26...38
Скорость подачи электродной ленты, м/ч, не более	40
Скорость горизонтального перемещения наплавочной головки вдоль шва (регулировка плавная), м/ч.....	10...30
Скорость поперечного перемещения наплавочной головки, м/ч	2...100
Максимальное горизонтальное перемещение наплавочной головки, мм, не более.....	1125
Максимальное поперечное перемещение наплавочной головки, мм, не более.....	550
Максимальное вертикальное перемещение наплавочной головки, мм, не более.....	300
Высота центра наплавки от уровня пола, мм.....	800±20
Потребляемая электрическая мощность, кВт.А, не более	40
Размеры наплавляемых ножей, мм:	
– длина	600...850
– ширина	200...270
– толщина.....	80...100
Масса восстанавливаемого ножа, кг, не более	150

Габаритные размеры установки, мм:

– длина	5200±50
– ширина	2300±50
– высота.....	2740±50

Масса, кг, не более:

– станка наплавочного	740
– шкафа управления.....	120

Таким образом, разработанная технология наплавки ножей горячей резки металла порошковой лентой открытой дугой в сочетании с новым оборудованием позволяет производить упрочнение рабочих кромок ножей в автоматическом режиме. При этом резко повышается производительность процесса наплавки. Так, время наплавки ножа среднего типоразмера длиной 700 мм составляет около 2 ч, включая вспомогательные операции. При этом наплавляются четыре рабочих кромки в три слоя каждая. Применение порошковой ленты ПЛ-АН183 увеличивает в 1,5...2,0 раза стойкость упрочненных деталей по сравнению с ножами, наплавленными порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ. Данная разработка успешно внедрена на ПАО «Арселор Миттал Кривой Рог».

1. Патон Б.Е. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. – М.: Машиностроение, 1974. – 719 с.
2. Маликин В.Л., Опарин Л.И. Эксплуатационные свойства металла типа 5Х4В2М2ФС и 25Х5ФМС, наплавленного электродуговым и электрошлаковым способом спеченными электродными лентами // Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1984. – С. 48–53.
3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. –М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
4. Жудра А.П., Ворончук А.П. Износостойкая наплавка порошковыми лентами // Сварщик. – 2010. – № 6. – С. 6–9.
5. Жудра А.П., Ворончук А.П. Наплавочные порошковые ленты (Обзор) // Автомат. сварка. – 2012. – № 1. – С. 39–44.

Поступила в редакцию 20.03.2015

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

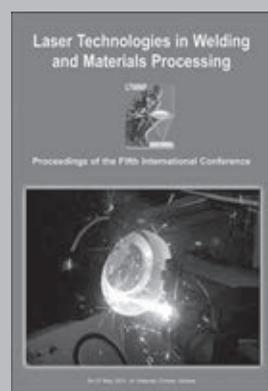
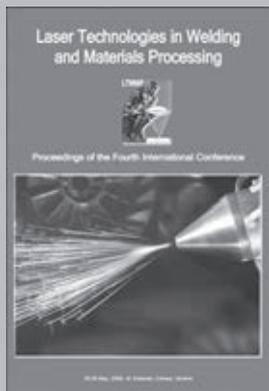
В открытом доступе труды международных конференций

«Лазерные технологии в сварке и обработке материалов»,

проведенные в 2003, 2005, 2007, 2009, 2011 и 2013 гг.:

<http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/ltwmp>

Сборники можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС ПОСЛЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ НАПЛАВКИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ

Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.А. ГАЙВОРОНСКИЙ, Е.Н. БЕРДНИКОВА, Т.А. АЛЕКСЕЕНКО
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены исследования влияния состава наплавочных материалов при восстановлении железнодорожных колес из стали марки 2 на структуру и фазовый состав наплавленного металла по зонам наплавки (поверхность, линия сплавления, ЗТВ). На основе полученной информации на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) проведены аналитические оценки влияния параметров формирующихся структур на механические свойства $\sigma_{0,2}$, K_{1c} железнодорожных колес, восстановленных наплавкой, до и после эксплуатации. Изучена роль структурных факторов в изменении уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ — источников трещинообразования в приповерхностных слоях наплавленного металла. Установлено, что наплавочные материалы бейнитного и бейнитно-мартенситного классов, обеспечивают высокие показатели механических свойств и трещиностойкость железнодорожных колес после восстановительного ремонта и эксплуатации. Библиогр. 9, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: наплавка, железнодорожные колеса, наплавленный металл, зона термического влияния, структура, фазовый состав, механические свойства, трещиностойкость

На сегодняшний день вопрос повышения эксплуатационной надежности и долговечности машин, механизмов, деталей и др. становится все более актуальным. Особенно остро эта проблема касается отдельных тяжело нагруженных базовых деталей и механизмов ходовых частей вагонов и локомотивов, основным элементом которых является колесо, непосредственно контактирующее с рельсом. В процессе эксплуатации наибольшему износу подвергается рабочая поверхность гребня колеса. Несмотря на различные технологические разработки восстановительного ремонта, актуальным остается вопрос обеспечения прочности, снижения степени износа и трещиностойкости железнодорожных колес [1–3]. Что касается восстановления наплавкой поверхности гребня колеса, авторами были проведены предварительные исследования структурно-фазовых изменений в металле у поверхности катания железнодорожных колес [4]. На основании полученных экспериментальных данных была изучена роль каждого из структурных факторов (фазовых составляющих, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры, фазовых выделений и т. п.) в изменении прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес. Результаты экспериментальных исследований, полученные на различных структурных уровнях — от макро (зеренного) до микро (дислокационного), стали основой для проведения аналитической оценки конкретного (дифферен-

цированного) вклада отдельных структурно-фазовых факторов и параметров (фазового состава, величины зерна, субзерна, плотности дислокаций и т. п.) в изменение общей (интегральной) величины механических характеристик — прочности $\sigma_{0,2}$, трещиностойкости K_{1c} , а также локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$, являющихся потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в исследуемых структурных микрообластях [4–7].

В итоге было установлено, что после эксплуатации железнодорожных колес в металле у поверхности катания (зоны 1К–4К, рис. 1, *з*), особенно в зоне 3К (переход от площадки катания к гребню колеса), формируются: дисперсные структуры (феррито-карбидная смесь); полосовые структуры с переориентацией их по глубине металла (рис. 1, *а*), раскатанные неметаллические включения (рис. 1, *б*). По границам этих структурных элементов в зонах полос переориентации на границах сопряжения цементит/феррит (Ц/Ф) в перлитной составляющей, а также «раската» неметаллических включений наблюдается повышенная плотность дислокаций (до $(3...4) \times 10^{11} \text{см}^{-2}$), что приводит к повышению локальных внутренних напряжений по границам этих структурных элементов $\tau_{л/вн} \sim 5200...7000 \text{ МПа}$ (составляет $(0,67...0,9)\tau_{\text{теор}}$), которые являются потенциальными источниками трещинообразования (рис. 1, *в*).

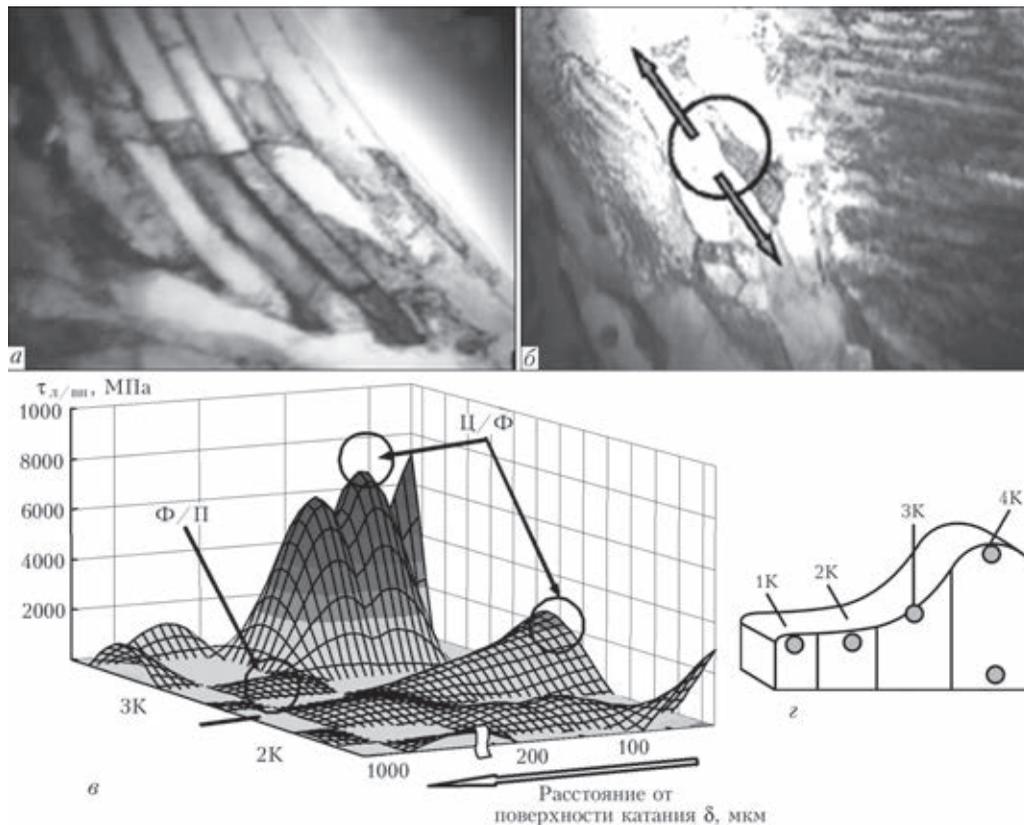


Рис. 1. Тонкая структура (а, б, $\times 30000$) металла зоны ЗК и локальные внутренние напряжения — $\tau_{д/вн}$ (в), формирующиеся в приповерхностных слоях $\delta = 0 \dots 200$ мкм металла колеса в зонах площадки катания 2К-3К (z) и их изменение при удалении от поверхности катания

Было показано, что наиболее заметные структурные изменения металла происходят в зоне перехода от площадки катания к гребню с максимальным изменением на глубину до 200...300 мкм, которые приводят к значительному упрочнению (в 1,7...2,3 раза) приповерхностных слоев, снижению уровня вязкости разрушения (на 50 %) и значительному повышению (в 3...4 раза) локальных внутренних напряжений по сравнению с исходным металлом, что объясняет наличие микротрещин в металле приповерхностных слоев. Для повышения надежности колес, которые восстанавливаются наплавкой, необходимо предварительно удалять поверхностный слой металла в месте планируемой наплавки, что исключает образование приповерхностных трещин.

Дальнейшие исследования причин разрушения железнодорожных колес были проведены после их восстановления наплавкой в зависимости от составов сварочных проволок, обеспечивающих получение швов с феррито-перлитной (Ф-П) и бейнитно-мартенситной (Б-М) структурами [8–9]. Наплавку выполняли механизированным способом в CO_2 проволоками Св-08Г2С (Ф-П шов) и ПП-АН180МН (Б-М шов) (таблица).

Сопоставление структурных изменений и фазового состава наплавленного металла и ЗТВ, с точки зрения влияния на показатели прочно-

сти, пластичности и трещиностойкости, показало следующее. Использование проволоки ПП-АН-180МН способствует формированию наиболее оптимальной Б-М структуры, которая обеспечивает отсутствие резких градиентов по размерам структурных составляющих и микротвердости, равномерным фазовым составом и заметным измельчением структуры наплавленного металла (по сравнению с Ф-П швом).

Результаты расчетных оценок вязкости разрушения K_{1c} для Ф-П и Б-М швов, а также анализ сочетания K_{1c} и свойств прочности σ_T показали следующее. При наплавке с использованием ПП-АН180МН (Б-М шов), значение K_{1c} несколько выше (в среднем на 20 %), что обусловлено формированием М-Б структуры, измельчением величины зерна, формированием субструктуры и равномерным распределением дислокаций (рис. 2, б). При этом также наблюдается высокий уровень прочности (рис. 2, а). Это свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик наплавленного металла. Низкий показатель K_{1c} характерен для Ф-П шва, что связано с формированием градиентной по размерам зеренной структуры и крупнозернистой перлитной составляющей (рис. 2, в).

Целью дальнейших исследований являлось изучение структуры и механических свойств же-

лезнодорожных колес, восстановленных наплавкой, после эксплуатации, а также анализ влияния структурных факторов на их механические свойства и трещиностойкость.

Работа выполнялась на сварных соединениях колесной стали 2 (0,55...0,65 % С; 0,5...0,9 % Мn; 0,22...0,45 % Si; ≤0,1 % V; не более 0,03 % Р и 0,035 % S, ГОСТ 10791–89). В качестве наплавочных материалов использовали сварочные проволоки Св-08ХМФ, Св-08ХМ (бейнитно-ферритного класса) и ПП-АН180МН (бейнитно-мартенситного класса, соответствует 10Г1СХНФТ). Химический состав металла швов, выполненных указанными материалами, приведен в таблице.

Структурно-фазовые, концентрационные изменения, характер распределения и плотность дефектов кристаллической решетки в различных зонах сварных соединений изучали с использованием комплекса методов исследования, включая: оптическую металлографию, аналитическую растровую электронную микроскопию (СЭМ-515, фирмы «PHILIPS») и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200СХ, фирмы «JEOL»).

В результате исследования структуры неметаллических включений *НВ*, их размеров и распределения; фазовых составляющих: феррита Ф; перлита П; верхнего B_v и нижнего B_n бейнита; их объемной доли V , %; размера зерен D_3 , а также изменений микротвердости *HV* по зонам сварки — наплавленного металла, линии сплавления (Л/С) и ЗТВ по глубине δ от внешней поверхности износа установлено следующее.

При использовании Св-08ХМФ и Св-08ХМ для наплавленного металла шва характерна бейнитно-ферритная структура (Б-Ф); формируются преимущественно силикатные неметаллические включения *НВ* размером $d_{нв} \sim 15...20$ мкм (отдельные) и дисперсные ($d_{нв} \leq 2$ мкм) с объемной долей V_d до 20 %. В случае Св-08ХМ на $\delta \sim 0...50$ мкм от внешней поверхности наблюдается увеличение в 1,5 раза объемной доли дисперсных *НВ* по сравнению с Св-08ХМФ. При использовании ПП-АН180МН по глубине δ наплавленного металла формируется мартенситно-бейнитная структура (М-Б) при уменьшении размеров кристаллитов примерно в 1,4 раза, повышении *HV* примерно на 5...15 % по сравнению с Б-Ф швами при наличии преимущественно дисперсных *НВ* $d_{нв} \leq 1$ мкм.

Для всех исследуемых типов наплавленного металла наблюдается: диспергирование структуры при повышении ее микротвердости на 10...25 % (в случае Ф-П швов) и на 5...10 % (в случае Б-М шва); формирование протяженных полос деформации с коэффициентом их формы $\alpha \sim 5...12$ (Ф-П швы) и $\alpha \sim 6...8$ (Б-Ф швы), ориентирован-

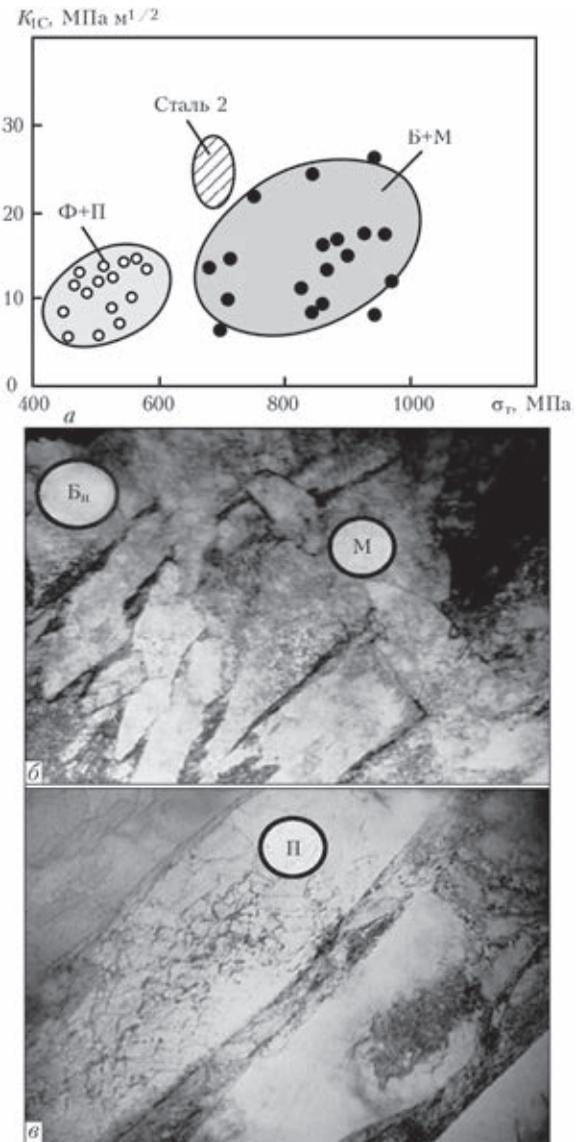


Рис. 2. Сопоставление (а) расчетных показателей механических свойств (σ_r , K_{Ic}) наплавленного металла и соответствующая мелкозернистая структура (б) бейнита нижнего B_n и мартенсита М; крупнозернистая перлитная составляющая (П) (×20000)

ных под углом $\sim 20...30^\circ$ относительно внешней поверхности.

Установлено, что наиболее оптимальная структура наплавленного металла (с точки зрения равномерного повышения микротвердости, измельчения структуры, диспергирования *НВ* и равномерного их распределения) формируется в случае использова-

Химический состав металла швов, мас. %

Марка проволоки	С	Мn	Si	Cr	Ni	V	Mo
Св-08Г2С	0,10	2,10	0,95	-	-	-	-
Св-08ХМ	0,12	1,36	0,60	0,60	-	-	0,42
Св-08ХМФ	0,12	1,25	0,62	0,61	-	0,10	0,36
ПП-АН180МН	0,12	1,00	0,35	0,67	0,8	0,10	0,40

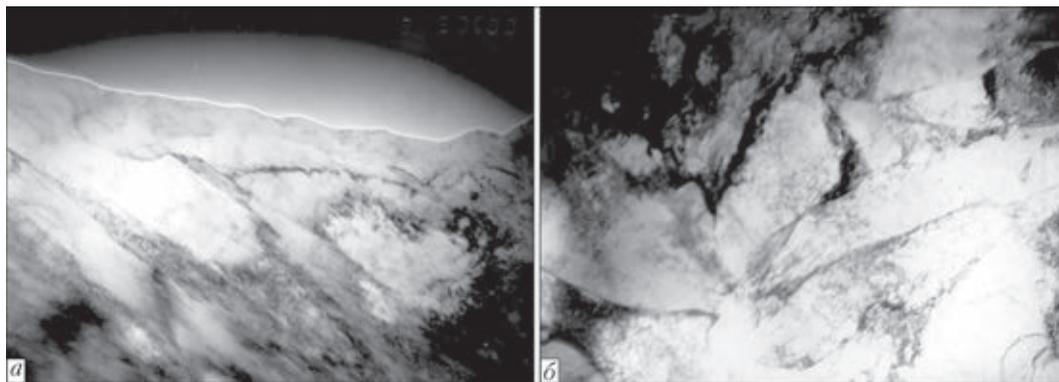


Рис. 3. Тонкая структура наплавленного металла у поверхности износа для условий наплавки проволокой ПП-АН180МН: полосовые структуры (а) и фрагментация $B_{\text{н}}$ (б) ($\times 30000$); $\delta \sim 200$ мкм

ния ПП-АН180МН. Металлу шва таких соединений характерно отсутствие резких градиентов как по микротвердости, так и размерам структурных составляющих. При переходе в колесную сталь в участке крупного зерна на 12 % возрастает микротвердость структурных составляющих при равномерном ее увеличении в последующих участках ЗТВ. Такие структурные изменения, по-видимому, должны обеспечивать равномерное повышение свойств прочности в восстановленных наплавкой железнодорожных колесах.

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследованы особенности изменения тонкой структуры (ширины рек, размера субструктуры, характера дислокационной структуры) металла. На расстоянии $\delta \sim 0 \dots 100$ мкм (ПП-АН180МН) от внешней поверхности после эксплуатационного нагружения формируются полосовые структуры (рис. 3, а), также наблюдается фрагментация структуры: ширина полос деформации $h_{\text{п.с}} \sim 0,15 \dots 0,5$ мкм; размер фрагментов (или субструктуры) $d_c \sim 0,3 \dots 0,5$ мкм при повышении плотности дислокаций до $\rho \sim 10^{11} \dots 2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (рис 3, б). При переходе к линии сплавления (на расстоянии $\delta \sim 0 \dots 200$ мкм от линии сплавления) формируется фрагментированная структура бей-

нита нижнего $B_{\text{н}}$, ширина бейнитных рек составляет $h_{\text{бн}} \sim 0,2 \dots 0,6$ мкм. Размер субзерна ферритной составляющей порядка $d_c \sim 0,5 \dots 1$ мкм. Плотность дислокаций ρ в металле шва составляет $\rho \sim (4 \dots 6) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

При переходе в колесную сталь металл ЗТВ состоит из перлита П, феррита Ф, ферритных оторочек $\Phi_{\text{от}}$ толщиной $\delta_{\text{от}} \sim 0,5 \dots 1,2$ мкм, размер цементитных $h_{\text{ц}}$ и ферритных $h_{\text{ф}}$ пластин в перлите П: $h_{\text{ц}} \sim 0,02 \dots 0,03$ мкм; $h_{\text{ф}} \sim 0,07 \dots 0,1$ мкм соответственно. Размер субзерна ферритной составляющей увеличивается в среднем в 1,3 раза и составляет порядка $d_c \sim 0,5 \dots 1,5$ мкм. Плотность дислокаций ρ в металле I участка ЗТВ составляет порядка $\rho \sim (2 \dots 5) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, в наплавленном металле со стороны поверхности износа на расстоянии $\delta \sim 0 \dots 100$ мкм от внешней поверхности происходит измельчение (в 2 раза) субструктуры при равномерном повышении плотности дислокаций в 2...3 раза. Такие структурные изменения (диспергирование структуры при равномерном распределении дислокационной плотности), по-видимому, не должны способствовать формированию локальных концентраторов внутренних напряжений и снижению трещиностойкости металла.

Сопоставлением упрочняющего влияния всех формирующихся структур в исследованных швах после эксплуатационного нагружения показано, что общий уровень прочности в поверхностных слоях наплавленного металла увеличивается. На расстоянии $\delta \sim 0 \dots 200$ мкм от внешней поверхности (ПП-АН180МН, рис. 4) общий уровень упрочнения возрастает в среднем на 60 % ($\Sigma\sigma_{0,2} = 1383$ МПа по сравнению с металлом шва, где $\Sigma\sigma_{0,2} = 845$ МПа) за счет диспергирования структуры ($\Delta\sigma_c \sim 682$ МПа) и равномерного повышения дислокационной плотности ($\Delta\sigma_d \sim 200 \dots 283$ МПа). При этом значения K_{1c} в поверхностных слоях (на $\delta \sim 0 \dots 200$ мкм от внешней поверхности) наплавленного металла после эксплуатационного износа находятся примерно на одном уровне, однако, в случае ПП-АН180МН наблюдается более высокий уровень прочности (на

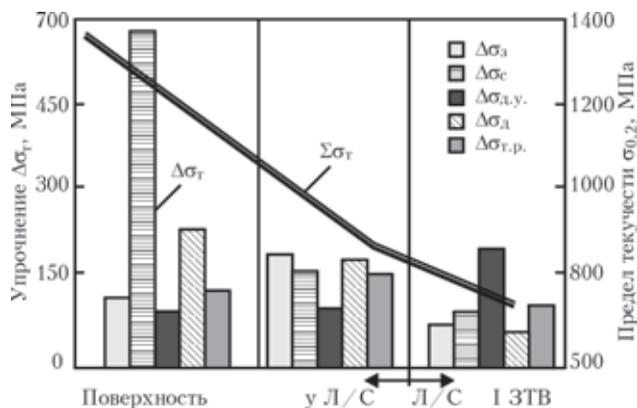


Рис. 4. Гистограммы, отражающие вклад зернового $\Delta\sigma_z$, субструктурного $\Delta\sigma_c$, дисперсионного $\Delta\sigma_{\text{д.у}}$, дислокационного $\Delta\sigma_d$ и твердорастворного $\Delta\sigma_{\text{т.р}}$ упрочнений в изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ в наплавленном металле (ПП-АН180МН) и ЗТВ

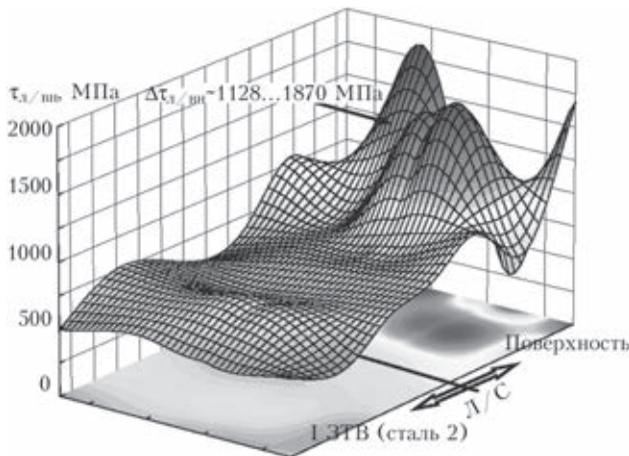


Рис. 5. Уровень локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$, формирующихся в наплавленном металле (ПП-АН180МН) после износа

16 % выше по сравнению с Св-08ХМФ), что свидетельствует о хорошем сочетании механических характеристик наплавленного металла после износа.

Результаты расчетных оценок локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ при сопоставлении их значений с теоретической прочностью материала, приведенные на диаграмме (рис. 5), показывают следующее. В наплавленном металле наблюдаются значения $\tau_{л/вн}$ порядка 740...1100 МПа, что составляет $(0,09...0,13)\tau_{теор}$, которые равномерно распределены по металлу шва. При приближении к внешней поверхности на расстоянии $\delta \sim 0...200$ мкм за счет повышения в 2 раза плотности дислокаций ρ от $\sim 4...6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\sim 10^{11}...2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ уровень формирующихся $\tau_{вн}$ достигает ~ 1870 МПа $(0,22\tau_{теор})$.

Таким образом, с точки зрения показателей прочности, пластичности и трещиностойкости наиболее оптимальная структура наплавленного металла после износа формируется при использовании ПП-АН180МН.

1. *Наплавка гребней вагонных колесных пар* / Н. В. Павлов, И. Д. Козубенко, Н. Е. Бызова, А. И. Рассоха // Ж.-д. трансп. – 1993. – № 7. – С. 37–40.
2. *Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес* / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный, В. Ф. Горб // Автомат. сварка. – 1996. – № 3. – С. 22–27, 33.
3. *Гудков А. В., Лозинский В. Н.* Новые технологические и технические решения в области сварки на железнодорожном транспорте // Вест. ВНИИЖТ. – 2008. – № 6. – С. 3–9.
4. *Оценка прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес после длительной эксплуатации* / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский и др. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2011. – № 6. – С. 73–79.
5. *Металлофизика высокопрочных сплавов* / М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. – М.: Металлургия, 1986. – 307 с.
6. *Романив О.Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
7. *Гордиенко Л.К.* Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – 384 с.
8. *Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес* / А.А. Гайворонский, В.Д. Позняков, Л.И. Маркашова и др. // Автомат. сварка. – 2012. – № 8. – С. 18–24.
9. *Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений, металлов, сплавов, композиционных материалов* / Л.И. Маркашова, В.Д. Позняков, Е.Н. Бердникова и др. // Там же. – 2014. – № 6-7. – С. 25–31.

Поступила в редакцию 01.04.2015

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

В открытом доступе сборники «Проблемы ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» за 2006, 2009 и 2012 гг. В сборники вошли статьи, подготовленные по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин», полученные за 2004–2006, 2007–2009 и 2010–2012 гг.

ПРОБЛЕМЫ РЕСУРСУ
І БЕЗПЕКИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ
КОНСТРУКЦІЙ, СПОРУД
ТА МАШИН

Сборники доступны:

<http://patonpublishinghouse.com/compilations/resurs2006.pdf>;
<http://patonpublishinghouse.com/compilations/resurs2009.pdf>;
<http://patonpublishinghouse.com/compilations/resurs2012.pdf>.

Сборник по результатам выполнения программы за 2013–2015 гг. будет опубликован до конца 2015 г.

Сборники можно заказать
в редакции журнала «Автоматическая сварка».

Проблемы ресурсу
і безпеки експлуатації
конструкцій, споруд
та машин



СПЛАВЫ НА КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ НАПЛАВКИ

Р. РОСЕРТ

RCT GmbH, г. Дрезден, Германия. E-mail: reinhard.rosert@gmx.de

Многие современные стальные конструкции характеризуются высокими механическими свойствами соединений, а также хорошей коррозионной стойкостью используемых материалов. Облицовка основных материалов с выбранными механическими свойствами наплавкой порошковой проволокой на основе кобальта является надежным способом получения требуемой комбинации свойств, например, коррозионной стойкости и износостойкости. Преимущества порошковых проволок за счет обеспечения разнообразного химического состава наплавленного металла, надежности и высокой производительности доказаны во многих производственных применениях. В этой статье описаны примеры использования порошковых проволок на кобальтовой основе в двух различных сварочных процессах (наплавке неплавящимся вольфрамовым электродом-TIG и наплавке плавящимся электродом в защитном газе-MSG). При этом представлены различные шлаковые системы проволок и их свойства. Кроме того проводится сравнение с другими процессами дуговой наплавки. На конкретных примерах показано разнообразие случаев применения порошковой проволоки на основе кобальта. Обсуждается влияние различных параметров на процесс наплавки. Библиогр. 11, табл. 4, рис. 10.

Ключевые слова: дуговая наплавка, металлпорошковая проволока, кобальтовая основа, производство, легирование, стандартизация, свойства, применение

Производство порошковых проволок на основе кобальта для наплавки. Порошковые проволоки на кобальтовой основе для наплавки являются вальцованными. Пока известны исключительно порошковые проволоки с перекрытием ленты (рис. 1).

Производство в безшовном виде кобальтовых проволок пока невозможно из-за более низкой степени заполнения безшовных порошковых проволок. Порошковые проволоки на кобальтовой основе являются металлпорошковыми (М-тип). В отличие от средне- и высоколегированных порошковых проволок для наплавки коррозионно- и износостойких слоев, которые состоят в основном из нелегированной ленты и высоколегированного заполнения, высококачественные легированные порошковые проволоки на основе кобальта состоят из ленты чистого кобальта и на-

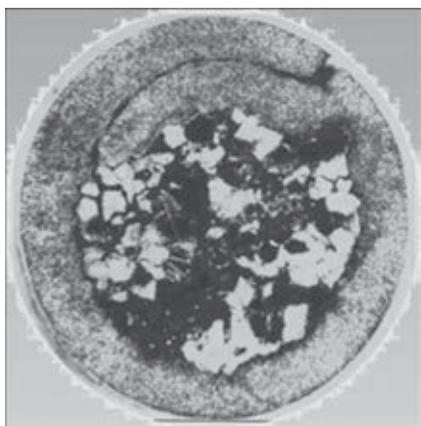


Рис. 1. Вальцованная порошковая проволока с перекрытием ленты

полнителя, содержащего легирующие элементы, раскислители, элементы для стабилизации дуги и шлакообразующие.

Для достижения точной округлости проволоки перед намоткой на катушку при производстве после прокатных проходов применяется волочение точными алмазными фильерами.

Принцип изготовления проволоки показан на рис. 2.

Металлпорошковые проволоки обеспечивают очень мелкокапельный перенос металла при наплавке и характеризуются отсутствием шлака на поверхности. Находящиеся на поверхности шва частички оксидов марганца и силикатов легко удаляются. Кроме высокой производительности наплавки проволоками М-типа достигается значительное проплавление основного металла. Эти порошковые проволоки можно использовать во всех пространственных положениях. Предпочтительно применение импульсной техники. В общем, проволоками М-типа наплавляют в среде защитных газов по стандарту DIN EN ISO 14175. Применяют при этом сварочные газы класса — П или М1х. Кобальтовые порошковые проволоки также используются как присадочный материал при наплавке неплавящимся вольфрамовым электродом. Подача проволоки может при этом осуществляться в холодном или подогретом состояниях. Кроме того, можно наплавать порошковые проволоки на основе кобальта без защитного газа. В этом случае порошковые проволоки относятся к типу U. Их применяют для одно- и многопроходной наплавки в горизонтальном положении. Заполнение таких проволок состоит из легирующих элементов, ста-

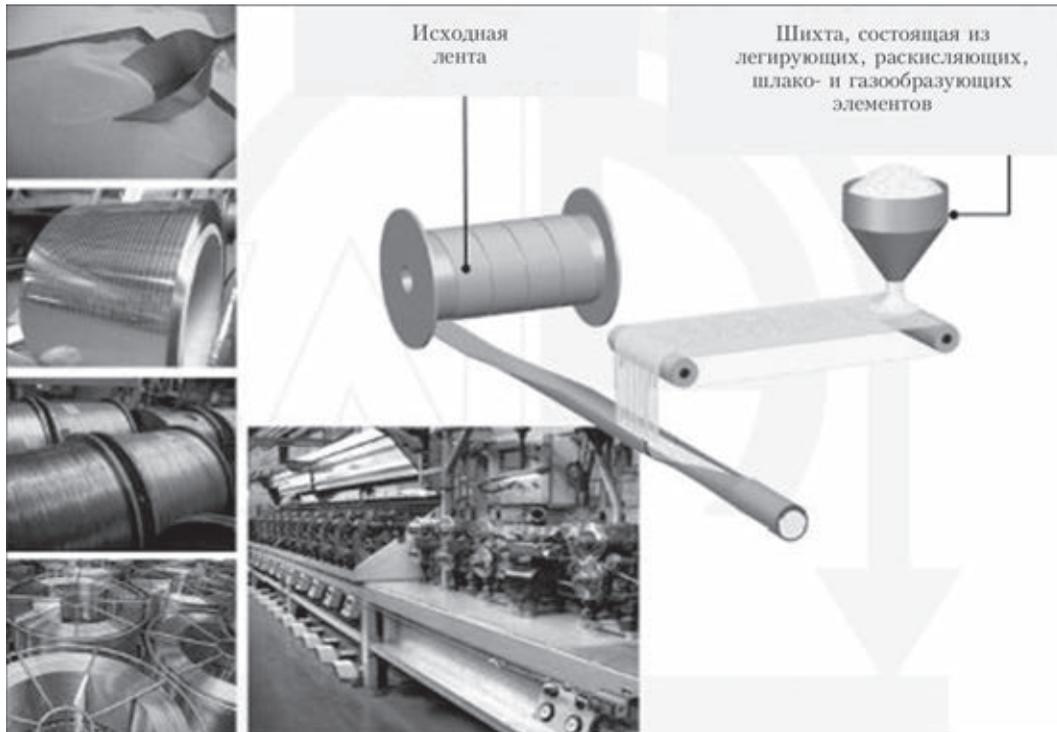


Рис. 2. Производство порошковых проволок на кобальтовой основе

биллизаторов дуги и газообразующих, а также возможна добавка шлакообразующих.

Группы легирования. В табл. 1 представлены обычные сварочные процессы, используемые для коррозионно-стойкой наплавки кобальтовыми порошковыми проволоками, виды защиты и позиции наплавки.

Стандартные сплавы. Табл. 2 иллюстрирует типичные сплавы со значениями твердости металла шва при комнатной температуре и вплоть до 800 °С. В дальнейшем приведены основные области их применения. Сплавы 21 и 6 – это сегодня те, которые найдут самое широкое применение в промышленности, особенно для наплавки седел клапанов и уплотнительных поверхностей в нефтяной или в газовой промышленности. Эти сплавы обладают оптимальным сочетанием стойкости против истирания, коррозии и воздействия ударов.

Таблица 1. Группы легирования

Группа легирования	Кобальтовая основа	
	STELLOY	
WA Cored Wires TM	G	O
Процесс сварки по EN ISO 4063:	139	114
Процесс сварки по AWS	FCAW-G	FCAW
	FCAW-P	–
Классификация AWS	ERCCoxxx	ERCCoxxx
Тип наполнения	Металлопорошок	Самозащитный
	M	U
Позиция сварки:	PA	PA
Защитный газ по ISO 14175	I1, M1x	–

Металл наплавки не имеет трещин, если технология наплавки строго соблюдается.

Состояние текущей стандартизации. Международная стандартизация (EN и ISO стандарты), а также национальные правила позволяют классифицировать присадочные материалы для наплавки. Тем не менее, порошковые проволоки имеют здесь особое положение. Не для каждой системы легирования есть стандарт. Табл. 3 дает обзор состояния классификационных стандартов для дуговой наплавки.

Свойства наплавочных покрытий. Кобальтовые порошковые проволоки классифицируются в рамках материалов для наплавки в соответствии с EN 14700, а в ASME II C SFA 5.21 даже можно найти стандартные материалы на основе кобальта для наплавки.

Влияние технологических параметров. Дуговая наплавка порошковой проволокой, как правило, имеет более высокую производительность (до 10 кг/ч или 0,4 м²/ч) по сравнению со сплошными проволочными электродами, но не имеет их недостатков при наплавке.

Профиль проплавления похож на профиль при дуговой наплавке электродами. Однако, можно уменьшить глубину проплавления. При наплавке кобальтовыми порошковыми проволоками можно регулировать проплавлением и тем самым содержанием железа в наплавленном слое.

Для этого необходима оптимизация параметров процесса наплавки кобальтовыми порошковыми проволоками.

Таблица 2. Типичные стандартные сплавы

Тип сплава	1	6BC	6	6PC	12	21	25
	Диаметр проволоки, мм						
МИГ электроды	1,2, 1,6, 2,4 2,5...5,0	1,2, 1,6, 2,4 N/A	1,2, 1,6, 2,4 2,5...5,0	1,2, 1,6, 2,4 N/A	1,2, 1,6, 2,4 2,5...5,0	1,2, 1,6, 2,4 2,5...5,0	1,2, 1,6 2,5...5,0
ТИГ проволока	N/A	1,2...1,6	1,2...1,6	1,2...1,6	N/A	1,2...1,6	N/A
EN 14700	TCo3	TCo2	TCo2	TCo2	TCo2	TCo1	TZCo1
Типичный химический состав металла шва	C 2.3 Cr 29 W 12 Mn 1.0 Si 1.0 Fe 4.0 Co Осн.	C 0.9 Cr 28.5 W 4.5 Mn 1.0 Si 1.0 Fe 4.0 Co Осн.	C 1.05 Cr 28.5 W 4.5 Mn 1.0 Si 1.0 Fe 4.0 Co Осн.	C 1.2 Cr 28.5 W 4.5 Mn 1.0 Si 1.0 Fe 4.0 Co Осн.	C 1.5 Cr 30 W 7.5 Mn 1.0 Si 1.0 Fe 4.0 Co Осн.	C 0.23 Cr 28 Mo 5.5 Ni 3.0 Mn 1.0 Si 1.0 Co Осн.	C 0.15 Cr 20 W 14 Ni 9.5 Mn 1.5 Si 1.0 Fe 4.0 Co Осн.
Твердость металла шва 200 °C Rc Бринель 400 °C 600 °C 800 °C	53 495...560 465 420 370 330	38 350...380	Work Hardens 42 380...415 370 320 255 240	44 410...430	45 415...455 410 370 315 275	Work Hardens 33 300...340 280 255 235 220	21 210...260 180 145 130 120
Сопrotивление образованию трещин	*	****	***	**	**	****	****
Ударная прочность	*	***	***	**	**	****	****
Износ металла о металл	***	***	***	***	***	****	****
Коррозия	****	****	****	****	****	****	****
Износ в холод. состоянии	****	**	***	***	****	**	**
Износ в горячем состоянии	****	**	***	***	****	**	***
Обработываемость материала	****	**	**	**	**	****	****

Таблица 3. Классификация стандартов для порошковых проволок

Стандарт	Материал						
	Малоуглеродистые и низколегированные стали	Высокопрочные стали	Теплоустойчивые стали	Нержавеющие и жаростойкие стали	Никелевый сплав	Чугун	Твердые сплавы
DIN	8559	–	–	–	–	8573	8555
EN	758	12535	12071	12073	–	1071	14700*
ISO	17632*	18276*	17634*	17633*	12153	1071*	–

* Действующие государственные стандарты.

Влияние технологических параметров при дуговой наплавке порошковой проволокой можно описать следующим образом:

– *сварочный ток*: ширина и усиление шва, а также проплавление увеличиваются с ростом силы тока;

– *скорость наплавки*: ширина и усиление шва уменьшаются при увеличении скорости сварки. Глубина проплавления и степень перемешивания с основным металлом увеличиваются при возрастании скорости сварки;

– *длина дуги*: глубина проплавления и степень перемешивания с основным металлом уменьшаются с увеличением длины дуги;

– *положение горелки*: с наклоном горелки вперед глубина проплавления, степень перемешивания с основным металлом и усиление шва увеличиваются; с увеличением угла наклона горелки этот эффект усиливается, а ширина шва уменьшается;

– *предварительный подогрев*: глубина проплавления, степень перемешивания с основным металлом и ширина шва увеличиваются с возрастанием температуры подогрева, а усиление шва снижается;

– *защитный газ*: чем выше содержание CO₂ в защитном газе, тем выше глубина проплавления и степень перемешивания с основным металлом. Степень перемешивания увеличивается при применении газов (без гелия) в следующем порядке: П1 < М13 < М12 < М20 < М21 < CO₂.

Сравнение газодуговой наплавки кобальтовой порошковой проволокой с другими процессами наплавки.

Дуговая наплавка порошковой проволокой имеет ряд преимуществ по сравнению с другими процессами дуговой наплавки. К ним относятся: низкая погонная энергия; низкая деформация; низкое перемешивание с основным металлом; возможность однослойной наплавки; наличие

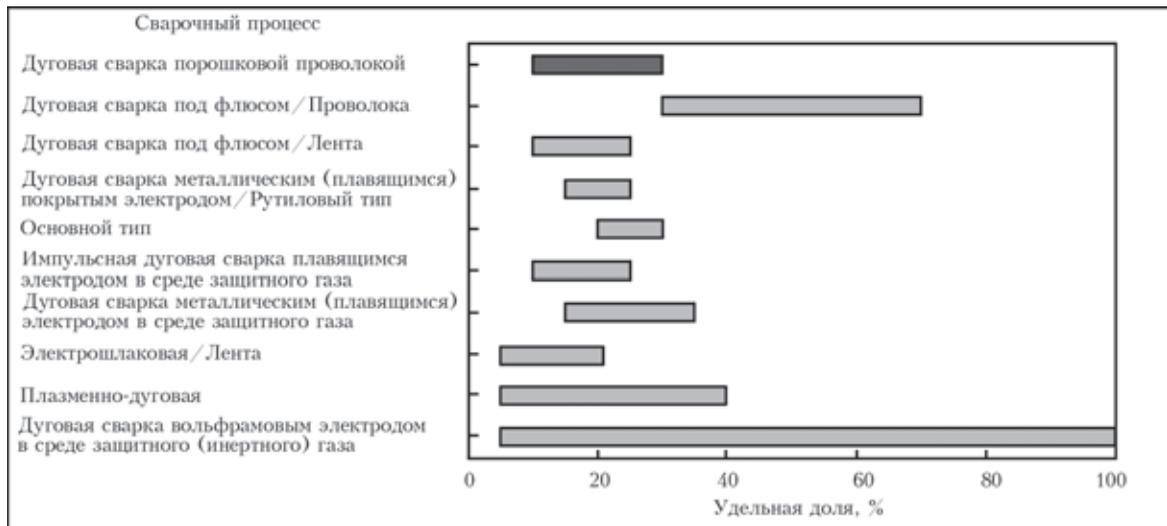


Рис. 3. Глубина проплавления в зависимости от способа наплавки

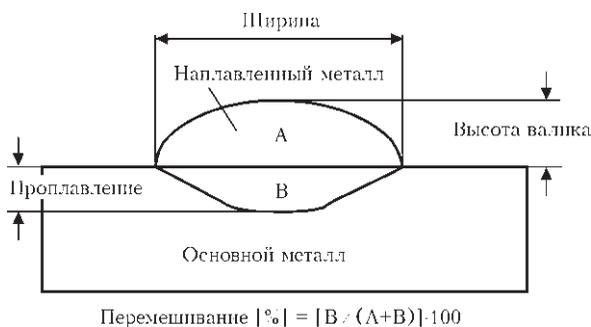


Рис. 4. Определение коэффициента проплавления

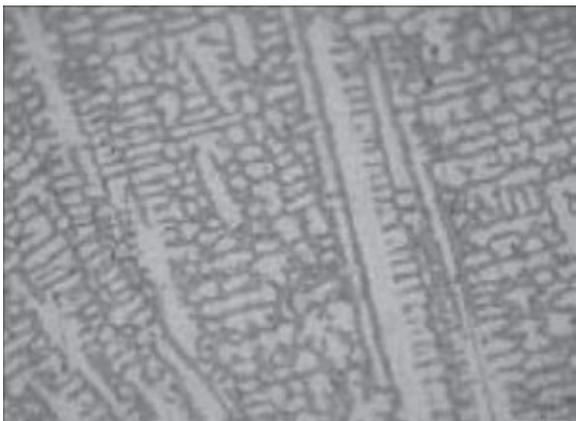


Рис. 5. Микроструктура наплавленного металла проволокой Stelloy 1-G

большой разновидности возможных химических составов наплавляемого металла; возможность наплавки в различных пространственных положениях; низкий объем последующей обработки.

Таблица 4. Сравнение различных способов наплавки

Процесс	Автоматизация	Производительность плавления, кг/ч	Инвестиции	Позиции сварки	Преимущества	Ограничения
GTAW-Hot wire	+	1-2	Высокие	Все	Высокое качество	Размеры/Расходы
GTAW FCW	+	3-5	Средние	Все	-"-	Производительность
GTAW solid	+	1-2	-"-	1G/3G (PA, PG)	Стоимость	Качество
SMAW	-	0,5-2	Низкие	Все	Гибкость	Возможность автоматизации
ESW	+	До 25	Высокие	1G (PA)	Цена/кг наплавленного металла	Размеры

Табл. 4 отражает важные отличительные критерии для различных способах наплавки. Высокая чистота наплавленного порошковой проволокой металла на основе кобальта сплава 1 показано на рис. 5. Это изображение показывает соответствующую микроструктуру. Замечательно при этом, то что дендритная структура характеризуется очень высокой чистотой.

Примеры применения. Следующие примеры показывают разнообразие порошковых проволок на основе кобальта. Сплавы на основе кобальта используются при высоких температурах, где требуются высокая износ- и коррозионностойкость, например, для уплотнительных поверхностей высокого давления, шнеков экструдеров в производстве пластмасс, пресс-форм в керамической промышленности, инструментов в кузнечной промышленности, горячих ножниц или клапанов вентилей. Для различных сплавов могут быть изготовлены соответствующие порошковые проволоки. Их можно наплавлять дуговой наплавкой без или с применением импульсной техники. Предпочтительно применять чистый аргон в качестве защитного газа. При дуговой наплавке неплавящимся электродом можно использовать Ag или смесь Ag + He как защитный газ.

На рис. 6 показана TIG наплавка со сплавом Hastelloy 6 на седло клапана. Для буферного слоя в этом случае можно использовать сталь типа 309L. Рис. 9 показывает MSG-покрытие с

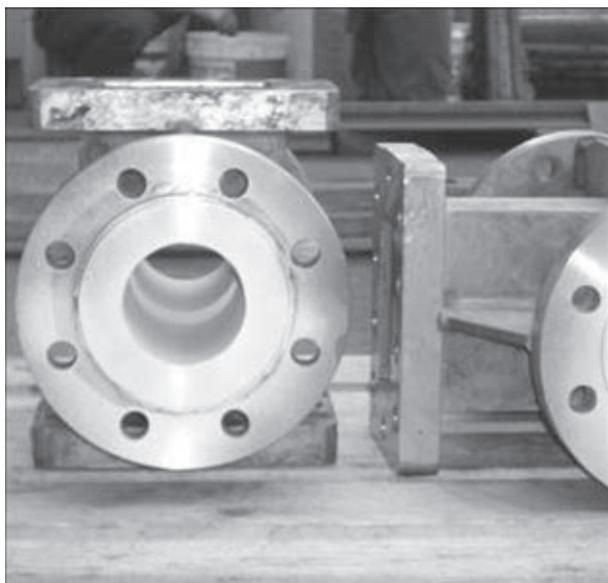


Рис. 6. Один слой покрытия Хастеллой 6, выполненный способом TIG

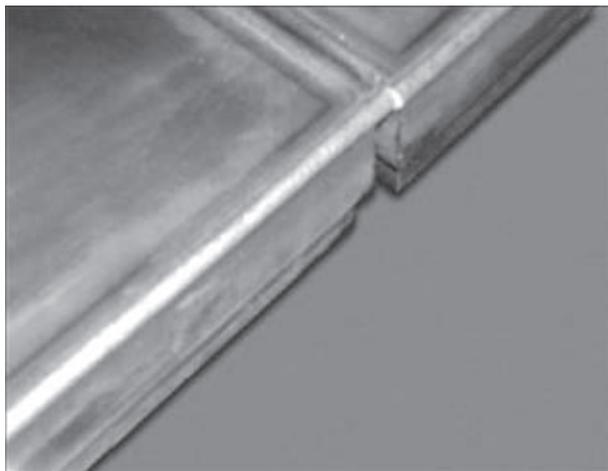


Рис. 7. Наплавка кромок сплавом Hastelloy G-6

Hastelloy G-6 для керамической формы. Рис. 10 показывает однослойную дуговую наплавку кобальтовой порошковой проволокой типа Stelloy 21-G на поверхность вентиля двигателя.

Другой пример применения высокотемпературных кобальтовых сплавов можно привести из сталелитейной промышленности. Горячие ножи режут стальные стержни и слябы при температурах 800 °С. За счет длительного контакта с горячим материалом ножи подвержены термической усталости и необходимо их защитить. На рис. 10 показана типичная многослойная наплавка на нож для горячей резки. После наплавки проводят термическую обработку и последующую механическую обработку.

Термические условия при наплавке кобальтовыми порошковыми проволоками. В большинстве случаев основным критерием получения высококачественного покрытия со сплавами на основе кобальта является получение наплавочно-



Рис. 8. Наплавка вентиля сплавом Stelloy 21-G

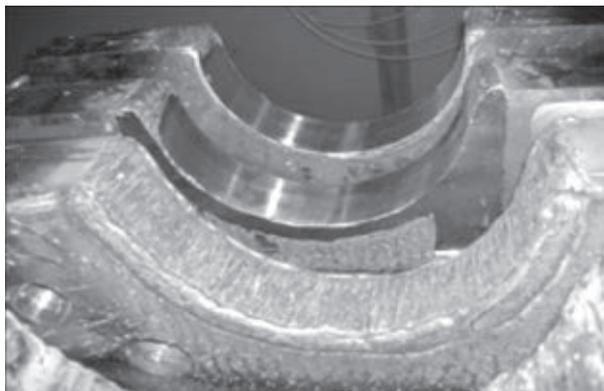


Рис. 9. Многослойная наплавка лопасти ножа для горячей резки

го покрытия без трещин и с высокой твердостью. Твердость чистого наплавленного металла лежит в пределах $HRC\ 21...53$ для стандартных сплавов (табл. 2). При такой высокой твердости необходимо обеспечивать особенные меры в управлении тепловложением. Прежде всего температура предварительного и межслойного нагревов должны строго контролироваться и постоянно поддерживаться. Величина предварительного подогрева зависит от типа основного материала, количества слоев, толщины стенок.

Как правило, кобальтовые порошковые проволоки типа 6 наплавляют с предварительным подогревом не менее 200 °С при однослойных наплавках. Предварительный нагрев может быть увеличен до 400 °С в некоторых случаях.

Скорость охлаждения кобальтовых наплавков также является важным критерием. Во многих случаях, мартенситное превращение в стали основного металла приводит к локальным напряжениям, что может перегружать хрупкий наплавленный металл и приводить к трещинам.

Буферные слои. Применение буферных слоев позволяет снизить температуру предварительного подогрева для покрытий чувствительных к трещинообразованию. Как правило, стали на основе железа, как сталь 309L или никелевые сплавы, такие как Inconel 625, могут быть использованы для этой цели. Рис. 10 показывает макрошлиф наплавленного слоя со сплавом на основе кобальта: бу-

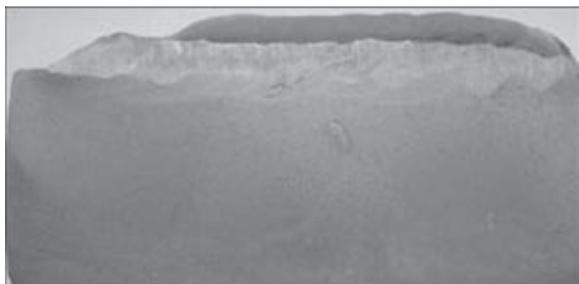


Рис. 10. Макрошлиф Хастеллоя–6-G с буферным слоем из стали 309L

ферный слой–сталь 309L и кобальтовая порошковая проволока–Хастеллой–6-G.

Метод применения буферных слоев влияет на твердость наплавленного слоя, поэтому необходим контроль технологии. Выбор сплава для буферного слоя также зависит от необходимости последующей термической обработки.

Тенденции на будущее. В настоящее время большинство кобальтовых порошковых проволок наплавляют способом дуговой наплавки плавящимся электродом. Другой метод наплавки — это использование автоматизированного процесса TIG. Стремление к более высокому качеству и высокой производительности по технологии TIG привело к тому, что применяют технологию с использованием горячей проволоки. Для этого оптимизированы составы шихт этих порошковых проволок только для TIG-процесса. Для стандартных сплавов, как сплавы 6 и 21, теперь уже существуют кобальтовые порошковые проволоки диаметром 1,2 мм для сварки TIG.

Заключение

Сегодня кобальтовые порошковые проволоки для наплавки имеют многие возможности применения в области наплавки коррозионно- и износостойких слоев. Высококачественные типы наплавленного металла, высокая производительность, экономия затрат, гибкость составов сплавов и отличные сварочные характеристики являются основными аргументами для их применения.

1. *Bouquin B., Penning O., Bonnel J.-M.* Herstellung von korrosionsbeständigen Plattierungen durch Auftragschweißen mit Fülldrahtelektroden // Grosse Schweißtechnische Tagung. – 2010.
2. *Bonnel J.-M., Pease N.C.* Cored wires for corrosion resistant alloys: status report 2006 // Intern. Institute of Welding Congress. 8-10/03/2006, Stellenbosch, South Africa.
3. *Bonnel J.-M., Pease N.C.* Duplex and superduplex cored wires: modern consumables for modern steel // Ibid. – 8-10/03/2006, Stellenbosch, South Africa.
4. *Bonnel J.-M., Vass N., Pease C.* Fils tubulaires pour le soudage d'aciers inoxydables // Soudage Automatique.Applications Industrielles du Soudage avec Fil Fourré – Institut de Soudure – 11/12/2001.
5. *Bonnel J.-M.* Fils fourrés à poudre métallique — Journée d'étude « Soudage et mise en œuvre de l'acier inoxydable » // Institut Belge de la Soudure – 28 novembre 2002.
6. *Penning O., Bonnel J.-M., Mühlbauer H.* Basische Fülldrähte für Edelstahl und Nickel-Basis-Legierungen. Das fehlende Bindeglied. Große Schweißtechnische Tagung 17. – 19.09.2008.
7. *Bonnel J.-M., Cordari A., Desir J.L.* Fils fourrés base nickel // SWI – Séminaire Soudure, 10/03/2004 Yverdon-les-Bains.
8. *Bonnel J.-M., Bouquin B., Cordari A.* Cored wires for high quality welding of corrosion resistant alloys // Eurojoin7-GNS5, Venetia 2009.
9. *Bonnel J.-M.* Gevulde draad MIG/MAG en onderpoederdek lassen van austenitisch en duplex roestvast staal.
10. *Welding Alloys–Seminarie Belgisch Instituut voor Lastech-niek, Stivak en De Nayer Instituut, 2001.*
11. *Bouquin B., Mühlbauer H.* Kobalt Basislegierungen in der technischen Anwendung, Verschleißschutztagung Halle, 2014.

Поступила в редакцию 12.05.2015

Уважаемые читатели и подписчики журнала!

13–15 июня 2016 г. в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины
состоится 10-я Международная конференция



«ДУГОВАЯ СВАРКА — СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ»,

посвященная 80-летию первой Всесоюзной
конференции по автоматической дуговой сварке,
г. Киев, ИЭС, 1936 г.

<http://pwi-scientists.com/rus/arcweld2016>

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЛЕНТ ДЛЯ НАПЛАВКИ

А.П. ВОРОНЧУК, А.П. ЖУДРА, В.О. КОЧУРА, А.В. ПЕТРОВ, В.В. ФЕДОСЕНКО
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены проблемы однородности шихты порошковых лент при ее смешивании в двухконусных смесителях. Экспериментально определено оптимальное время смешивания для смесителей различного объема. Усовершенствовано оборудование для изготовления порошковых лент и разработана новая конструкция тянущей клетки с использованием датчиков давления, что позволяет определять и регулировать усилия прижатия тянущих валков стана. Приведены результаты исследований влияния степени уплотнения шихты на сварочно-технологические свойства порошковых лент. Установлено, что увеличение степени уплотнения приводит к заметному росту коэффициента расплавления электродного материала. Недостаточная или избыточная степень уплотнения негативно отражается на сварочно-технологических свойствах порошковых лент — увеличивается разбрызгивание и ухудшается стабильность процесса. Библиогр. 4, табл. 1, рис. 7.

Ключевые слова: наплавка, порошковая лента, шихта, смеситель, смешивание, однородность, комплексно-легированные порошки, степень уплотнения, разбрызгивание

Порошковые ленты широко применяются при наплавке крупногабаритных деталей в металлургической, горнодобывающей, энергетической и других отраслях промышленности. Прежде всего это связано с высокой производительностью наплавки порошковой лентой, достигающей более 30 кг наплавленного металла в час при использовании одной ленты. Порошковая лента проста в изготовлении, а ее конструктивные особенности позволяют получать коэффициент заполнения 60...70 %, что дает возможность существенно увеличивать степень легирования наплавленного металла [1].

Технология изготовления порошковой ленты имеет ряд особенностей, связанных с подготовкой шихтовых материалов, а также процессом формирования, уплотнения и прокатки лент.

В настоящей статье рассмотрено две проблемы, которые могут существенно влиять на качество порошковой ленты — это смешивание шихтовых материалов и степень их уплотнения в процессе прокатки. Учитывая тот факт, что в состав многих марок порошковых лент, как правило, входит от 4 до 12 и более компонентов, различающихся по химическому составу, грануляции и физико-механическим свойствам, качественное их смешивание является важным фактором, обеспечивающим получение наплавочного материала необходимого состава и свойств.

Цель процесса смешивания шихтовых материалов — получение продукта с возможно более равномерным распределением частиц отдельных составляющих шихты а, следовательно, и возмож-

но более близкими свойствами в любой части получаемой смеси.

Чаще всего для смешения шихтовых материалов применяются двухконусные смесители, имеющие ряд достоинств:

практически не изменяют форму и размеры частиц смешиваемого материала;
обеспечивают полную герметичность;
легко очищаются и т.д.

Как показали многочисленные исследования, для вращающихся смесителей, работающих в оптимальном режиме, характерны весьма короткие периоды смешивания. Если в течение 5...20 мин не получено удовлетворительного усреднения компонентов, дальнейшее смешивание нецелесообразно и следует искать причину, мешающую гомогенизации смеси. Д. Кауфман [2] считает, что для получения равновесной смеси достаточно 50...250 оборотов смесителя (ориентировочно 10...25 мин), а М. Эштон и Ф. Валентин [3] считают, что оптимальный период гомогенизации смеси колеблется в пределах 1,2...18 мин.

По установившейся традиции время смешения шихтовых материалов для порошковых проволок и лент составляет 40...60 мин.

Были проведены исследования влияния времени смешивания шихтовых материалов на однородность шихты порошковой ленты для наплавки ПЛ-Нп-500Х40Н40С2ГРЦ. Эксперименты по смешиванию шихты проводили в двухконусном лабораторном смесителе объемом 7 дм³ (масса шихты 3,35 кг); двухконусном промышленном смесителе объемом 150 дм³ (масса шихты 100 кг); двух-

Время отбора проб при перемешивании в смесителях различного объема

Номер партии	Время перемешивания, мин, при объеме смесителя, дм ³		
	7	150	600
1	5	5	5
2	10	10	10
3	15	15	15
4	20	20	20
5	30	30	30
6	60	60	45
7	120	120	60
8	180	180	90
9	240	240	120
10	–	–	150

конусном промышленном смесителе объемом 600 дм³ (масса шихты 419,42 кг). Время перемешивания и отбора проб отдельных партий шихты приведены в таблице.

От каждой партии шихты после смешивания методом квартования (при проверке смесителя емкостью 7 дм³) или шупом из разных мест (при проверке промышленных смесителей объемом 150 и 600 дм³) было отобрано по 24 пробы для оценки качества смешивания. Из каждой нечетной пробы прессовалось по 2 таблетки. Анализ проб осуществлялся на рентгено-флуоресцентном анализаторе «Тефа» фирмы «Ортек».

Степень усреднения компонентов шихты оценивали по среднеквадратичным отклонениям интенсивностей по четырем элементам: алюминию, кремнию, хрому и железу. Полученные результаты приведены на рис. 1, а–в.

Анализируя полученные результаты, можно отметить своеобразную цикличность изменения среднеквадратичного отклонения интенсивностей по всем элементам. По-видимому, в процессе многочасового смешивания в смесителе чередуются явления весьма равномерного усреднения состава шихты с явлениями сегрегации. Оптимальное время смешивания в зависимости от объема смесителя представлено на рис. 2.

Наименьшее среднеквадратичное отклонение интенсивностей по большинству элементов наблюдается в смесителе объемом 7 дм³ после 10 мин смешивания, в смесителе объемом 150 дм³ после 13...20 мин смешивания, в смесителе объемом 600 дм³ — после 30 мин смешивания, что полностью подтверждает правильность рекомендаций, данных в литературных источниках. Эти данные показывают принципиальную возможность резко сократить время работы двухконусных смесителей, что значительно повысит их производительность.

Следует также отметить, что усреднять состав шихты порошковой ленты или проволоки можно

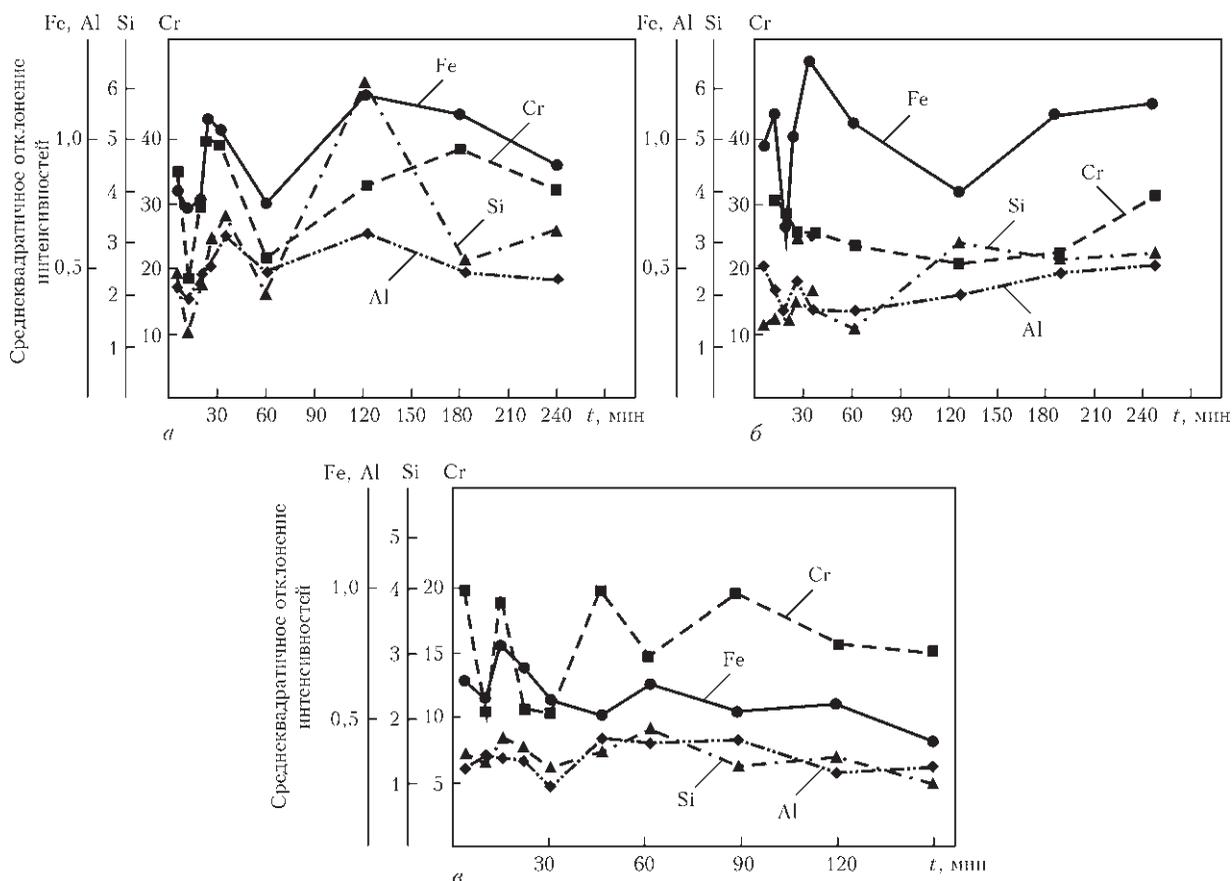


Рис. 1. Влияние времени смешивания *t* компонентов на среднеквадратичное отклонение интенсивностей по отдельным элементам: а — для смесителя 7 дм³; б — 150; в — 600

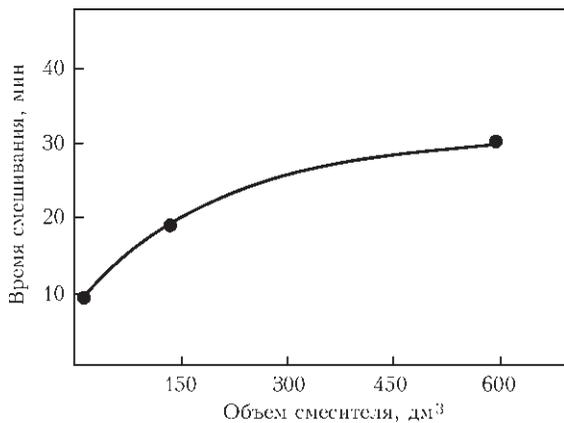


Рис. 2. Оптимальное время смешивания в зависимости от объема смесителя

не только за счет механического смешивания, но и при использовании комплексно-легированных порошков. Процесс получения таких порошков разработан в ИЭС им. Е.О. Патона. Предварительно выплавляются слитки заданного химического состава из смеси ферросплавов и других легирующих компонентов с последующим их плазменно-дуговым термоцентробежным распылением в инертной среде [4]. Полученный порошок имеет гранулы сферической формы одинакового химического состава, что существенно упрощает процесс изготовления наплавочных материалов, улучшает их сварочно-технологические свойства, а также способствует повышению эксплуатационных характеристик наплавленного металла за счет снижения его неоднородности.

Качество порошковой ленты и, соответственно, ее сварочно-технологические свойства значительно зависят от степени уплотнения шихты в процессе изготовления ленты. Практика показывает, что недостаточное уплотнение шихты или чрезмерное ее уплотнение приводят к снижению сварочно-технологических свойств порошковой ленты, в частности, к значительному увеличению потерь на разбрызгивание.

В настоящее время при изготовлении порошковых лент отсутствует объективный показатель качества уплотнения порошка-наполнителя и этот параметр всецело зависит от опыта оператора.

Попытки использования гидравлической мездозы, заложенной в конструкцию тянущей клетки станков ОБ-2121 и ОБ-2240, не увенчались успехом. Данное техническое решение не позволило измерять усилие прижатия с необходимой точностью, а также продемонстрировало низкую надежность при работе в производственных условиях.

Была разработана новая конструкция тянущей клетки, позволяющая проводить непрерывный контроль усилия прижатия тянущих валков в процессе изготовления порошковой ленты, а также определять оптимальную степень уплотнения порошка-наполнителя (рис. 3). Усилие прижатия регулируется

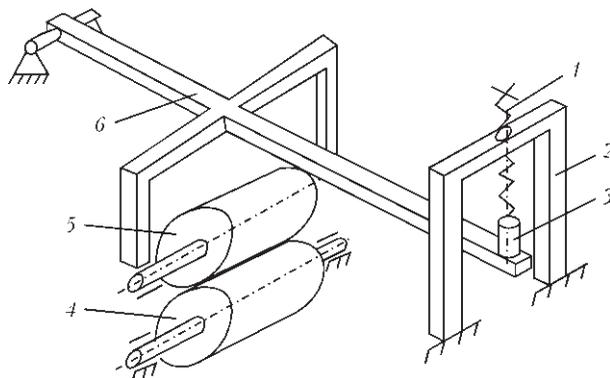


Рис. 3. Кинематическая схема тянущей клетки: 1 — винт; 2 — неподвижная опора; 3 — датчик давления; 4 — неподвижный валок; 5 — верхний подвижный валок; 6 — рычаг; 7 — ось

при помощи винта 1 и контролируется датчиком 3, результат выводится на цифровое электронное табло. Конструктивно рычаг выполнен таким образом, что давление передается в двух точках на обе обоймы подшипников верхнего валка через регулировочные винты. Это позволяет устранять непараллельность валков, а следовательно, исключать серповидность порошковой ленты.

Было исследовано влияние степени уплотнения шихты на сварочно-технологические свойства порошковой ленты ПЛ-Нп-400Х20Б7М7В2Ф (ПЛ-АН179). Для изготовления всех опытных порошковых лент использовали шихту одной партии стабильного химического состава. Коэффициент заполнения порошковой ленты также был постоянным. В процессе изготовления порошковых лент изменялось только усилие прижатия тянущих валков. Все остальные параметры настройки стана, включая скорость протяжки порошковой ленты, оставались неизменными.

При изготовлении порошковых лент задавались усилия прижатия тянущих валков в следующих пределах: 2,5...3,5; 15,0...20,0; 36,0...40,0; 48,0...53,0; 66,0...72,0; 75,0...81,0 кН.

Была определена степень уплотнения шихты в порошковых лентах в зависимости от усилия при-

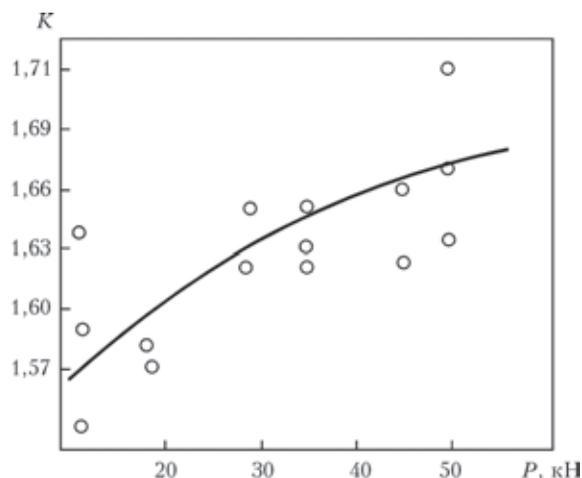


Рис. 4. Степень уплотнения порошка-наполнителя

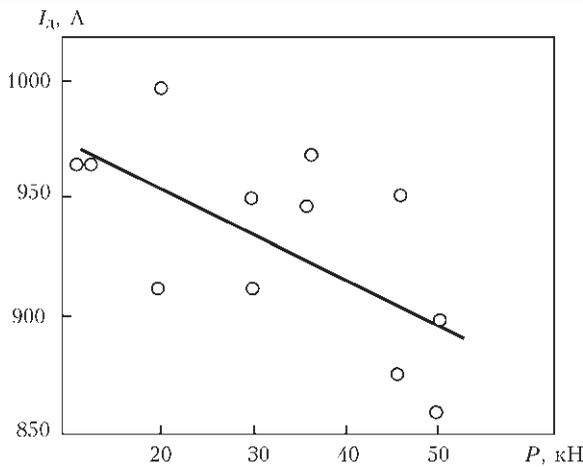


Рис. 5. Ток наплавки в зависимости от усилия прижатия валков

жания тянущих валков. Она оценивалась как отношение насыпной плотности порошка-наполнителя после его смешивания к плотности порошка-наполнителя в порошковой ленте по формуле (рис. 4):

$$K = \rho_1 / \rho_2,$$

где ρ_1 — насыпная плотность шихты после смешивания компонентов; ρ_2 — плотность шихты в порошковой ленте.

Степень уплотнения шихты с увеличением усилия прижатия валков пропорционально возрастает и при усилиии прижатия 60 кН составляет 1,66. Наплавку опытными порошковыми лентами при исследованиях сварочно-технологических свойств электродного материала выполняли на аппарате А-874Н с источником питания постоянного тока ВДУ-1201. Режимы наплавки: напряжение 29 ± 1 В; скорость подачи порошковой ленты 41 ± 1 м/ч; скорость наплавки 19 ± 1 м/ч; вылет электрода 50 ± 5 мм; полярность обратная.

Наплавку выполняли на пластины из Ст3 размером $20 \times 45 \times 300$ мм. Во время наплавки каждой из опытных порошковых лент фиксировали сред-

ний ток и напряжение, а также определяли коэффициенты вариации по току и напряжению. Для получения этих данных использовали информационно-измерительную систему АНП-2 на базе микроЭВМ «Электроника-60М».

Коэффициенты расплавления, наплавки и потерь на угар и разбрызгивание определяли по следующим зависимостям.

Коэффициент расплавления α_p :

$$\alpha_p = \frac{3600(m_l - m'_l)}{It},$$

где m_l, m'_l — соответственно масса ленты до и после наплавки; I — ток наплавки, А; t — время наплавки, с.

Коэффициент наплавки α_n :

$$\alpha_n = \frac{3600(m_n - m'_n)}{It},$$

где m_n, m'_n — масса пластины до и после наплавки, г.

Коэффициент потерь на угар и разбрызгивание $K_{\text{п}}$:

$$K_{\text{п}} = \frac{(m_l - m'_l) - (m_n - m'_n)}{m_l - m'_l}.$$

Потери на разбрызгивание:

$$K_{\text{раз}} = \frac{m_{\text{бр}}}{m_l - m'_l},$$

где $m_{\text{бр}}$ — масса собранных брызг.

С увеличением степени уплотнения шихты ток при неизменной скорости подачи порошковой ленты уменьшается, т. е. при одинаковой величине напряжения на дуге снижается мощность дуги, расходуемая на расплавление одного и того же количества электродного материала (рис. 5).

За счет этого растет коэффициент расплавления α_p , но коэффициент наплавки α_n при усилиях прижатия валков свыше 40 кН падает (рис. 6, а).

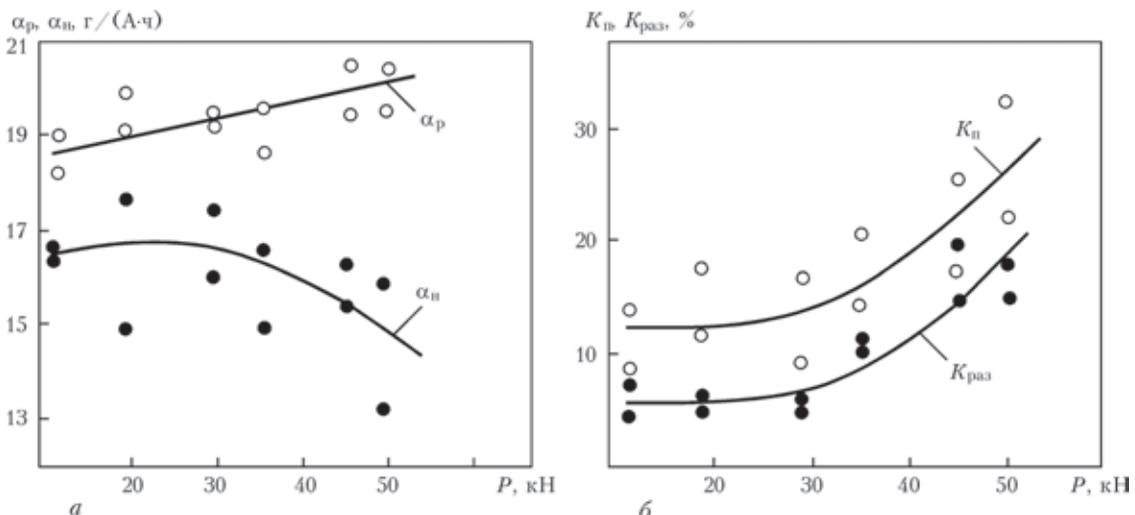


Рис. 6. Зависимость коэффициентов расплавления и наплавки (а) и коэффициентов потерь и разбрызгивания (б) от усилия прижатия валков

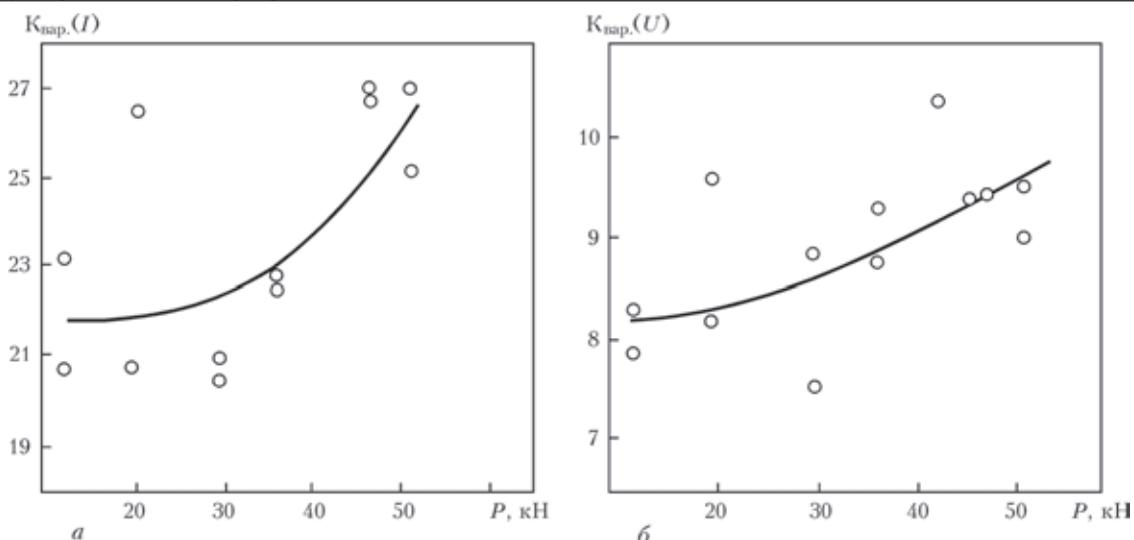


Рис. 7. Коэффициент вариации тока (а) и напряжения (б) в зависимости от усилия прижатия валков

Снижение величины коэффициента наплавки объясняется резким увеличением потерь на разбрызгивание (рис. 6, б).

В этом же диапазоне (усилие прижатия от 40 до 80 кН) наблюдается и увеличение коэффициентов вариаций тока и напряжения (рис. 7, а, б).

Таким образом, увеличение степени уплотнения шихты порошковой ленты приводит к увеличению производительности расплавления электродного материала, но этот положительный эффект полностью устраняется резким увеличением потерь на разбрызгивание.

Оптимальные сварочно-технологические свойства порошковой ленты в рассматриваемом случае получены только при усилии прижатия валков в диапазоне 20...40 кН. При усилиях прижатия ниже 20 кН повторяемость результатов невысокая, что, очевидно, связано с недостаточной степенью уплотнения шихты порошковой ленты.

Увеличение производительности расплавления электродного материала можно объяснить изменением электрического сопротивления порошковой ленты, что, по-видимому, связано с изменением сопротивления ленты-оболочки за счет наклепа и изменения сечения при ее деформировании за счет отпечатков тянущих валков заданной конфигурации на ее поверхности.

Увеличение разбрызгивания с ростом степени уплотнения шихты, по нашему мнению, связано с изменением теплопроводности шихты и снижением ее электрического сопротивления.

Проведенные исследования послужили основанием для усовершенствования технологической инструкции на изготовление данной марки порошковой ленты, что позволило стабилизировать качество изготавливаемой продукции и снизить ее потери при наплавке.

Применение нового технологического процесса изготовления порошковых лент позволило существенно уменьшить габариты оборудования и снизить в несколько раз энергоемкость электродного материала.

Выводы

1. Установлено, что оптимальное время смешивания компонентов шихты сердечника порошковых лент зависит от объема смесителя и изменяется в пределах 10...30 мин. Увеличение времени смешивания сверх этих пределов приводит к уменьшению однородности шихты.
2. Разработана система определения усилия прижатия валков тянущей клетки стана для изготовления порошковых лент. Определены оптимальные пределы уплотнения шихты порошковых лент. Недостаточная степень уплотнения и его повышенное значение негативно отражается на сварочно-технологических свойствах электродного материала. Это приводит к увеличению разбрызгивания и снижению стабильности горения порошковых лент.
3. Полученные результаты исследований реализованы в технологии изготовления порошковых лент и оборудовании для ее изготовления.

1. Жудра А.П., Ворончук А.П. Наплавочные порошковые ленты (Обзор) // Автомат. сварка. – 2012. – № 1. – С. 39–44.
2. Pat. №5547459 U.S. Ultrasonic Bone-Therapy Apparatus and Method / J.J. Kaufman et al. – 1996, Aug. 20. – Оpubл.
3. Ashton M.D., Valentin F.H. The Mixing of Powders and Particles in Industrial Mixers // Irans Inst. Chem. Engrs. – 1986. – 44, № 5. – P. 166–169.
4. Жудра А.П., Кривчиков С.Ю., Дзыкович В.И. Использование комплексно-легированных порошков, полученных методом термоцентрибежного распыления, в порошковых проволоках // Автомат. сварка. – 2014. – № 12. – С. 41–45.

Поступила в редакцию 20.03.2015

УДК 621.791.01:669

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛАВЛЕННЫХ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА

А.И. БЕЛЫЙ¹, А.П. ЖУДРА¹, А.И. РОСЛЯКОВ¹, В.В. ПЕТРОВ¹, П.И. ЛОБОДА²¹ ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua² НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, пр-т Победы, 37. E-mail: mail@KPI.ua

Проведены исследования легирования плавленых карбидов вольфрама NbC, Cr₃C₂, B₄C, VC, TiB₂, Mo и их влияние на физико-механические свойства сплава. Показано, что свойства сплава в значительной мере зависят от размера и количества армирующей фазы, которая во время кристаллизации может изменяться в широких пределах в зависимости от химического состава расплава и тепловых условий кристаллизации. Установлено, что высокие показатели физико-механических свойств плавленых карбидов достигаются при структурах сплава, которые представляют собой матрицу из одного тугоплавкого соединения, которое армировано волокном второго тугоплавкого соединения. Установлено повышение микротвердости сферических частиц сплава на 30...40 %, а также прочности и износостойкости, особенно при легировании Mo. Библиогр. 6, рис. 7.

Ключевые слова: плавленый карбид вольфрама, легирование, сферические частицы, микротвердость, микроструктура, прочность, износостойкость

Современный уровень работы машин и механизмов постоянно требует повышения их работоспособности, поэтому существует постоянная потребность создания новых, более эффективных материалов. Учитывая необходимость увеличения добычи газа в стране, можно прогнозировать значительный рост объема буровых работ, что, в свою очередь, потребует большого количества высокоэффективного бурового инструмента и оборудования, упрочненного новыми высокоэффективными наплавочными материалами.

Наиболее распространенным материалом для упрочнения, в первую очередь бурового инструмента, а также целого ряда быстроизнашивающихся деталей в машиностроении, горно-шахтном оборудовании, являются материалы для наплавки композиционных сплавов на основе литого карбида вольфрама (релита). Релит представляет собой эвтектический сплав моно- и полукарбида вольфрама WC–W₂C (20...22 % WC + + 78...80 % W₂C) [1, 2]. Температура плавления релита 2735 °C, содержание углерода 3,6...4,1 %, микротвердость HV100 — 2200...2400.

Микроструктура сплава представляет матрицу из полукарбида вольфрама W₂C, пронизанную вытянутыми зернами карбида вольфрама WC, и, в значительной мере, подобна по микроструктуре к квазибинарным композиционным материалам с керамической матрицей и монокристаллическими керамическими волокнами [3].

Необходимо отметить, что при всех положительных качествах плавленого карбида вольфрама он имеет и ряд недостатков. В первую очередь,

это высокая хрупкость, которая присуща материалам подобного класса.

Производство плавленых карбидов вольфрама на протяжении длительного времени осуществляется в опрокидывающихся печах Таммана. Полученные таким образом слитки подвергаются дроблению с последующим рассевом на соответствующие фракции, которые применялись в соответствующих технологиях наплавки и наплавочных материалах. Частицы порошка при этом поражены трещинами и сохраняют характерные дефекты литья: поры, раковины, неоднородность состава, рыхлоты и т. п., что негативно отражается на износостойкости сплавов.

Разработанный в Институте электросварки им. Е.О. Патона метод термоцентробежного распыления слитков релита позволил получить сферическую форму частиц порошка и, благодаря высокой скорости их охлаждения, в значительной степени повысить качество. Частицы приобрели более дисперсную структуру, повышенную микротвердость и прочность. Соответственно возросла и износостойкость композиционных сплавов на основе сферического релита (рис. 1). Таким образом, установлено положительное влияние повышенной скорости охлаждения расплава релита на его эксплуатационные характеристики.

Кроме того, в работах [3, 4] показано, что механические свойства в значительной мере зависят от размера и количества армирующей фазы, которая во время кристаллизации может изменяться в широких пределах в зависимости от химического состава расплава и тепловых условий кристалли-

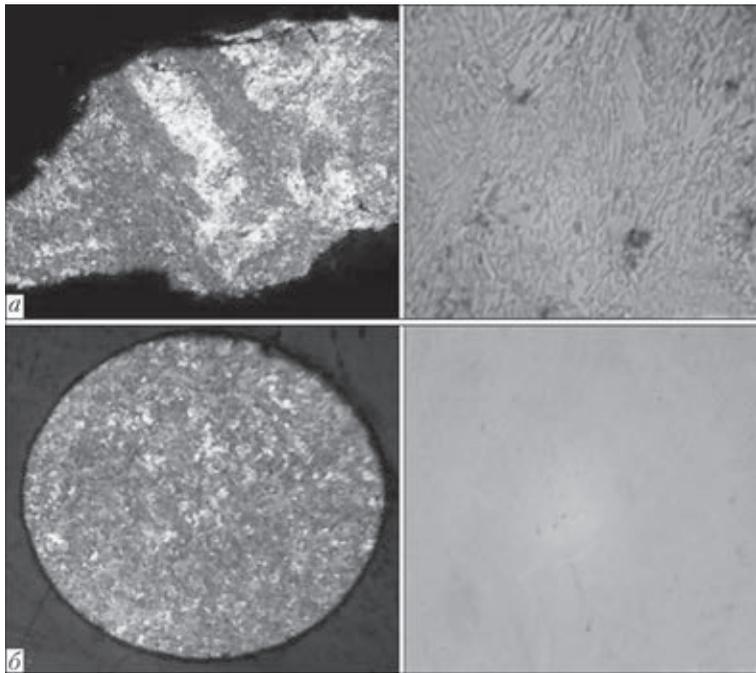


Рис. 1. Макро- и микроструктура ($\times 100$) частиц дробленого (а) и сферического (б) релита

зации. В связи с этим предложено дальнейшее повышение свойств плавящихся карбидов вольфрама осуществить за счет образования твердых растворов других тугоплавких металлов, путем легирования ими релита.

Проведенные экспериментальные работы по выплавке опытных составов, легированных NbC, Cr_3C_2 , W_4C , VC, TiB_2 показали, что степень легирования указанного материала ограничена 5...7 мас. %, в зависимости от вида вводимого элемента. Превышение указанных пределов приводит к нарушению процесса плавления, интенсивному ки-

пению расплава, выбросам материала, вплоть до прекращения плавления. Учитывая данные технологические особенности, легирование сплава ограничило 5 мас. % легирующего компонента.

Полученные образцы подвергались механическому дроблению и термоцентробежному распылению с целью получения сферических частиц, заливке и изготовлению шлифов для проведения металлографического анализа и определения микротвердости — одного из основных показателей качества.

Анализ структур композиционных сплавов, полученных при различных скоростях охлаждения, показывает, что дробленные частицы имеют более дефектную структуру. Легирование Cr_3C_2 и Mo приводит к наиболее значительному измельчению фазовых составных релита и преобладающего растворения легирующего компонента в полукарбидной фазе. По характеру микроструктуры сферические частицы, полученные в результате термоцентробежного распыления, представляют собой матрицу из полукарбида вольфрама, легированного компонентом добавки. Микроструктура перспективных легированных дробленных и сферических частиц приведена на рис. 2 и 3.

Результаты исследования микротвердости приведены на рис. 4.

Необходимо отметить высокую неоднородность по микротвердости частичек классического состава и легированных, например, 5 % TiB_2 ,

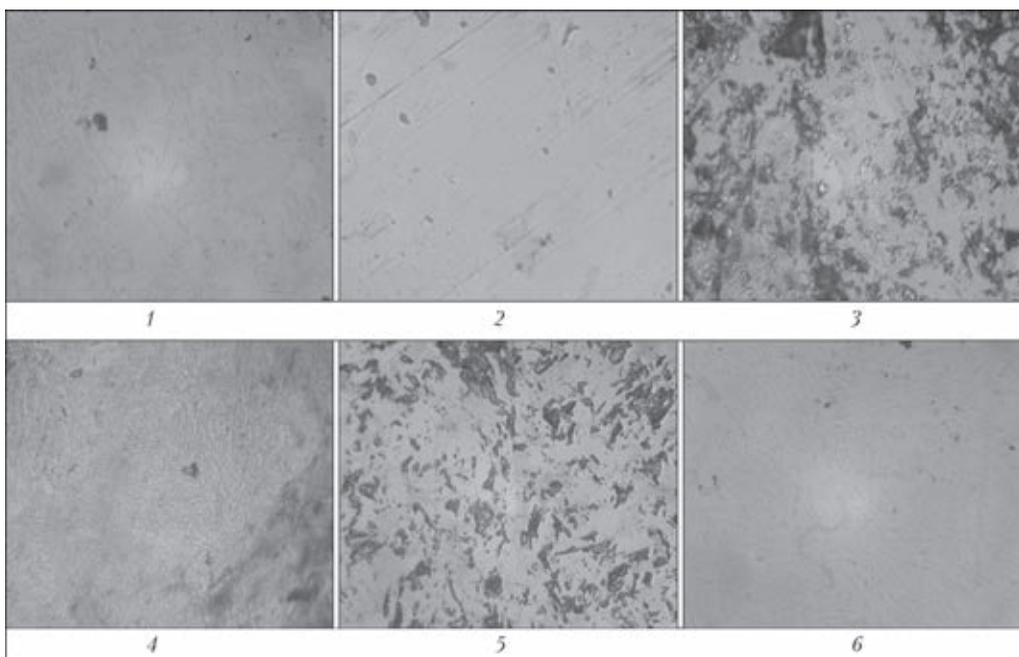


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$) легированных дробленных частиц: 1 — $5NbC+W_2C$; 2 — $5Cr_3C_2+W_2C$; 3 — $3W_4C+W_2C$; 4 — $5VC+W_2C$; 5 — $5TiB_2+W_2C$; 6 — $5Mo+W_2C$

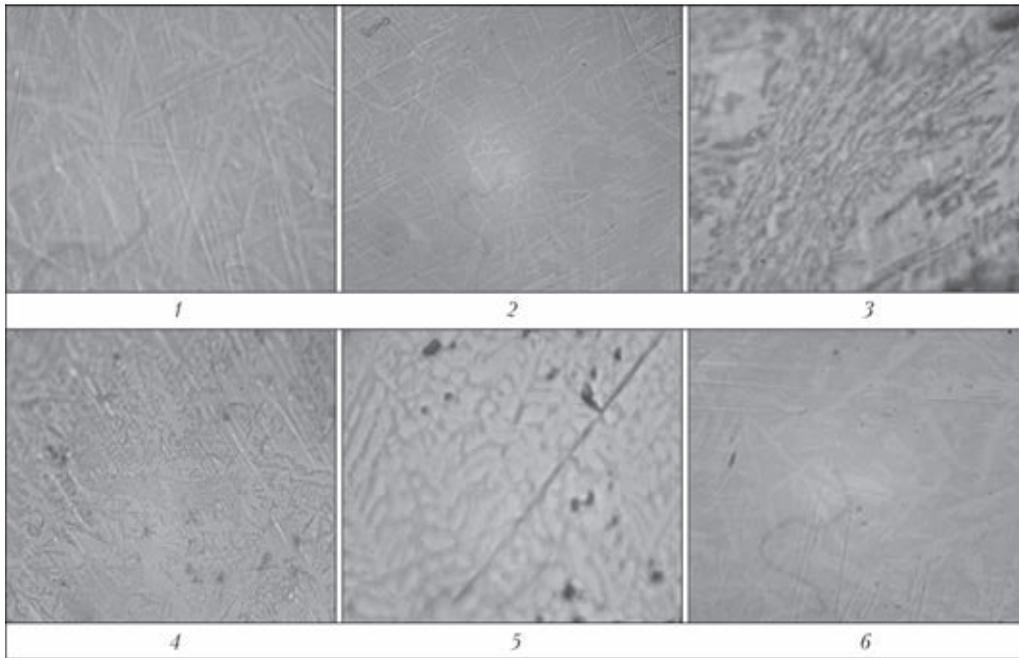


Рис. 3. Микроструктура ($\times 100$) легированных сферических частиц: 1 — $5\text{NbC}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 2 — $5\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 3 — $3\text{V}_4\text{C}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 4 — $5\text{VC}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 5 — $5\text{TiB}_2+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 6 — $5\text{Mo}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$

и высокую стабильность микротвердости частиц, легированных 5 мас. % Мо (рис. 5). Это, на наш взгляд, обусловлено объемным соотношением между компонентами системы, поскольку зерна тугоплавких соединений, которые находятся в эвтектическом расплаве, разделены зерном другой природы.

Процесс термоцентробежного распыления повышает однородность структуры частиц плавленных карбидов вольфрама, что положительно отражается на их прочности. Усилие, необходимое для разрушения зерен, определяли на машине МР. Частицы помещали между двумя шлифованными пластинками и статически нагружали. Испытания проводили на сорока частицах размером 100...250 мкм каждого состава (рис. 6).

Таким образом, исследование прочности сферических частиц также показали перспективность легирования карбидов вольфрама молибденом.

При исследовании микроструктуры плавленных карбидов вольфрама классического состава в сравнении с микроструктурой сплавов,

легированных молибденом, установлено, что классический релит имеет мелкокристаллическую структуру, а релит, легированный молибденом, пластинчатую. Высокие показатели физико-механических свойств плавленных карбидов достигаются при структурах сплава, которые представляют собой матрицу с одного тугоплавкого соединения, которое армировано волокном второго тугоплавкого соединения. Анализ микроструктур карбидов вольфрама, легированных мо-

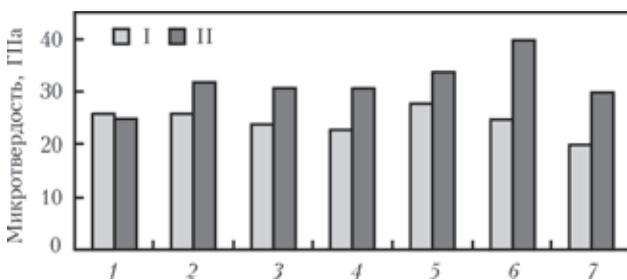


Рис. 4. Микротвердость дробленых I и сферических II частиц: 1 — $5\text{NbC}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 2 — $5\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 3 — $3\text{V}_4\text{C}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 4 — $5\text{VC}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 5 — $5\text{TiB}_2+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 6 — $5\text{Mo}+\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$; 7 — $\text{WC}-\text{W}_2\text{C}$

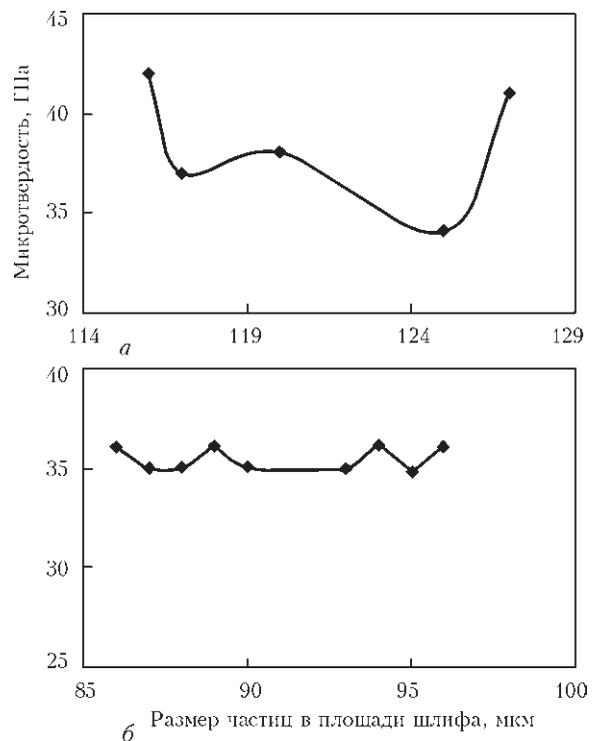


Рис. 5. Микротвердость сферических легированных частиц релита размером 100...250 мкм: а — 5TiB_2 ; б — 5Mo

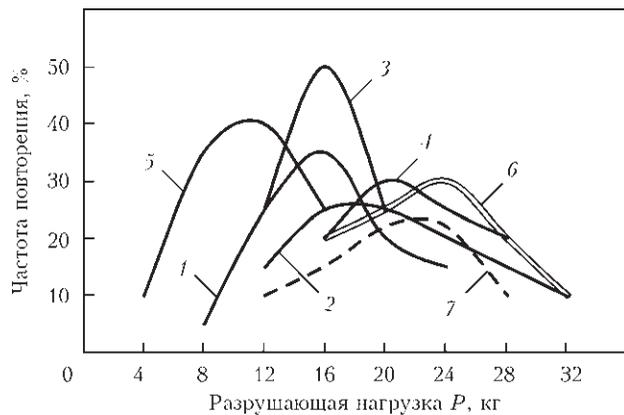


Рис 6. Прочность сферических частиц легированных сплавов карбидов вольфрама (размер частиц 100...250 мкм): 1 — 5 % NbC; 2 — 5 % TiB₂; 3 — 5 % VC; 4 — 3 % B₄C; 5 — 5 % Cr₃C₂; 6 — 5 % Mo; 7 — WC-W₂C

либденом, подтверждает образование армирующей решетки, которая состоит из сложного W-Mo карбида.

Износостойкость легированных сферических частиц исследовали путем испытаний на абразивный износ на машине НК-М [5, 6]. Абразивом служил кварцевый песок грануляции 0,05...0,5 мм. В качестве образцов использовали цилиндры диаметром 10 мм, которые изготавливались следующим образом. В графитовую форму диаметром 10 мм свободно засыпались армирующие зерна дробленых или сферических карбидов вольфрама. Сверху на зерна укладывалась порция матричного сплава из МНМц 60-20-20. Форма закрывалась графитовой крышкой и интенсивно нагревалась плазменной дугой. Матричный сплав пропитывал армирующие зерна и после остывания подлежал механической обработке по диаметру и высоте. Износ оценивался по потере массы. Площадь образцов составляла 78,5 мм², удельная нагрузка 0,5 Па, скорость трения 0,58 м/с. Путь трения 3500 м.

Установлено, что легирование плавленных карбидов вольфрама ниобием, ванадием и молибденом повышает износостойкость сферических частиц, полученных термоцентробежным распылением. Наиболее эффективно легирование молибденом в количестве 5 % (рис. 7).

Выводы

1. Исследования показали перспективность и целесообразность легирования плавленных карбидов вольфрама тугоплавкими металлами, что обеспечивает увеличение микротвердости на 30...40 %.

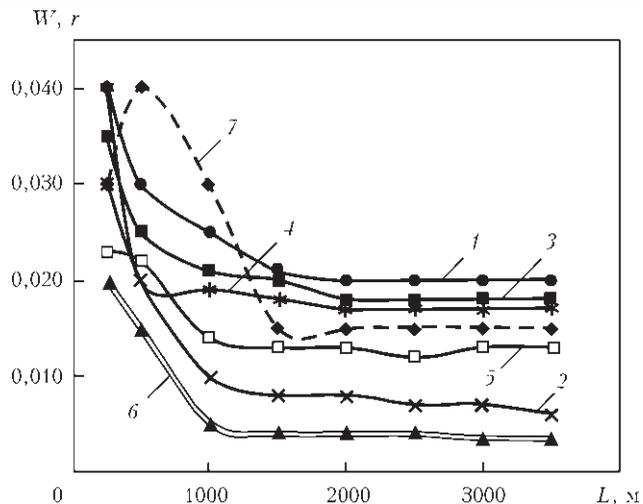


Рис 7. Износостойкость сферических частиц легированных карбидов вольфрама размером ниже 180 мкм в сравнении с нелегированными частицами аналогичного размера (обозначения те же, что на рис. 6)

Особенно эффективно легирование при получении сферического релита центробежным распылением, которое обеспечивает повышенные скорости кристаллизации сплава.

2. Исследование прочности частиц карбида вольфрама, полученных различными способами, показало, что наибольшую прочность имеют сферические карбиды вольфрама, легированные молибденом.

3. Легирование плавленных карбидов вольфрама ниобием, вольфрамом и молибденом повышает износостойкость сферических частиц, полученных термоцентробежным распылением. Наиболее эффективно легирование молибденом в количестве 5 %.

1. Уманський Я.С. Карбід твердих сплавів. – М.: Металургиздат, 1947. – 132 с.
2. Самсонов Г.В., Уманський Я.С. Тверді з'єднання твердих металів. – М.: Металургиздат, 1957. – 388 с.
3. Лобода П.І. Фізико-хімічні основи створення нових боридних матеріалів для електронної техніки і розробка керамічних катодних вузлів з підвищеною ефективністю: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Киев: КПИ, 2004.
4. Mechanism of nucleation and growth of directionally crystallized alloys of the B₄C-MeB₂ system / I. Bogomol, O. Vasyukiv, Y. Sakka, P. Loboda. // J. of Alloys and Compounds. – 2010. – 490, № 1-2. – P. 557-561.
5. Юзвенко Ю.А. Исследование и разработка материалов и технологии механизированной наплавки открытой дугой: Дис. ... д-ра. техн. наук. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1978. – 507 с.
6. Юзвенко Ю.А., Жудра А.П., Фруммин Е.И. Абразивный износ композиционных сплавов // Автомат. сварка. – 1973. – № 7. – С. 62-63.

Поступила в редакцию 20.04.2015

ДВУХСЛОЙНЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ КОМПОЗИЦИИ НА ОСНОВЕ НАПОЛНИТЕЛЯ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Cr–Ti–C

Е.В. СУХОВАЯ

Днепропетр. нац. ун-т им. О.Г. Гончара. 49010. г. Днепропетровск, просп. Гагарина, 72. E-mail: sukhovaja@ukr.net

В работе предложено использовать метод печной наплавки для получения двухслойных макрогетерогенных композиций. Он заключается в последовательной пропитке частиц твердого сплава-наполнителя двумя металлическими сплавами-связками, имеющими различную температуру плавления. В качестве наполнителя использован сплав Cr–Ti–C, в качестве связок – дисперсионно-твердеющий сплав марки МНМц 20-20 и доэвтектический сплав Fe–B–C. В результате пропитки получают двухслойную композицию, слои которой упрочнены частицами одного и того же наполнителя, но различаются составом сплава-связки. Показано, что после печной пропитки формируется практически бездефектная структура двухслойных композиций, пористость которых не превышает 5–7 %. Проведено сравнение скорости растворения первичной и перитектической фаз сплава-наполнителя в расплавах на основе меди и железа. Определены механические свойства слоев наплавочной композиции, предназначенной для упрочнения деталей, работающих в условиях неоднородного распределения температур, напряжений и деформаций. Библиогр. 5, рис. 6, табл. 3

Ключевые слова: печная наплавка, двухслойные наплавочные композиции, межфазное взаимодействие, скорость растворения, механические свойства

Наплавочные композиционные материалы достаточно широко применяются для упрочнения поверхности деталей, эксплуатирующихся в условиях интенсивного абразивного изнашивания. Среди существующих способов получения композиционных наплавленных слоев наиболее известен метод печной пропитки, разработанный сотрудниками ИЭС им. Е.О. Патона [1]. Эта технология отличается простотой, достаточно высокой производительностью и относительно низкой энергоемкостью. Кроме того, она позволяет получать двухслойные и многослойные наплавочные композиции [2].

Наплавочный композиционный материал состоит из частиц твердого сплава-наполнителя и металлического сплава-связки, при этом сплав-связка должен хорошо смачивать частицы твердого сплава-наполнителя и поверхность наплавленной детали. За счет макрогетерогенной структуры наплавленный слой приобретает новые эксплуатационные свойства, которые не имеет каждый из исходных материалов по отдельности. В качестве наполнителей в наплавочных композиционных сплавах используют карбиды, бориды, нитриды, а также дробленые твердые сплавы типа ВК и ТК [3]. Перспективным наполнителем композиционных материалов является сплав 70 % Cr–20 % Ti–10 % C, имеющий высокие механические свойства [4], при условии правильного выбора сплава-связки, которая должна обеспечивать прочное соединение с наполнителем. Поэтому целью данной работы было исследование строения границ раздела между структурными составляющими двухслойных макрогетерогенных компо-

зиций, механических свойств наплавленных композиционных слоев, полученных методом печной наплавки при использовании в качестве наполнителя сплава 70 % Cr–20 % Ti–10 % C, а в качестве сплавов-связок марганцевого мельхиора марки МНМц 20–20 и сплава Fe–3,1% В–0,05% С.

Методика эксперимента. Для наплавки двухслойной композиции в форму, повторяющую поверхность наплаваемой детали, с зазором, равным толщине наплавленного слоя, засыпали и уплотняли гранулы наполнителя 70 % Cr–20 % Ti–10 % C размерами 0,2...2,5 мм. Сверху гранул размещали сплавы-связки, разделенные перегородкой. Нагрев формы в печи при пропитке проводили в два этапа. Вначале нагревали до температуры, которая на 50 °C превышала температуру плавления более легкоплавкого сплава-связки МНМц 20-20 и выдерживали 15 мин. Затем температуру в печи повышали до температуры, которая на 50 °C превышала температуру плавления более тугоплавкого сплава-связки Fe–B–C и снова выдерживали при этой температуре 15 мин. По окончании пропитки форму охлаждали вместе с печью. После удаления формы получали двухслойную композицию, слои которой были упрочнены одинаковым наполнителем, но различались составом сплава-связки.

Микроструктуру наплавленных слоев изучали на оптических микроскопах «Neophot», «GX-51» и «Ерутуре-2». Количественные металлографические исследования проводили на структурном анализаторе «Eriquant». Идентификацию фазовых составляющих выполняли методом рентгеноструктурного анализа путем съемки порошковых дифрактограмм на аппаратах ДРОН-УМ1 и

NZG-4A в отфильтрованном K_{α} -железном и медном излучениях. Исследования методом рентгено-спектрального микроанализа (РСМА) выполняли на установках МС-46 с четырьмя каналами регистрации интенсивностей излучения элементов и на сканирующих микроскопах-микроанализаторах «РЭМА 102-02М» и «Камебакс». Последний в качестве приставки был оборудован полупроводниковым детектором фирмы «ЛИНК 860» серия II. Линейную скорость растворения фаз наполнителя в расплавленном металле оценивали как отношение ширины зон контактного взаимодействия (3 кВ), которые образуются на границах раздела, к продолжительности пропитки.

Результаты эксперимента. До пропитки сплав-наполнитель Cr–Ti–C имеет двухфазную структуру, состоящую из темноокрашенных кристаллов карбидов $(Cr, Ti)_3C_2$ на фоне светлых кристаллов карбидов $(Cr, Ti)_7C_3$ (рис. 1). Сплав-связка Fe–3,1 % В–0,05 % С до пропитки имеет доэвтектическую структуру, в которой при комнатной температуре наблюдаются кристаллы α -Fe и эвтектика Fe–Fe₂(В, С) (рис. 2, а). В структуре марганцевого мельхиора марки МНМц 20-20 образуется твердый раствор марганца и никеля на

основе меди, в котором присутствуют дисперсные включения интерметаллической фазы NiMn [5].

После печной пропитки структура наплавленных слоев характеризуется равномерным распределением гранул наполнителя Cr–Ti–C (рис. 2, б). Среднее содержание наполнителя составляет 60 ± 2 %. На границе между слоями отсутствуют дефекты типа несплавлений. Это подтверждают результаты определения пористости композиций, которая не превышает 5...7 %.

В слое $(Cr-Ti-C)/(Fe-B-C)$ на границах раздела между карбидом Cr–Ti–C и связкой на основе железа возникают ЗКВ, характеризующиеся наличием включений карбидов $(Cr, Ti)_3C_2$ и $(Cr, Ti)_7C_3$ в легированной хромом и титаном эвтектике Fe–Fe₃(С, В) (рис. 3, табл. 1). Как показали результаты РСМА после смачивания расплавом Fe–3,1 % В–0,05 % С содержание железа в поверхностном слое карбидов $(Cr, Ti)_7C_3$ повышается до 1,3 % (рис. 4). Состав карбидов $(Cr, Ti)_3C_2$ соответствует исходному.

В закристаллизовавшейся матрице вблизи границы раздела дополнительно присутствует до 0,2 % Cr и около 0,1 % Ti. Концентрация хрома в карбидах $(Cr, Ti)_3C_2$ и, особенно, в карбидах $(Cr, Ti)_7C_3$, наблюдающихся в структуре ЗКВ со стороны наполнителя, понижается, а железа повышает-

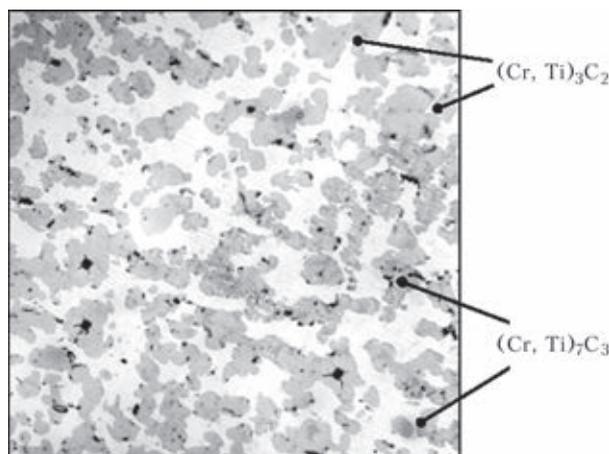


Рис. 1. Микроструктура ($\times 300$) карбида Cr–Ti–C

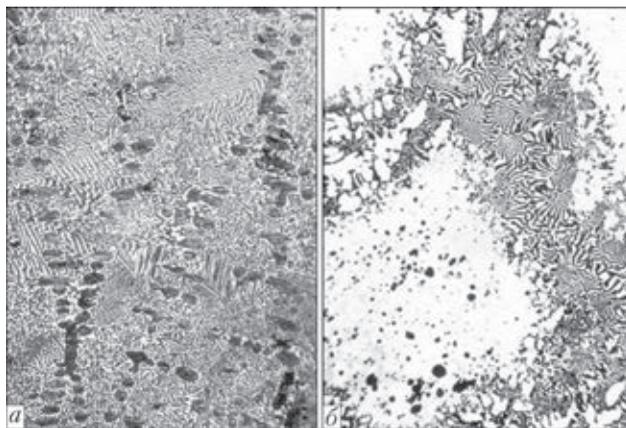


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) сплава-связки Fe–3,1 % В–0,05 % С (а) и слоя композиции $(Cr-Ti-C)/(Fe-B-C)$ (б)

Таблица 1. Структура и ширина ЗКВ, образующихся между наполнителем Cr–Ti–C и связками на основе меди и железа

Связка	Исходная структура связки	Структура границ раздела со стороны		Ширина ЗКВ, мкм
		матрицы	наполнителя	
Fe–3,1 % В–0,05 % С	α -Fe, эвт. Fe–Fe ₂ (В, С)	α -Fe, Fe–(Fe, Cr, Ti) ₂ (В, С)	$(Cr, Ti)_3C_2, (Cr, Ti, Fe)_7C_3, Fe-(Fe, Cr, Ti)_3(C, B)$	75...80
МНМц 20-20	тв.р-р (Cu, Ni, Mn)	тв. р-р (Cu, Ni, Mn, Cr, Ti, C)	тв. р-р Ni, Mn, Cu в $(Cr, Ti)_7C_3, (Cr, Ti)_3C_2$	7...10

Таблица 2. Результаты определения микротвердости (в ГПа) структурных составляющих наплавленных слоев с наполнителем Cr–Ti–C и связками на основе меди и железа до и после пропитки

Связка	Матрица		Наполнитель				
	Исходный сплав	Граница раздела	Исходный сплав		Граница раздела		
			$(Cr, Ti)_7C_3$	$(Cr, Ti)_3C_2$	$(Cr, Ti)_7C_3$	$(Cr, Ti)_3C_2$	Fe–Fe ₃ (С, В)
Fe–3,1 % В–0,05 % С	4,7 \pm 0,1	5,8 \pm 0,1	19,5 \pm 0,5	25,1 \pm 0,6	17,8 \pm 0,4	25,0 \pm 0,5	8,1 \pm 0,3
МНМц 20-20	0,73 \pm 0,4	0,97 \pm 0,2	19,5 \pm 0,5	25,1 \pm 0,6	18,9 \pm 0,3	24,7 \pm 0,7	–

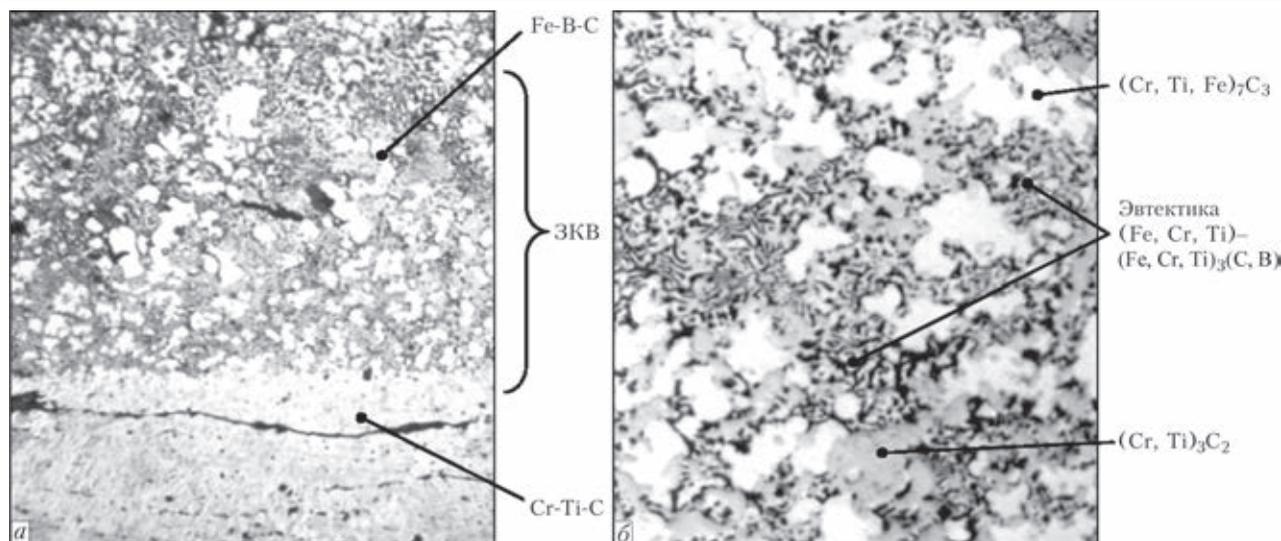


Рис. 3. Микроструктура ЗКВ между карбидом Cr-Ti-C и сплавом-связкой Fe-3,1 % В-0,05 % С: а — ×300; б — ×1000

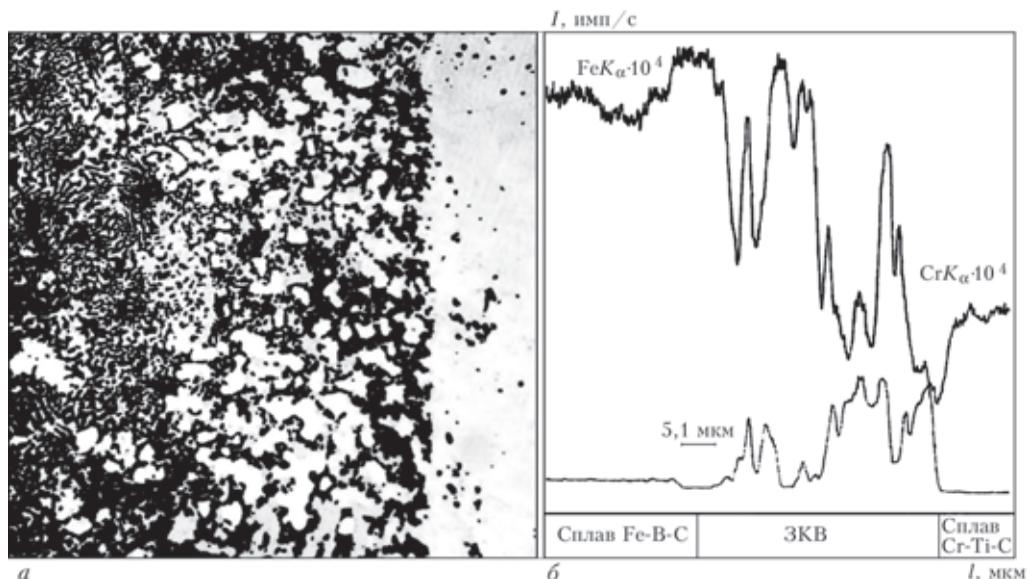


Рис. 4. Микроструктура (×300) (а) и диаграмма распределения интенсивности излучения элементов при прохождении зонда через участок границы раздела (Cr-Ti-C)/(Fe-B-C) (б)

ся (рис. 4). При перемещении зонда в сторону наполнителя содержание хрома в карбидных фазах постепенно увеличивается, а концентрация железа уменьшается. При удалении от ЗКВ в сторону матрицы содержание железа растет. Матрица композиционных материалов имеет структуру легированной хромом и титаном эвтектики Fe-Fe₃(C, B), которая отличается от исходной структуры связки, в которой присутствовали α-Fe и эвтектика Fe-Fe₂(B, C). Микротвердость матрицы композиционных материалов составляет 4,7...5,8 ГПа в зависимости от содержания легирующих элементов (табл. 2). Вблизи границы раздела микротвердость карбидов (Cr, Ti)₇C₃, дополнительно легированных железом, уменьшается по сравнению с этой характеристикой карбидов исходного сплава Cr-Ti-C. Микротвердость карбидов (Cr, Ti)₃C₂ практически не изменяется.

При контактном взаимодействии хромтитанового карбида с расплавом на основе железа на границах раздела наблюдаются процессы сильного химического взаимодействия, характеризующиеся растворением карбидов (Cr, Ti)₇C₃ в расплавленном металле. Расплавленный металл преимущественно проникает вдоль границ зерен карбидов (Cr, Ti)₇C₃, диффузия атомов железа вдоль которых облегчена. Растворение легированного железом карбида (Cr, Ti)₇C₃ происходит со скоростью 2,0...2,5 мкм/мин за короткий промежуток времени. Быстрому растворению карбидов (Cr, Ti)₇C₃ также может способствовать превращение карбида (Cr, Ti)₇C₃ в низший карбид (Cr, Ti)₂₃C₆, вызванное потерей углерода при диффузии.

Карбид (Cr, Ti)₃C₂ растворяется в расплавленной матрице со скоростью 0,4...0,7 мкм/мин. При этом проникновение атомов железа из расплава в этот карбид практически отсутствует. Карбиды

Таблица 3. Результаты определения механических свойств наплавленных слоев

Слой	Твердость HRC	Общая микротвердость, ГПа	Прочность на сжатие, МПа
(Cr-Ti-C)/МНМц 20-20	43±3	8,1±0,3	3105±5
(Cr-Ti-C)/Fe-B-C	60±2	10,8±0,4	2240±10

(Cr, Ti)₃C₂ сохраняются практически неизменными в течение пропитки и присутствуют в виде темных включений в эвтектике Fe-Fe₃(C, B), легированной хромом и титаном.

В структуре слоя (Cr-Ti-C)/(МНМц 20-20) на границах раздела с матрицей поверхность частиц твердого сплава не изменяется (рис. 5). Однако метод РСМА и микроюротметрические измерения подтверждают образование между наполнителем и матрицей ЗКВ (табл. 1, 2). Титан и хром из хромитанового карбида проникают в мельхиоровый расплав (рис. 6). Из расплавленного металла в твердый сплав, в основном по границам зерен, диффундирует никель и марганец. В присутствии этих элементов также облегчается диффузия меди в карбид. На границах раздела протекают процессы слабого химического взаимодействия, которые включают стадию растворения хромитанового карбида в мельхиоре со скоростью 0,2...0,6 мкм/мин.

На границе между слоями наплавочной композиции со стороны связки МНМц 20-20 дополнительно появляются кристаллы фазы на основе железа, легированные медью и никелем. Структура эвтектической связки практически не изменяется. При переходе от слоя со сплавом-связкой МНМц 20-20 к слою со сплавом-связкой Fe-B-C общая микротвердость повышается в 1,3 раза, твердость — в 1,4 раза, а прочность на сжатие снижается в 1,4 раза (табл. 3).

Обсуждение результатов. Обобщенно последовательность процессов, происходящих при про-

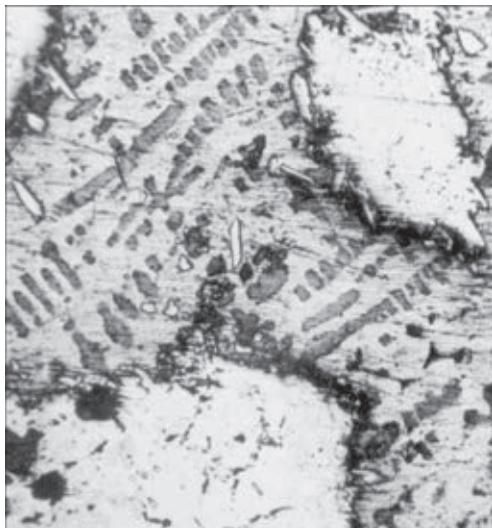


Рис. 5 Микроструктура (×200) слоя композиции (Cr-Ti-C)/(МНМц 20-20)

питке наполнителя Cr-Ti-C расплавами на медной или железной основе, можно представить следующим образом. Вначале расплавленная связка проникает в промежутки между свободно насыпанными частицами наполнителя, заполняет поры, трещины и другие дефекты. Затем происходит взаимная диффузия компонентов связки и наполнителя. В случае смачивания хромитанового карбида расплавленным мельхиором в основном наблюдается проникновение компонентов наполнителя в связку. Фазы наполнителя растворяются в мельхиоре с наименьшей скоростью. Поэтому после затвердевания композиционных материалов с матрицей на медной основе на границах раздела отсутствуют изменения структуры и только при помощи метода РСМА удастся обнаружить присутствие элементов наполнителя в матрице и наоборот.

Предел взаимного насыщения компонентами связки и наполнителя при смачивании расплавами на железной основе не достигается в течение процесса пропитки. В этом случае компоненты связки проникают в твердый сплав в гораздо большем количестве. Растворимость железа в фазе (Cr, Ti)₇C₃ хромитанового карбида в десятки раз выше, чем никеля и марганца, которые диффундируют из мельхиоровой связки. Кроме того, по сравнению

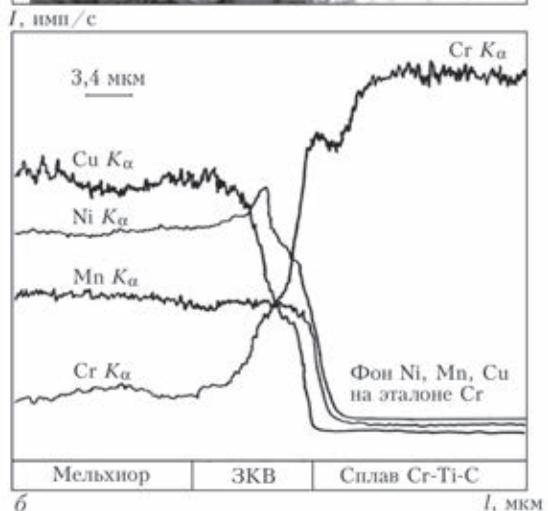
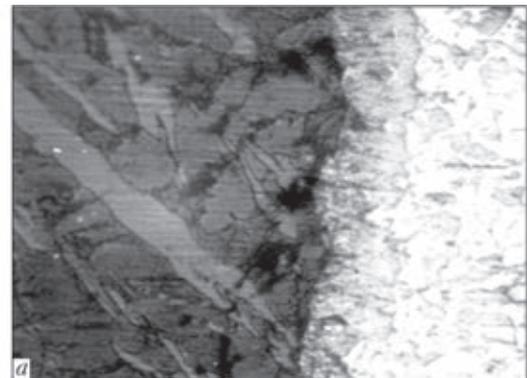


Рис. 6. Микроструктура (×200) (а) и диаграмма распределения интенсивности излучения элементов при прохождении зонда через участок границы раздела (Cr-Ti-C)/(МНМц 20-20) (б)

с мельхиором расплавленная железная связка проникает вдоль границ зерен карбида $(Cr, Ti)_7C_3$ на большую глубину и почти полностью растворяет карбиды $(Cr, Ti)_7C_3$, присутствующие в поверхностном слое наполнителя. Карбиды $(Cr, Ti)_3C_2$ растворяются в расплавленном металле с гораздо меньшей скоростью.

В жидком состоянии на поверхностях раздела между наполнителем и матрицей протекают диффузионные процессы. При последующем охлаждении вследствие ограниченной растворимости компонентов из расплава выделяются кристаллы карбидов $(Cr, Ti)_7C_3$, легированные железом. Их зарождение облегчено на поверхности нерастворившейся фазы $(Cr, Ti)_7C_3$. Оставшаяся жидкость кристаллизуется с образованием по границам зерен эвтектики $Fe-Fe_3(C, V)$, легированной хромом и титаном, вследствие обогащения расплава, соответствующего составу исходной эвтектики $Fe-Fe_2(V, C)$, углеродом, хромом и титаном при растворении хромтитанового карбида.

На границах раздела между слоями двухслойного композиционного покрытия также протекают процессы растворения и диффузии. Новые фазы появляются только в переходной зоне между слоями на медной и железной основе. Они представляют собой твердый раствор на основе железа, образующийся при охлаждении вследствие ограниченной растворимости компонентов в меди.

В заключение можно отметить, что метод печной пропитки можно использовать для наплавки

двухслойных композиций, упрочненных наполнителем одинакового состава, но различающихся составом матрицы. Исследования физико-химических процессов, протекающих при формировании границ раздела между наполнителем и матрицей в структуре наплавленных слоев, показывают перспективность применения сплава $Cr-Ti-C$ в качестве наполнителя и металлических сплавов МНМц 20-20 и $Fe-3,1\% V-0,05\% C$ в качестве связок в двухслойной композиции. Она характеризуется практически бездефектной структурой и наличием градиента механических свойств вдоль сечения. Это позволяет использовать предложенную композицию для упрочнения поверхности деталей, эксплуатирующихся в условиях неоднородного распределения температур, напряжений, деформаций и т.д.

1. А.с. 562393 СССР, МПК В 23 К 9/04, В 22 D 19/08. Способ износостойкой наплавки / И.В. Нетеса, Д.А. Дудко, Б.И. Максимович и др. – Заявл. 18.07.75; Оpubл. 08.06.1977, Бюл. № 23.
2. Пат. 96921, МПК (2011.01) В23К 35/00, С23С 28/00, С22С 29/08 (2006.01). Спосіб отримання композиційного матеріалу / О.В. Сухова, І.М. Спиридонова, В.Ф.Бутенко та ін. – Оpubл. 26.12.2011, Бюл. № 24.
3. Стабільність композиційних матеріалів / І.М. Спиридонова, А.Д. Панасюк, Е.В. Сухова, А.П. Уманський. – Днепропетровск: Свидлер, 2011. – 244 с.
4. Косолапова Т.Я. Карбиды. – М.: Металлургия, 1969. – 300 с.
5. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. – М.: Металлургия, 1980. – 256 с.

Поступила в редакцию 10.04.2015

Металлургия дуговой сварки и сварочные материалы / Составители: И. К. Походня, А. С. Котельчук. — К. : Академперіодика, 2012. — 526 с.



Сборник включает 120 статей сотрудников отдела исследований физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. В нем обобщен полувековой опыт научно-исследовательской деятельности отдела. Представленные статьи охватывают широкий круг вопросов металлургии дуговой сварки плавлением и разработки сварочных материалов. Сборник может быть интересен и полезен специалистам и научно-техническим работникам, а также аспирантам и студентам вузов, изучающим проблемы металлургии дуговой сварки и разрабатывающим сварочные материалы.

По вопросам приобретения сборника просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ПРИСАДОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

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

Исследовано влияние магнитно-импульсной обработки на структуру присадочного наплавочного материала – дробь из высокохромистого чугуна. Установлено влияние магнитно-импульсной обработки на измельчение структуры металла дробь, на количественный состав фаз и параметры их кристаллической решетки. Получаемые в результате магнитно-импульсной обработки новые свойства дробь не передаются наплавленному металлу. Библиогр. 5, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, токоподводящий кристаллизатор, дробь, наплавленный металл, магнитно-импульсная обработка

В ИЭС им. Е.О. Патона разработан способ электрошлаковой наплавки и переплава в токоподводящем кристаллизаторе [1]. При этом способе можно применять компактные (электроды большого сечения — стержни, прутки, пластины; проволоки, ленты и т.п.), дискретные (дробь, порошки, стружка и т.п.) и жидкие наплавочные материалы.

Перспективным, как показала практика и теоретические исследования, следует считать применение в электрошлаковом процессе дискретной присадки. Наиболее распространенным дискретным присадочным материалом, нашедшим промышленное применение при наплавке, является дробь [2]. Ее можно получать по различным технологическим схемам [3]. Главным условием возможности ее применения в качестве наплавочной присадки являются оптимальные размер и форма гранул, их низкая газонасыщенность, высокая плотность металла.

При электрошлаковом процессе в результате плавления наплавочного материала формируется жидкая металлическая ванна, которая по своему объему относительно более соизмерима с объемом ванны, имеющей место при литье, чем, например, по сравнению со сварочной ванной, образующейся при дуговой сварке плавлением. Поэтому многие положения, относящиеся к поведению жидкого металла при литье, можно с достаточной степенью приближения отнести и к электрошлаковому металлу.

Это, в частности, относится к установленному в литейной практике факту влияния свойств шихтовых материалов на свойства жидкого металла и, в конечном итоге, на качество получаемых отливок. Эта взаимозависимость получила название «наследственность», и в настоящее время

данное научное направление активно развивается школой В.И. Никитина и его коллег [4]. Главной особенностью структурной наследственности авторы этого направления считают следующую закономерность: «целенаправленно воздействуя на структуру шихтовых металлов, можно, пройдя жидкое состояние, уловить отклик (след) структурной или иной информации на различных стадиях получения отливок».

Закладка такой информации в шихтовые материалы может осуществляться разными способами. Одним из таких способов, по классификации В.И. Никитина, является твердофазная обработка, позволяющая получать неравновесные структуры, насыщенные дислокациями, с тонкой мозаичной структурой. К ней относятся термообработка, обработка давлением, электролитическая обработка, физические обработки — магнитная, ультразвуковая, лазерная и др.

В настоящей работе выполнены исследования по оценке влияния специальной обработки дискретного наплавочного материала — дробь на структурные изменения как самих гранул, так и наплавленного металла, полученного при их расплавлении в шлаковой ванне.

В качестве способа воздействия на дискретную присадку была выбрана магнитно-импульсная обработка (МИО).

Такой выбор обработки был обусловлен тем, что исследования [5], проведенные в МГТУ им. Н.Э. Баумана и МГТУ (Московский государственный горный университет), показали значительное повышение эффективности некоторых традиционных методов упрочнения и защиты поверхностей деталей машин при дополнительном применении МИО.

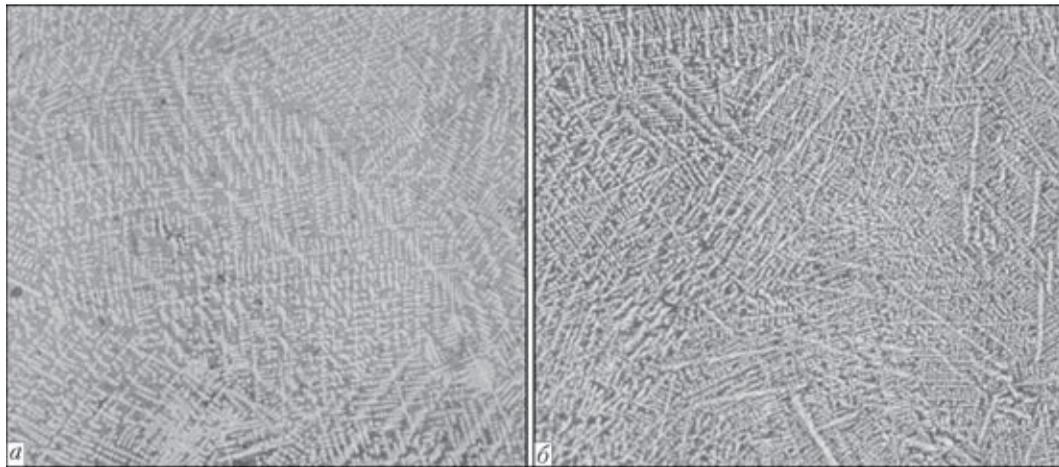


Рис. 1. Микроструктура ($\times 400$) металла дробы: *a* — исходной; *б* — подвергнутой МИО

Сравнительная оценка традиционных методов упрочнения деталей машин при применении МИО, %

Оксидирование	130
Фосфатирование.....	120
Хромирование	140
Борирование	126
Плазменное напыление	167
Диффузионное хромирование.....	142
Обработка взрывом.....	166
Прокатывание	156
Наклеп.....	120
Закалка изотермическая	136
Закалка ступенчатая.....	128
Закалка с обработкой холодом при $-270\text{ }^{\circ}\text{C}$	150
Термомеханическая обработка	170

Для наплавки в токоподводящем кристаллизаторе диаметром 180 мм применяли дробь из высокохромистого чугуна (25...28 % Cr), полученную распылением жидкой струи металла воздухом [3]. Фракционный состав дробы — 0,8...2,5 мм. Наплавки выполняли с использованием двух партий дробы: одна — необработанная, вторая была подвергнута МИО по технологии МГГУ*. Технологические параметры наплавки в обоих случаях были одинаковы.

Дробинки обеих партий, а также наплавленный металл, полученный при их использовании, исследовали с помощью оптической металлографии, рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов.

Приборное обеспечение было следующим: рентгеноспектральный анализ — Camebax SX

Таблица 1. Фазовый состав и параметры кристаллических решеток металла дробинки в исходном состоянии и после МИО

Фаза	Без МИО		После МИО	
	мас. %	параметр, Å	мас. %	параметр, Å
Аустенит	69,74	a:3,6253	53,49	a:3,6126
Мартенсит	29,31	a:2,8976 c:2,9092	45,51	a:2,8967 c:2,9043

* МИО выполнена под руководством канд. техн. наук В.Г. Ивахника.

— 50; рентгеноструктурный анализ — Дрон Ум-1; оптическая металлография — микроскопы «Neophot-32» и «Versamet»; твердомер Н-400 фирмы «Лесо».

Результаты металлографических исследований металла дробы. При металлографическом исследовании и МРСА установлено, что структура дробинки, как обработанной МИО, так и необработанной, дендритная. Дендриты сформированы зернами аустенита, а в междендритном пространстве расположена мартенситная составляющая структуры. Обработка МИО приводит к измельчению структуры металла дробы в среднем до 50 % (рис. 1). Это следует как из визуальной оценки, так и измерения дендритного параметра (расстояние между осями второго порядка соответственно 7,59 и 4,0 мкм), выполненного линейным методом при помощи микроскопа «Versamet». Наблюдается некоторое отличие в показателях микротвердости необработанного и обработанного металла — $HV0,1$ 5500 и 5960 МПа соответственно. Распределение легирующих элементов по сечению дробинки и их химический состав металла до и после обработки практически остаются неизменными.

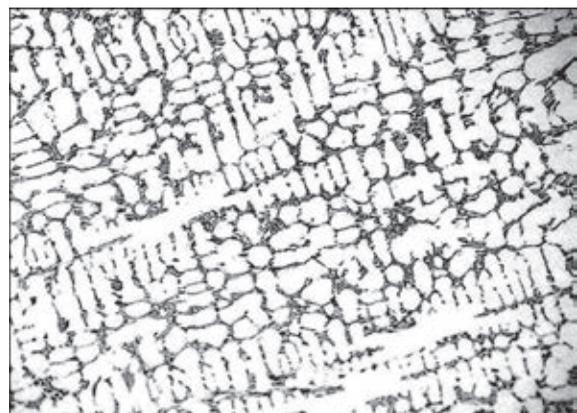


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) наплавленного высокохромистого чугуна

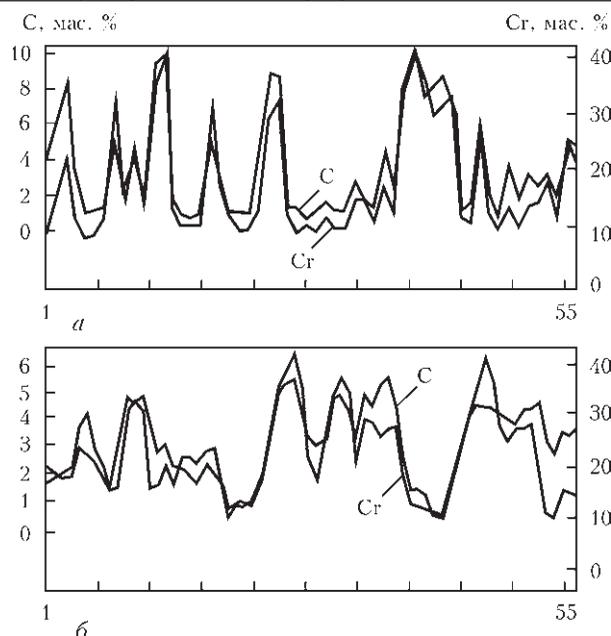


Рис. 3. Распределение Cr и C в металле, наплавленном дробью: а — в исходном состоянии; б — подвергнутом МИО

Рентгеноструктурный анализ позволил установить количественный состав фаз металла наплавочной присадки до и после ее обработки МИО, а также рассчитать параметры их кристаллических решеток. Согласно полученным результатам МИО приводит к изменению этих показателей (табл. 1).

Результаты исследований наплавленного металла. Микроструктура металла, наплавленного обоими типами дроби, представляет собой аустенитную матрицу с расположенными в ней, как в продольном, так и поперечном направлениях, карбидами $(CrFe)_7C_3$, а также хромисто-карбидную эвтектику (рис. 2).

Распределение легирующих элементов (рис. 3) и фазовый состав (табл. 2) металла, наплавленного дробью, в исходном состоянии и после МИО практически не меняются.

Таким образом, магнитно-импульсная обработка дискретной наплавочной присадки в виде дроби, хотя изменяет ее свойства в лучшую сторону, но эти изменения не сохраняются в наплавленном металле.

По-видимому, после прохождения металла дроби через температуру точки Кюри и дальнейшем его расплавлении, все положительные изме-

Таблица 2. Фазовый состав металла, наплавленного дробью, обработанной и необработанной МИО

Фаза	Без МИО	После МИО
	мас. %	мас. %
γ -Fe	65,63	66,54
α -Fe	20,97	22,8
Карбид $(CrFe)_7C_3$	13,4	10,65

нения, определяемые магнитным воздействием на металл присадки, исчезают. Следует отметить, что ранее в работе [4] магнитная обработка шихты представлена как гипотетически возможная, без подтверждения положительного влияния этого способа воздействия на шихту при отливке реальных изделий. Полученные результаты исследований позволяют рекомендовать МИО для наплавленного металла. Целесообразность такого технологического решения подтверждается и исследованиями, выполненными в работе [5].

Выводы

1. Установлено, что МИО позволяет существенно изменять свойства наплавочной дискретной присадки, но эти изменения не сохраняются в наплавленном металле.

2. Представляет интерес исследовать иные способы (не магнитные) воздействия на присадку с целью улучшения качества наплавленного металла.

3. Полученные результаты исследований позволяют рекомендовать МИО для наплавленного металла. Целесообразность такого технологического решения подтверждается и исследованиями, выполненными в работе [5].

1. Kuskov Yu.M. A new approach to electroslag welding // Welding J. – 2003. – № 4. – P. 42–45.
2. Ксендзык Г.В., Кусков Ю.М. Чугунная дробь – новый вид присадочного материала для электрошлаковой наплавки // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы; под. ред. И.И. Фрумина. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона. – 1978. – С. 80–84.
3. Затуловский С.С., Мудрук Л.А. Получение и применение металлической дроби. – М.: Металлургия, 1988. – 183 с.
4. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. Изд. 2-е. – М.: Машиностроение, 2005. – № 1. – 476 с.
5. Кантович Л.И., Малыгин Б.В., Первов К.М. Повышение ресурса инструмента и деталей горных машин методом магнитной обработки // Горное оборудование и электромеханика. – 2007. – № 1. – С. 13–16.

Поступила в редакцию 20.03.2015

ИЗНОСОСТОЙКИЙ ЛИСТ

В ИЭС разработаны технологический процесс и оборудование для наплавки листов толщиной от 5 до 30 мм и с толщиной наплавленного слоя от 3 до 17 мм. Для этих целей создана специализированная наплавочная установка АД-380. Она состоит из тележки с двумя наплавочными головками, перемещающейся по направляющей, и двух столов для крепления стального листа размером 3000×1500 мм.

УДК 621.9.048.7

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО И ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕНННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 38ХНЗМФА

Л.И. МАРКАШОВА, В.Д. ШЕЛЯГИН, О.С. КУШНАРЕВА, А.В. БЕРНАЦКИЙ
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты исследований структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях конструкционной стали 38ХНЗМФА и их изменений в различных условиях упрочняющей обработки лазерным и лазерно-плазменным легированием. На базе экспериментальных исследований проведена аналитическая оценка дифференцированного вклада всех образующихся при упрочнении структур и их параметров (химического состава, зеренной и субзеренной структур, плотности дислокаций, размеров и объемной доли фазовых выделений и т.п.) в изменение прочностных характеристик легированных слоев, условий трещинообразования, обусловленных формированием локальных концентраторов внутренних напряжений — зон зарождения и распространения трещин, а также механизмов релаксации такого типа напряжений. Библиогр. 12, рис. 6.

Ключевые слова: конструкционная сталь, рабочая поверхность, лазерное, лазерно-плазменное поверхностное легирование, структура, субструктура, фазовые выделения, плотность дислокаций, эксплуатационные свойства поверхностей

Одной из главных задач при изготовлении деталей машин и механизмов является обеспечение их служебных характеристик, что, как правило, зависит от условий их эксплуатации и от соответствующих свойств материалов, из которых эти детали изготовлены [1]. Что же касается конструкций с особыми свойствами их поверхностей, то работоспособность и увеличение срока службы такого типа конструкций может быть обеспечена, прежде всего, за счет соответствующих технологий упрочнения поверхностных слоев, к которым в настоящее время относятся лазерные и лазерно-плазменные способы их обработки [2].

Следует при этом отметить, что в условиях использования отмеченных технологий возникают и проблемы, в значительной степени связанные с накоплением локальных внутренних напряжений в обработанных поверхностях, что является основной причиной снижения трещиностойкости и, соответственно, служебных свойств всей конструкции.

Учитывая тот факт, что практически все свойства, включая и трещиностойкость материалов, определяются их структурно-фазовым состоянием, исследования характера структур и их изменений в поверхностных слоях металла в условиях различных технологических обработок в сочетании с последующей оценкой влияния формирующихся структур на их эксплуатационные свойства является актуальной задачей, поскольку такого типа экспериментально-аналитический подход дает возможность обеспечить за счет оптимиза-

ции поверхностных структур необходимые эксплуатационные свойства упрочняемых поверхностей [3–5].

Экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии легированных слоев конструкционной стали 38ХНЗМФА (поверхность кольцевых образцов 187×125×30 мм) и ее изменениях была получена для условий лазерного и лазерно-плазменного легирования [6] с использованием механической смеси порошков фракции 0...40 мкм следующего состава (мас. %): 46(WC – W₂C) + 46Cr + 4Al + 4Si (лазерное легирование) и 48(WC – W₂C) + 48Cr + 4Al (лазерно-плазменное легирование). При этом использовались следующие режимы обработки: при лазерном способе легирования мощность P составляла 3,5...4,4 кВт; скорость легирования v от 400 до 750 мм/мин при величине расфокусировки излучения $\Delta F = +30...+45$ мм. Лазерно-плазменное легирование выполнялось при постоянной мощности $P = 3$ кВт, но с изменяющейся скоростью легирования $v = 500...750$ мм/мин с наложением различного количества дорожек.

Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях от макро (зеренного) до микро (дислокационного) [7] с использованием световой (Versamet-2), аналитической растровой (СЭМ-515, фирма «PHILIPS», Голландия), а также просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии (JEM-200СХ, фирма «JEOL», Япония) установлено следующее.

Поверхностный легированный слой при всех исследуемых способах обработки имеет четко вы-

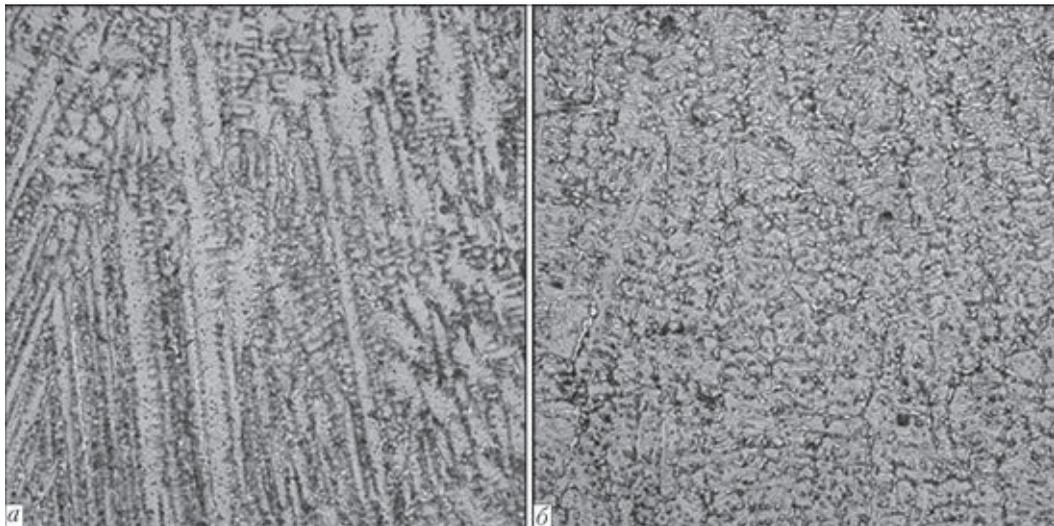


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) поверхности конструкционной стали 38ХНЗМФА в условиях лазерного (а) и лазерно-плазменного легирования (б)

раженную кристаллическую структуру. Однако для режимов лазерно-плазменной обработки характерно уменьшение размеров и преобладание более глобулярного (ячеистого) характера формирующихся в поверхностных слоях структур (рис. 1). А наиболее проблемными дефектными зонами для всех исследуемых поверхностей (как при лазерном, так и при лазерно-плазменном легировании) являются области микротрещин, в которых наблюдается резкое увеличение концентрации Сг (до 25 %) (рис. 2). Однако если в условиях лазерной обработки трещины наблюдаются не только в легированном слое, но и в зоне сплавления, а также в основном металле, то при лазерно-плазменном легировании области распространения трещин заметно сужаются: трещины не обнаруживаются ни в зоне сплавления, ни, тем более, в основном металле [6]. И для выявления причин трещинообразования, проявляющегося при определенных технологических режимах поверхностной обработки, выполнены более детальные исследования параллельно на образцах, полученных при оптимальных технологических

режимах (отсутствие трещин или минимальное их количество) и при отклонениях от оптимального режима (условия формирования значительного количества трещин).

Установлено, что при лазерном легировании $P = 4,4$ кВт, $v = 400$ мм/мин (отклонение от оптимального режима) формирующаяся структура в обработанных поверхностных слоях отличается повышенными показателями микротвердости $HV_{\text{пов}} = 4830 \dots 5720$ МПа, значения которых превышают соответствующие показатели основного металла $HV_{\text{ом}} = 3760 \dots 3820$ МПа, т.е. градиент микротвердости ΔHV от поверхности до основного металла составляет порядка 1070...1850 МПа. Кроме того, для обработанных поверхностей характерна незначительная микропористость (V_d до ~1 %). Что же касается типа формирующихся структур и их размеров, то исследованиями установлено, что при указанных режимах обработки в легированных поверхностных слоях формируются структуры преимущественно игольчатого типа, в том числе — мартенсит, а также структуры верхнего и нижнего бейнита, насыщенные протяжен-

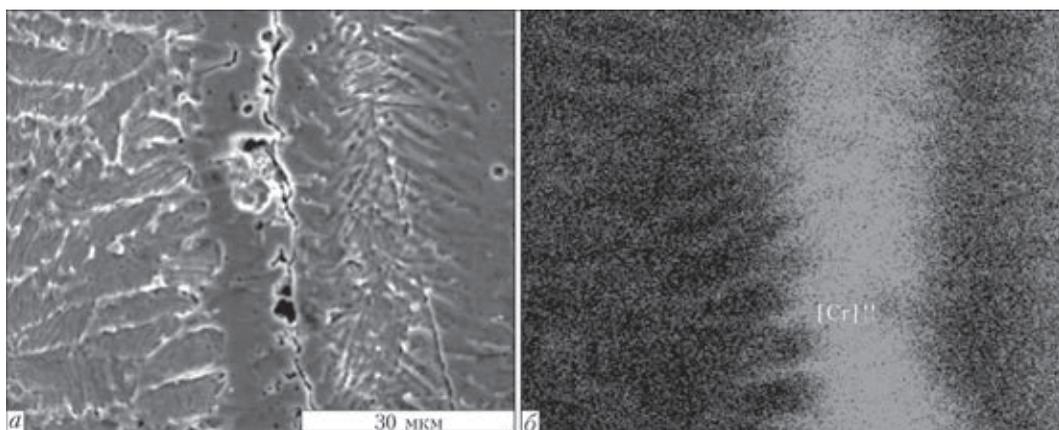


Рис. 2. Изображение микротрещин в области поверхностного легированного слоя (а), распределение Сг вдоль данной трещины (б)

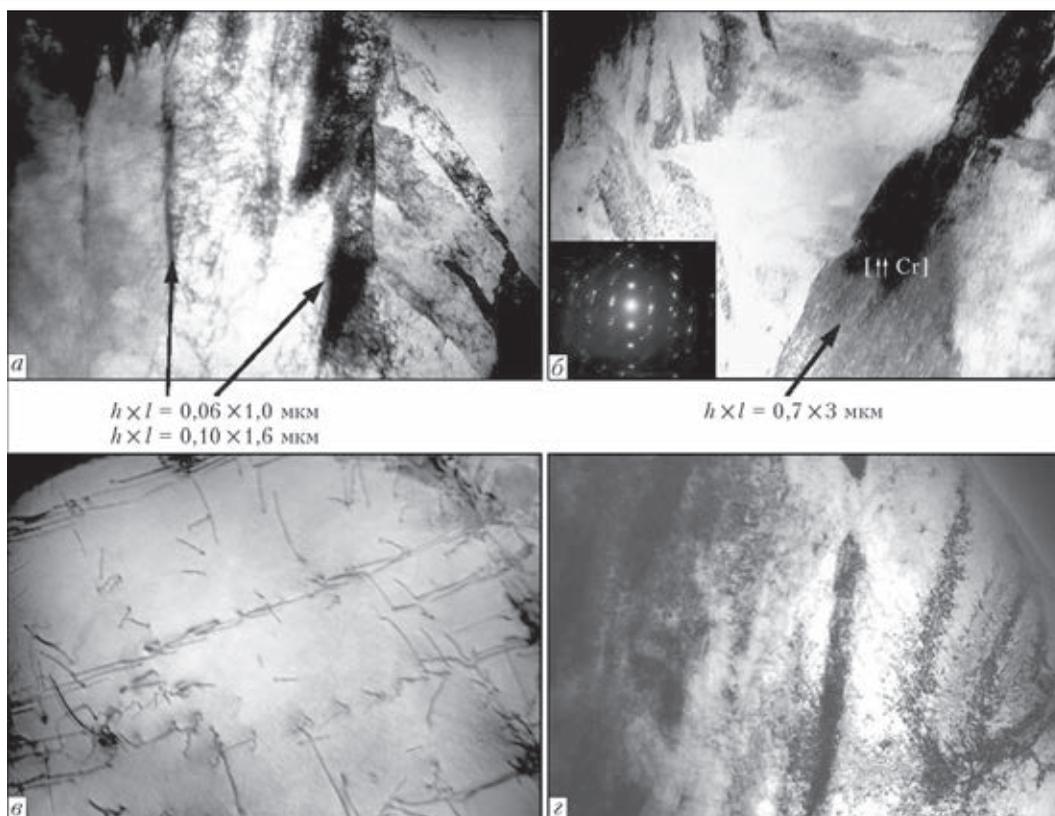


Рис. 3. Тонкая структура поверхностного слоя, полученного лазерным легированием: $P = 4,4$ кВт, $v = 400$ мм/мин (а, б): а — градиент распределения дислокаций вдоль фазовых выделений во внутренних объемах кристаллитов ($\times 37000$); б — внутренняя структура фазовых выделений ($\times 30000$); $P = 3,5$ кВт, $v = 500$ мм/мин (в, г), где в — равномерное распределение плотности дислокаций в аустенитной структуре ($\times 20000$); г — мартенситная структура ($\times 30000$)

ными ($h \times l = 0,06 \times 1 \dots 0,5 \times 1,6$ мкм) карбидами зернограничного типа (рис. 3, а). При этом следует отметить крупнозернистость игольчатых структур ($h \times l$ до $\sim 15 \times 150$ мкм) с коэффициентом формы зерен α до ~ 10 , что свидетельствует о протяженности образующихся в поверхностных слоях структур.

Исследования концентрационных изменений, а также наличия и распределения частиц фазовых образований различного состава, вносимых при обработке с порошковой смесью, показали, что при указанных обработках во внутренних объемах зерен легированных слоев наблюдается сравнительно равномерное распределение включений размером $d_{\text{фв}}$ до ~ 25 мкм, состоящих преимущественно из карбидов вольфрама ($WC + W_2C$), объемная доля $V_{\text{д}}$ которых составляет порядка 1%. Наблюдается также формирование локальных зон повышенной концентрации хрома (до $\sim 20 \dots 25$ %), распределение которых проявляется, как правило, вдоль межзеренных границ. Такого типа области четко фиксируются на картах распределения химических элементов при соответствующих исследованиях.

Для тонкой (дислокационной) структуры в случае исследуемых режимов лазерного легирования для металла легированных слоев характерно крайне неравномерное распределение дислокационной плотности, отличающееся резким

повышением (в основном вдоль межзеренных границ) плотности дислокаций до значений $\rho \sim 9 \times 10^{11} \dots 1 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$, что значительно выше значений внутризеренной дислокационной плотности, где $\rho \sim 8 \times 10^8 \dots 2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Такого типа протяженные плотные дислокационные скопления, как правило, взаимно связаны с весьма высокими приграничными концентрационными распределениями хрома и, соответственно, формированием в этой зоне (вдоль межзеренных границ) хромосодержащих (типа $Cr_{23}C_6$) карбидных фаз (рис. 2, б).

В случае оптимального режима лазерного легирования ($P = 3,5$ кВт, $v = 500$ мм/мин) (по сравнению с режимом с отклонением от оптимального) наблюдаются кардинальные изменения структурно-фазового состояния обработанных поверхностей, для которых характерно формирование более мелкозернистой мартенситно-аустенитной структуры (рис. 3, в, г) (размер зерна $h \times l$ снижается до 40×125 мкм) при существенном уменьшении коэффициента формы ($\alpha \sim 3$) зерен, что свидетельствует не только об обеспечении мелкозернистости, но и о равноосности структуры поверхностей в условиях оптимальных режимов обработки.

Сравнительно равномерным оказывается и распределение химических элементов, вносимых при оптимальной обработке: так, если содержание Cr

и W в объемах зерен фиксируется на уровне ~ 6 и 7 % соответственно, то в приграничных областях возрастание такого типа концентраций незначительно (до ~8 и 9 %). Последнее свидетельствует об отсутствии существенного градиента по распределению в поверхностных слоях металла вносимых обработкой химических элементов. Кроме того следует отметить, что в поверхностных слоях отмечается минимальное количество пор, а также резкое (до ~1 %) уменьшение количества трещин, незначительное изменение микротвердости в зоне поверхность – основной металл.

Показательны для оптимальных режимов поверхностной лазерной обработки и особенности формирования дислокационной структуры в поверхностных слоях: для данных случаев легирования характерно более равномерное распределение дислокаций при общем снижении их плотности (ρ порядка от 2×10^9 до $4 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$) (рис. 3, в). Сравнительную равномерность следует отметить и в отношении размеров и распределения частиц фазовых выделений, которые в поверхностных слоях в условиях оптимальной лазерной обработки более дисперсны (их размеры $d_{\text{фв}} \sim 0,04 \dots 1,2 \text{ мкм}$) и сравнительно равномерно распределены в основном во внутренних объемах зерен. Причем практически отсутствуют внесенные частицы крупных размеров карбидов вольфрама ($\text{WC} + \text{W}_2\text{C}$).

В условиях лазерно-плазменного легирования в случае отклонения от оптимального режи-

ма ($P = 3 \text{ кВт}$, $v = 500 \text{ мм/мин}$ — наложение четырех дорожек) для обработанных легированных слоев металла характерно: формирование структуры игольчатого типа, но с укрупнением величины зерна ($h \times l$ до $20 \times 150 \text{ мкм}$) и коэффициента их формы ($\alpha \sim 8$); увеличение количества (до ~10 %) крупных включений ($\text{WC} + \text{W}_2\text{C}$) размером до $50 \dots 230 \text{ мкм}$; возрастание поверхностной микротвердости HV и пористости (до ~ 20 %), а также весьма значительное увеличение в поверхностных слоях количества трещин (до 30 %).

Кроме того, установлены также и весьма значительные локальные изменения концентрации Cr в определенных структурных зонах: повышение (до 17 % и более) хрома наблюдается преимущественно вдоль зон межзеренных границ и линии сплавления. Характерным для условий указанных режимов является также четкая локализация процессов трещинообразования вдоль области линии сплавления, отличающихся и наибольшим градиентом по концентрации хрома ($\Delta C_{\text{Cr}} \sim 15 \%$), и формированием протяженных дислокационных скоплений с высокой плотностью дислокаций (ρ до $\sim 8 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$) (рис. 3, а, б).

При оптимальном режиме лазерно-плазменного легирования ($P = 3 \text{ кВт}$, $v = 500 \text{ мм/мин}$ — один проход) для металла легированных слоев характерно: некоторое увеличение твердости поверхностного слоя, но без градиента по сравнению с основным металлом; существенное диспергиро-

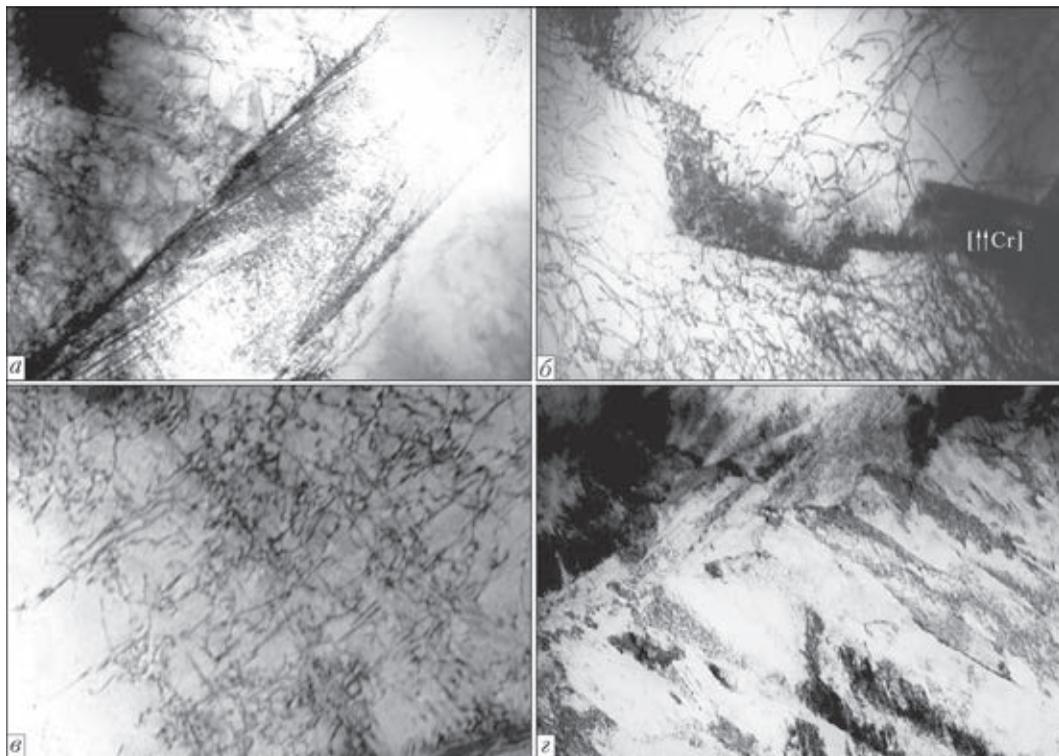


Рис. 4. Тонкая структура слоя, легированного лазерно-плазменной обработкой при $P = 3 \text{ кВт}$, $v = 500 \text{ мм/мин}$ (наложение четырех дорожек): резкий градиент по распределению плотности дислокаций, как в объеме кристаллитов (а — $\times 30000$), так и вдоль границ (б — $\times 20000$); при $P = 3 \text{ кВт}$, $v = 500 \text{ мм/мин}$ (наложение одной дорожки) где наблюдается равномерное распределение плотности дислокаций и фазовых выделений в металле легированного слоя (в, г — $\times 30000$)

вание мартенситной структуры, карбидных фаз и включений ($WC + W_2C$); однородное распределение (как в объемах, так и вдоль границ зерен) таких химических элементов как Cr и W, а также полное отсутствие пористости и трещин. Характерным также для случая оптимального режима лазерно-плазменной обработки является общее снижение плотности дислокаций (до $\sim 8 \times 10^8 \dots 1 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$) при равномерном их распределении по всему объему поверхностного слоя (рис. 4, в, з).

Выполненный комплекс экспериментальных исследований позволил провести аналитические оценки дифференцированного вклада различных структурно-фазовых составляющих и их параметров, формирующихся в исследуемых поверхностных слоях при различных режимах легирования, а также концентраций легирующих элементов в изменение наиболее значимых эксплуатационных характеристик обработанных поверхностей — прочностных характеристик и трещиностойкости. Аналитические оценки общего (интегрального) значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ проводили, используя известную зависимость [8–11]:

$$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{тр.р.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.}$$

включающую $\Delta\sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро); $\Delta\sigma_{тр.р.}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна

(зависимости Холла–Петча — зернограничное и субзерненное упрочнение); $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta\sigma_{д.у.}$ — упрочнение за счет частиц фазовых образований по Оровану (дисперсионное упрочнение).

Результаты оценивания показали, что наиболее высокие общие значения предела текучести $\Sigma\sigma_T$ в обработанных поверхностях обеспечиваются в условиях оптимальных режимов как для лазерного легирования ($\Sigma\sigma_T = 406 \text{ МПа}$), так и лазерно-плазменного легирования ($\Sigma\sigma_T = 591 \text{ МПа}$) (рис. 5, а). Причем, наибольший вклад в увеличение значения предела текучести при лазерном легировании (оптимальный режим) обеспечивается за счет измельчения субструктуры ($\Delta\sigma_c = 115 \text{ МПа}$), что в этих условиях составляет порядка 28 % от общего значения предела текучести ($\Sigma\sigma_T$). При лазерно-плазменном легировании (оптимальный режим) максимальный вклад в повышение общего значения предела текучести обеспечивается измельчением субструктуры ($\Delta\sigma_c = 176 \text{ МПа}$, т. е. 30 % от $\Sigma\sigma_T$) и влиянием фазовых выделений (как дисперсных, так и крупных частиц) ($\Delta\sigma_{д.у.} = 196 \text{ МПа}$, т. е. 33 % от $\Sigma\sigma_T$) (рис. 5, а, д). Следует отметить, что возрастание уровня дисперсионного упрочнения $\Delta\sigma_{д.у.}$ в последнем случае происходит в большей степени за счет вклада дисперсных фаз $\sim 63\%$ и менее значимый вклад — от крупных включений на основе карбида вольфрама $\sim 37\%$, (рис. 5, д).

Результаты исследований на всех структурных уровнях позволили провести также и оценку та-

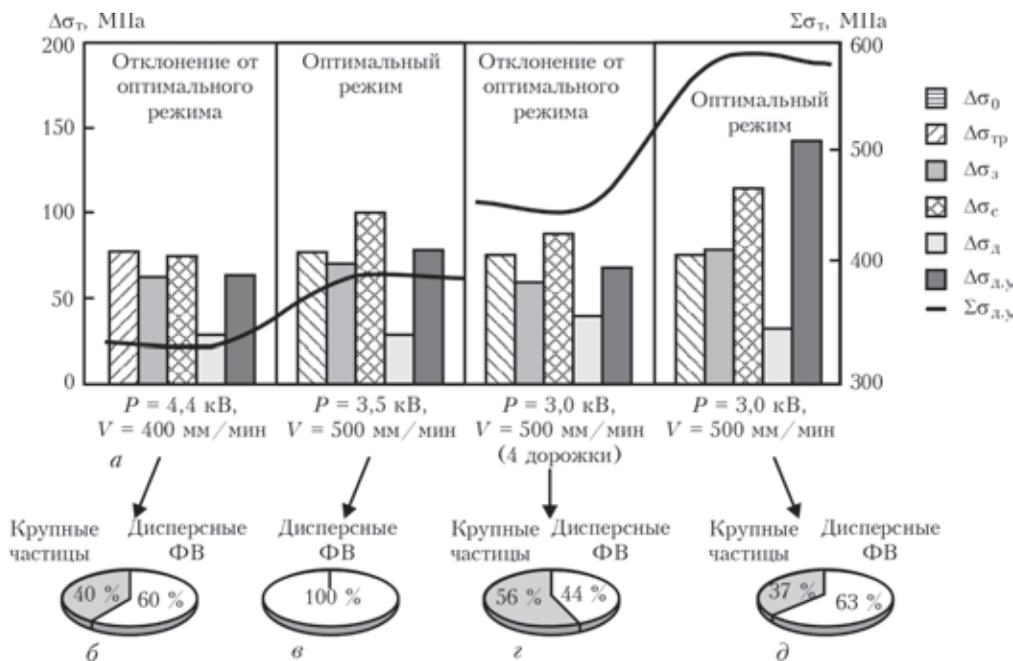


Рис. 5. Гистограмма (а) дифференцированного вклада структурных составляющих $\Delta\sigma_T$ в общую (интегральную $\Sigma\sigma_T$) расчетную величину предела текучести легированной поверхности полученной способом лазерного и лазерно-плазменного легирования; б-д — секторные диаграммы, отражающие процентное соотношение вклада дисперсных и крупных фазовых выделений в $\Sigma\sigma_T$

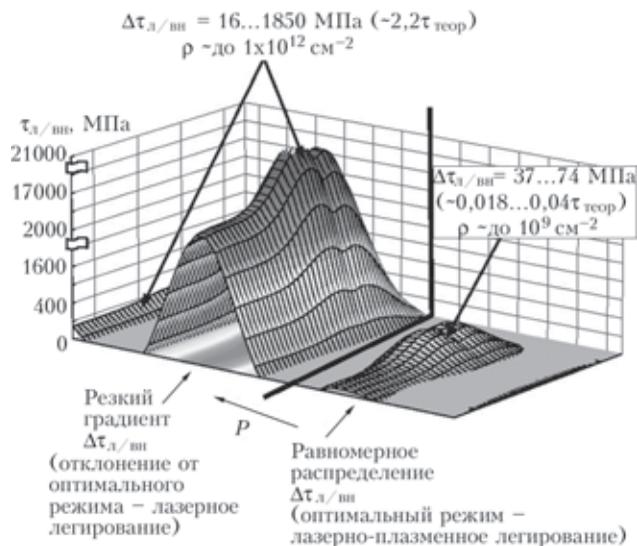


Рис. 6. Диаграмма распределения локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в легированном слое в зависимости от характера формирующихся структур и плотности дислокаций

ких весьма значимых показателей механических характеристик, как показатели трещиностойкости легированных слоев поверхностей, обрабатываемых при различных исследуемых режимах. Анализ показателей трещиностойкости проводился с учетом распределения и плотности дислокаций ρ на основе оценки уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ согласно зависимости [12] $\tau_{л/вн} = Gbh\rho/[\pi(1 - \nu)]$, где G — модуль сдвига; h — толщина фольги; ρ — плотность дислокаций; ν — коэффициент Пуассона. И в условиях, когда значения $\tau_{л/вн}$ в определенной области приближается к значению теоретической прочности $\tau_{теор}$ материала, эта область (с определенным структурно-фазовым состоянием) и является зоной зарождения и распространения трещин.

В итоге показано, что для поверхностных слоев, формирующихся в условиях лазерного легирования при $P = 4,4$ кВт, $\nu = 400$ мм/мин (отклонение от оптимального режима) характерны резкие изменения плотности дислокаций в определенных зонах металла, где ρ изменяется от $9 \times 10^{11} \dots 1 \times 10^{12}$ см⁻² до $8 \times 10^8 \dots 2 \times 10^{10}$ см⁻². Наличие такого типа зон является основанием для формирования в этих участках легированных слоев резких градиентов ($\Delta\tau_{л/вн}$) по величине локальных внутренних напряжений, являющихся концентраторами внутренних напряжений и, соответственно, факторами, способствующими трещинообразованию и резкому ухудшению качества поверхностей. В данном случае значения $\Delta\tau_{л/вн}$ изменяются от 1850 ($G/4,5 \times 10^3$, что соответствует $2,2\tau_{теор}$) до 14,9 МПа ($G/5,7 \times 10^3 - 0,0018\tau_{теор}$) (рис. 6).

Основной причиной, способствующей неравномерности в распределении плотности дислокаций, а значит — и локальных внутренних напряжений ($\Delta\tau_{л/вн}$), как это видно из сопоставления

результатов исследований, является значительное локальное повышение (преимущественно вдоль межзеренных границ) концентрации таких химических элементов как хром, а также формирование в этой зоне протяженных хромосодержащих фаз ($Cr_{23}C_6$).

В случае лазерного легирования при уменьшении мощности обработки до $P = 3,5$ кВт и увеличении скорости до $\nu = 500$ мм/мин (оптимальный режим) в обработанных поверхностях наблюдается снижение плотности дислокаций (до $\sim 4 \times 10^9$ см⁻²) и равномерное их распределение, что, соответственно, приводит не только к снижению, но и к оптимальному (равномерному) распределению локальных внутренних напряжений до $\tau_{л/вн} \sim 55,4$ МПа ($G/9,0 \times 10^2 - 0,007\tau_{теор}$) в легированном слое, что в итоге не создает условий для формирования зон зарождения и распространения трещин. Характерно, что в случае отмеченной обработки не наблюдается в поверхностных слоях и существенных перепадов в распределении концентрации таких химических элементов как хром, провоцирующее формирование локальных дислокационных скоплений.

В образце, обработанном лазерно-плазменным легированием ($P = 3$ кВт, $\nu = 500$ мм/мин — наложение четырех дорожек, отклонение от оптимального режима), наблюдается резкий градиент по распределению плотности дислокаций в объемах кристаллитов, где четко проявляется повышение (до 17 %) концентрации хрома, что, в основном, и является причиной формирования протяженных концентраторов внутренних напряжений — очагов зарождения трещин, где $\tau_{л/вн}$ составляет от ~ 370 ($G/2,3 \times 10^2 - 0,04\tau_{теор}$) до 14000 МПа ($G/6 - 1,8\tau_{теор}$). В случае же однопроходного лазерно-плазменного легирования при $P = 3$ кВт, $\nu = 500$ мм/мин (оптимальный режим) наличие дискретных по размеру и равномерно распределенных по объему зерен фазовых выделений при сопутствующей низкой плотности дислокаций (без резких градиентов в ее распределении) свидетельствует об отсутствии структурных условий для формирования концентраторов внутренних напряжений.

При этом значения $\tau_{л/вн}$ снижаются и составляют $\sim 148 \dots 370$ МПа ($G/5,7 \times 10^2 \dots G/2,3 \times 10^2 - 0,018 \dots 0,04\tau_{теор}$) (рис. 6). Последнее характеризует структурное состояние поверхности как оптимальное и подтверждается практическим отсутствием трещин.

Таким образом, экспериментально-аналитическими исследованиями установлено влияние структурно-фазового состояния металла легированных слоев, формирующихся при различных режимах упрочняющей обработки, на изменение

прочностных характеристик и трещиностойкости обработанных поверхностей. Показано, что режимы лазерно-плазменного легирования способствуют увеличению прочностных характеристик (в среднем на 20 %) по сравнению с легированием лазерным излучением с Гауссовым распределением интенсивности пучка, а наибольший вклад в упрочнение при оптимальном режиме обработки вносят фазовые выделения (27 %) и субструктура (25 %). Максимальная трещиностойкость обработанных легированных слоев наиболее полно обеспечивается режимами лазерно-плазменного легирования ($P = 3$ кВт, $v = 500$ мм/мин) с наложением одной дорожки), чему способствует отсутствие зон зарождения и распространения трещин, обусловленное равномерным распределением дислокационной плотности без резких их градиентов. Трещинообразование при лазерной и лазерно-плазменной упрочняющей обработке легированных слоев конструкционной стали, как правило, связано с формированием плотных и протяженных дислокационных скоплений (преимущественно вдоль межзеренных границ), чему способствует неравномерность в распределении таких химических элементов, как хром.

1. Курдюмов В.Я., Рязанов В.П. Ремонт строительных машин методами сварки и наплавки. – М.: Стройиздат, 1973. – 231 с.

2. Лазерные технологии на машиностроительном заводе / Н.Г. Терегулов, Б.К. Соколов, Г. Варбанов и др. – Уфа: АН РБ, 1993. – 264 с.
3. Структурные условия обеспечения прочности и пластичности соединений алюминий-литиевых сплавов / Л.И. Маркашова, А.Я. Ищенко, О.С. Кушнарева и др. // Автомат. сварка. – 2012. – № 5. – С. 23–31.
4. Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L.I. Markashova, V.D. Poznyakov, A.A. Gaivoronskii et al. // Materials Sci. – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.
5. Маркашова Л.И., Кушнарева О.С. Сварные соединения сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов. Структура и эксплуатационные свойства // Строительство. Материаловедение. Машиностроение: Сб. научн. тр. № 64. – Днепропетровск: ПГАСА, 2012. – С. 75–80.
6. Лазерное и лазерно-микроплазменное легирование поверхности образцов из стали 38ХНЗМФА / В.Д. Шелягин, Л.И. Маркашова, В.Ю. Хаскин и др. // Автомат. сварка. – 2014. – № 1. – С. 26–32.
7. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
8. Гордиенко Л.К. Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – 384 с.
9. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. – 1953. – 173, № 1. – P. 25–28.
10. Orowan E. Dislocation in metals. – New York: AIME, 1954. – 103 p.
11. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 187 с.
12. Markashova L., Kushnareva O. Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li system // Materials Sci. – 2014. – 49, № 5. – P. 681–687.

Поступила в редакцию 31.03.2014

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

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их производственного применения в различных отраслях промышленности. Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, разрабатывающим исследования в этой области.



СТРУКТУРНАЯ СХЕМА МЕТОДИКИ РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ДЕТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

И.К. СЕНЧЕНКОВ¹, И.А. РЯБЦЕВ², Е. ТУРЫК³

¹ Ин-т механики им. С.П. Тимошенко НАНУ. 03057, г. Киев, ул. Нестерова, 3. E-mail: ang@inmex.kiev.ua

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

³ Институт сварки. 44100, г. Гливице, Польша, ул. Б. Чеслава, 16-18. E-mail: eugeniusz.turyk@glivice.pl

Представлена структурная схема расчетной методики оценки напряженно-деформированного и микроструктурного состояния деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации. В основе методики лежат следующие математические модели: начального состояния, в том числе, напряженно-деформированного и структурного состояния в процессе изготовительной наплавки; эволюции служебных и структурных параметров в процессе эксплуатации; накопления повреждаемости и снижения усталостной долговечности; восстановительной наплавки. По сравнению с экспериментальными методами, математическое моделирование позволяет с меньшими затратами и более эффективно оценивать напряженно-деформированное и структурное состояние деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации. Библиогр. 20, рис. 3.

Ключевые слова: наплавка; напряженно-деформированное состояние; микроструктурное состояние; математическое моделирование; методика расчета

Разработка методик расчета напряженно-деформированного и микроструктурного состояния (НДМСС) деталей в процессе наплавки и эксплуатации требует учета многих факторов. В настоящее время в результате развития математического аппарата и компьютерной техники снимаются многие ограничения на использование в методиках расчета таких характеристик сложного поведения материалов как пластичность, ползучесть, изотропное и направленное упрочнение, зависимость предела текучести материала от скорости деформации, структурные превращения и т.д. Это в значительной мере повышает надежность и достоверность расчетов. В результате экспериментальные методы исследования процессов изготовления и эксплуатации различных деталей машин и механизмов уступают место более эффективным и менее затратным методам математического моделирования.

Методики расчета НДМСС деталей должны обеспечивать достоверное описание поведения материала в области упругого и неупругого деформирования, зависящего от времени или скорости деформации. Современные экспериментальные и теоретические исследования показывают, что модели вязкопластического поведения материалов, использующие концепцию переменных состояний, являются наиболее подходящими для такого описания. Кроме того, эти модели являются удобными для применения в компьютерных

программах [1]. Как следствие, более глубокий анализ НДМСС деталей на основе более реалистичных математических моделей дает более достоверную оценку надежности деталей и безопасности их эксплуатации [2, 3].

Моделирование технологических процессов. Унифицированные вязкопластические модели технологических процессов более предпочтительны по сравнению с моделями, основанными на раздельном использовании теории пластичности и ползучести, поскольку в единой системе уравнений описывают пластичность, ползучесть и релаксацию в широком интервале температур в зависимости от вида и скорости внешней нагрузки. Это качество является важным при моделировании технологических процессов изготовления деталей и их последующей эксплуатации. Полученная модель поведения материала должна быть пригодной для использования в компьютерных, в частности, конечно-элементных программах.

В отличие от частных моделей вязкопластичности, современные модели, использующие переменные состояния, описывают все основные явления, такие как ползучесть, изотропное и направленное упрочнение, зависимость предела текучести материала от скорости деформации, релаксация и т.д.

Именно поэтому такие подходы широко используются в настоящее время для моделирования напряженно-деформированного состояния

детали при сварке, наплавке и других технологических процессах, а также для моделирования процессов в наплавленных деталях при их последующей эксплуатации. В частности, к таким моделям относится унифицированная модель Боднера–Партома.

Моделирование термомеханических процессов. В термомеханических процессах материал детали при изготовлении и эксплуатации может иметь различные температурные истории. На стадии достаточно высокого нагрева исходные структурные составляющие материала, в частности стали, превращаются в аустенит, который на стадии охлаждения может распасться на перлит, бейнит и мартенсит. Эти превращения сопровождаются изменениями физико-механических характеристик, скрытыми теплотами, изменениями объема, появлением термофазовых деформаций и т.д. Модель взаимосвязи (взаимовлияния) термомеханических процессов при изготовлении и эксплуатации детали показана на рис. 1.

На рис. 2 представлена блок-схема мониторинга состояния детали на всех этапах ее существования. Эта схема может быть положена в основу разработки математических моделей и методик расчета напряженно-деформированного и структурного состояния детали в процессе наплавки и последующей эксплуатации при различных видах изнашивания и нагрузок. В блок-схеме представлены следующие модели.

Модель начального состояния детали. Блок «Начальное состояние» включает исходные характеристики наплавленной детали, с которыми она поступает в эксплуатацию. Эти характеристики можно разделить на две части. К первой относятся фактические размеры детали и отдельных ее слоев $\{h_k\}$, их механические и теплофизические характеристики: E — модуль упругости; ν — коэффициент Пуассона; k, c — коэффициенты теплопроводности и теплоемкости и т.п. Вторую часть составляют параметры, с которыми деталь входит в эксплуатацию. Значения этих параметров определяются технологией изготовления детали и конкретизируются экспериментально либо путем математического моделирования. Для наплавленной детали начальное состояние определяется набором следующих параметров:

$$P^0 = \{\epsilon_{ij}^0, \sigma_{ij}^0, c_{\xi}^0, K^0, \beta_{ij}^0, w^0, h_k^0\}, \quad (1)$$

где ϵ_{ij}^0 и σ_{ij}^0 — остаточные деформации и напряжения; C_{ξ}^0 — объемная концентрация фаз: $\xi = a$ — аустенита; $\xi = p$ — перлита; $\xi = b$ — бейнита; $\xi = m$ — мартенсита и т. д.; K^0, β_{ij}^0 — параметры изотропного и кинематического упрочнения; w^0 — параметр повреждаемости; $h_k^0, k = 1, 2, 3$ — начальные размеры детали.

Модель напряженно-деформированного и структурного состояния детали при наплавке.

При расчете моделируются термомеханические процессы при наплавке деталей с использованием элементов теории растущих термовязкопластических тел [4–7] в сочетании с численным методом конечных элементов (МКЭ). Для расчета фаз используются термокинетические диаграммы распада аустенита соответствующих сталей [8, 9]. Термомеханическое поведение материала описывается с помощью модифицированной модели течения Боднера–Партома [10–13].

Модель эволюции служебных параметров. Здесь можно выделить два аспекта — геометрический и прочностной. Геометрический параметр, как служебный фактор, связан с износом детали. Прочностной аспект связан с накоплением повреждаемости в местах концентрации напряжений и может привести к исчерпанию функций детали вследствие разрушения. В предлагаемой модели в качестве служебных параметров принимаются либо набор критических размеров детали $h_k, k = 1, 2, 3$ либо параметр повреждаемости w или долговечности N_f . В суммарном виде они обозначаются символом $\Omega = \{h_k, w, \dots\}$.

Модель, описывающая структурные превращения. Точное описание структурных превращений играет важную роль при анализе термоупругопластического напряженно-деформированного состояния детали при наплавке (сварке) и эксплуатации [14]. Получаемые при этом результаты влияют также на оценку способности деталей сопротивляться изнашиванию и циклическим нагрузкам. В настоящее время используются два метода для исследования структурных превращений. В первом используют информацию, содержащуюся в диаграммах изотермического превращения аустенита, а также в

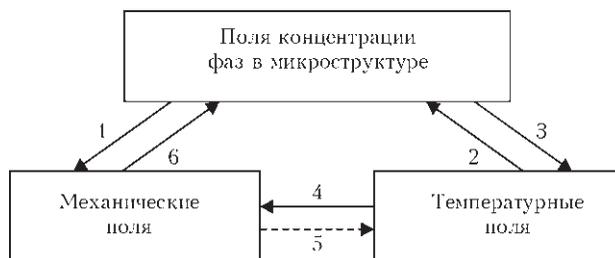


Рис. 1. Взаимосвязь между температурой, механическим состоянием и эволюцией микроструктуры в процессе изготовления и эксплуатации детали: 1 — зависимость механических свойств от концентрации фаз; объемные изменения вследствие фазовых превращений; пластичность, обусловленная фазовыми превращениями; 2 — микроструктурная эволюция, основанная на температурной истории; 3 — микроструктурная эволюция, влияющая на температурное поле через скрытые теплоты и свойства материалов, зависящие от микроструктуры; 4 — взаимосвязь через тепловое расширение и свойства материалов, зависящие от температуры; 5 — механический разогрев; 6 — влияние напряжений на микроструктурные превращения

диаграммах Шеффлера–Делонга [15]. Во втором используют термокинетические диаграммы (ТКД), называемые также ССТ-диаграммы (Continuations Cooling Transformation) [16, 17]. Они описывают распад аустенита в режиме непрерывного охлаждения.

В последнее время получили распространение синтетические модели, в которых объединяются преимущества и наработки обоих подходов. Типичной в этом смысле является модель, развитая в работе [18].

Модель изнашивания деталей. Изнашивание это процесс постоянного изменения размеров детали, происходящий при трении, а износ есть результат и количественная мера изнашивания.

Следствием изнашивания является утрата функциональных свойств изделия, а также его долговечности вследствие изменения размеров детали, образования концентраторов напряжений в местах выработок, усталостных микротрещин и т. п.

Для характеристики процесса часто используют интенсивность изнашивания:

$$I_h = \Delta h / \Delta s = \dot{h} / v, \quad (2)$$

где \dot{h} — скорость изменения линейного размера детали; v — скорость скольжения.

Модель накопления повреждаемости. Концепция повреждаемости, введенная Качановым [19], моделирует ускорение ползучести в металлах, которое ведет к разрушению материала. В более общем подходе повреждаемость отражает дефекты в материале, такие как микропоры и микротрещины. Когда эти микродефекты распределены однородно и случайно ориентированы, тогда повреждаемость может трактоваться как скалярная величина. Если ориентация дефектов повреждаемости важна, то последняя трактуется как тензорный параметр [20].

Модель восстановительной наплавки. При моделировании временного процесса эксплуатации детали контролируется изменение служебного параметра Ω (см. рис. 2). На каждом временном шаге оно сравнивается с неким «ремонтным» значением, при достижении которого деталь из этапа эксплуатации переводится в этап восстановительной наплавки (ремонта). С точки зрения математического моделирования ремонт есть преобразо-

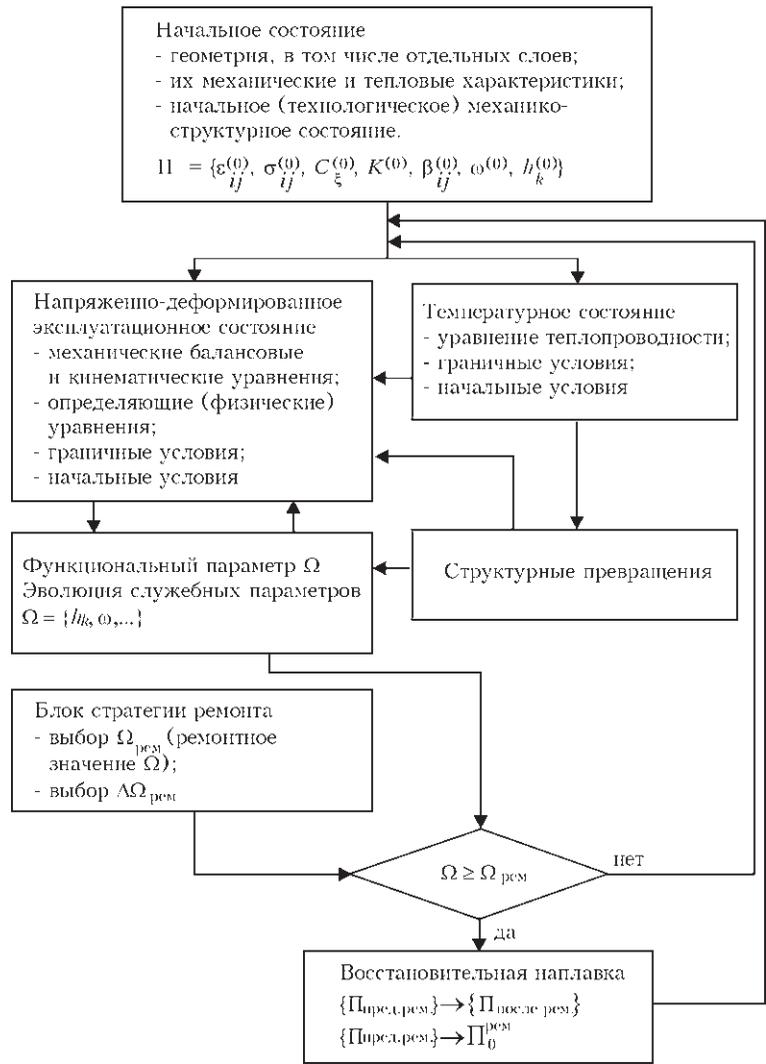


Рис. 2. Схема мониторинга состояния детали в процессе ее изготовления, эксплуатации и восстановительной наплавки

вание набора предремонтных параметров $\Pi_{\text{пред.рем}}$ в набор послеремонтных параметров:

$$\Pi_{\text{пред.рем}}^n \rightarrow \Pi_{\text{после рем.}}^n \quad (3)$$

где $n = 1, 2, 3, \dots$ — номер ремонта.

Графическая интерпретация восстановительной наплавки дается кривыми изменения во времени параметра Ω (рис. 3).

Первая стадия эксплуатации детали заканчивается достижением параметра Ω значения $\Omega_{\text{рем}}$ в момент времени $t = t_{\text{рем.1}}$. Этапу восстановления отвечает скачкообразное изменение параметра Ω на величину $\Delta\Omega_p$. С точки зрения качества может быть три типа восстановительной наплавки:

- *идентичная по качеству*, при которой Ω опускается до исходного значения $\Omega_{01} = \Omega_0$ и после наплавки Ω растет с той же скоростью, что и до нее;
- *низкая по качеству*, при которой Ω опускается до значения $\Omega_{02} > \Omega_0$, и в дальнейшем растет быстрее, чем на начальной стадии;
- *высокая по качеству*, в результате которой достигается значение Ω_{03} , более низкое, чем

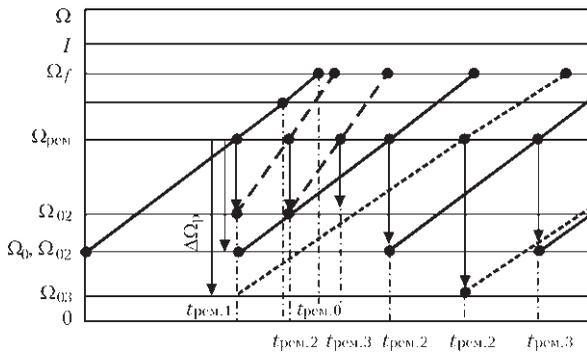


Рис. 3. Изменение служебного параметра (СП) Ω в процессе эксплуатации и восстановления по различным схемам: Ω_f — значение СП при разрушении детали; $\Omega_{рем}$ — «ремонтное» значение СП, достижение которого определяет необходимость наплавки детали; Ω_0 — значение СП перед началом эксплуатации; $\Omega_{0,n}$ — значение СП после n -ой наплавки; $\Delta\Omega_p$ — изменение СП в результате наплавки; $t_{рем,0}$ — время, в течение которого деталь работает до разрушения; $t_{рем,1}$ — время работы детали до первой восстановительной наплавки; $t_{рем,n}$ — время до n -й наплавки

$\Omega_{0,1}$, и в после наплавочной эксплуатации растет медленнее.

Последнему случаю отвечает наплавка более износостойкого материала или дополнительное упрочнение наплавленного металла.

Вывод

Разработана методика расчета напряженно-деформированного и микроструктурного состояния деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации. В основе методики лежат следующие математические модели: начального состояния, в том числе, напряженно-деформированного и структурного состояния в процессе изготовительной наплавки; эволюции служебных и структурных параметров в процессе эксплуатации; накопления повреждаемости и снижения усталостной долговечности; восстановительной наплавки. По сравнению с экспериментальными методами, математическое моделирование позволяет с меньшими затратами и более эффективно оценивать напряженно-деформированное и структурное состояние деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации.

1. *Krempf E.* Viscoplastic models for high temperature applications // International journal of Solids and Structures. — 2000. — 37. — P. 279–291.
2. *Nix W.D., Gibeling J.C., Hughes D.A.* Time-dependent behavior of metals // Met. Trans. A. — 1985. — 16A. — P. 2216–2226.

3. *Махненко В.И.* Ресурс безопасности эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
4. *Моделирование неизоэргического наращивания физически нелинейных тел и технологические приложения* / И.К.Сенченков, Е.Турык, И.А.Рябцев, Г.А.Табиева // Теор. и прикл. механика. — 2003. — Вып. 38. — С. 109–114.
5. *Численное моделирование остаточных напряжений и деформаций при многослойной наплавке цилиндрических деталей* / И.К. Сенченков, Г.А. Табиева, И.А. Рябцев, Е. Турык // Сб. трудов II Межд. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»; под ред. В.И. Махненко, 13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2004. — С. 237–242.
6. *Сенченков И.К.* Термомеханическая модель растущих цилиндрических тел из физически нелинейных материалов // Прикл. механика. — 2005. — 41, № 9. — С. 118–126.
7. *Исследование термомеханического состояния цилиндрических деталей, наплавленных слоями аустенитной и мартенситной сталей* / И.К. Сенченков, О.П. Червинко, Е. Турык, И.А. Рябцев // Свароч. пр-во. — 2007. — № 8. — С. 6–13.
8. *Попов А.А., Попова Л.Е.* Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — Москва-Свердловск: ГНТИ Машиностр. лит., 1961. — 430 с.
9. *Leblond J.B., Mottet G., Devaux J.C.* A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steel during phase transformation. — I. Derivation of general relations // J. Mech. Phys. Solids. — 1986. — 34, № 4. — P. 395–409.
10. *Bodner S.R.* Evolution equations for anisotropic hardening and damage of elastic-viscoplastic materials. Plasticity Today: Modelling methods and applications. Elsevier Applied Science. — Barking, 1984. — P. 471–482.
11. *Bodner S.R.* Unified plasticity — an engineering approach (Final report) / Faculty of mechanical engineering, Technion—Israel inst. of techn. — Haifa 32000, Israel, 2000. — 10 p.
12. *Bodner S.R.* Plasticity over a wide range of strain rates and temperatures // Archives of Mechanics. — 2005. — 57, № 2-3. — P. 73–80.
13. *Сенченков И.К., Табиева Г.Ф.* Определение параметров модели Боднера-Партома термовязкопластического деформирования материалов // Прикладная механика. — 1996. — 32, № 2. — С. 64–72.
14. *Шорищоров М.Х., Белов В.В.* Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
15. *Henwood C., Bibby M., Goldak J., Watt D.* Coupled transient heat transfer — microstructure weld computations. (Part B) // Acta metall. — 1988. — 36, № 11. — P. 3037–3046.
16. *Численное исследование термомеханических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств* / В.И. Махненко, Е.А. Великоиваненко, Т.Г. Кравцов, В.В. Севрюков // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
17. *Sheng I.C., Chen Y.* Modelling welding by surface heating // J. of Engineering Materials and Technology. — 1992. — 114. — P. 439–449.
18. *Ueda Y., Murakawa H., Luo Y.* A Computational model of phase transformation for welding processes // Trans. JWRI. — 1995. — 24, № 1. — P. 95–100.
19. *Kachanov L.M.* On the time of failure under creep conditions // Izv. Acad. Nauk SSSR. — 1958. — 8. — P. 26–31.
20. *Krajinovic D.* Damage mechanics. — Amsterdam: Elsevier Publishing, 1996. — 234 p.

Поступила в редакцию 20.04.2015

РАСЧЕТ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

И.К. СЕНЧЕНКОВ¹, О.П. ЧЕРВИНКО¹, И.А. РЯБЦЕВ²

¹ Ин-т механики им. С.П. Тимошенко НАН Украины. 03057, г. Киев. ул. Нестерова, 3

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

Разработана методика расчета остаточного напряженно-деформированного и микроструктурного состояния цилиндрической детали при многослойной наплавке по боковой поверхности, а также расчета ее термомеханического состояния и усталостной долговечности при последующем эксплуатационном циклическом термомеханическом нагружении. Методика создана в рамках единой математической модели на основе теории растущих тел, современной модели вязкопластического неизоэтермического течения, термокинетических диаграмм распада аустенита, наплавленного и основного металлов с учетом остаточного напряженно-деформированного и структурного состояния при одно- и многослойной наплавке деталей слоями различного химического состава, структуры и толщины. Она позволяет оценивать усталостную долговечность наплавленных деталей в зависимости от величины и соотношения эксплуатационных циклических термических и механических нагрузок и от применяемых наплавочных материалов для подслоя и износостойкого слоя. Библиогр. 21, рис. 7.

Ключевые слова: многослойная наплавка, численное моделирование, остаточные наплавочные напряжения, циклическое термомеханическое нагружение, усталостная долговечность

Валки горячей прокатки, ролики МНЛЗ, штампы горячего деформирования металла и т. п. при изготовлении или ремонте подвергаются многослойной наплавке и последующему циклическому эксплуатационному термомеханическому нагружению [1, 2].

При оценке напряженно-деформированного и микроструктурного состояния наплавленных деталей и их усталостной долговечности в процессе эксплуатации используются методы численного моделирования термомеханических процессов. Сущность процесса наплавки состоит в нанесении расплавленного металла на поверхность упрочняемой или восстанавливаемой детали. С точки зрения механики деформируемого твердого тела такие процессы описываются в рамках неклассических моделей так называемых растущих тел [3]. Применительно к наплавке и родственным технологиям такие модели представлены в работах [4–7].

Процесс наплавки реализуется в широком интервале гомологических температур, в котором материал проявляет термоупруговязкопластические свойства. Экспериментальные и теоретические исследования показали, что определяющие уравнения для неупругого деформирования развиваются на основе унифицированных моделей [8]. Одной из них является модель Боднера–Партома

[9], хорошо обоснованная экспериментами и широко используемая на практике. Адаптация этой модели к процессам, характерным для наплавки, дана в работе [10].

В термомеханических процессах материал детали при ее изготовлении и эксплуатации может изменять свою структуру. Структурные изменения сопровождаются изменениями физико-механических характеристик, скрытой теплотой каждого из используемых материалов, изменениями объема, появлением термофазовых деформаций и т.д. При расчете кинетики концентрации фаз используют термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита [11] в сочетании с уравнением Коистинена–Марбургера [12].

Для решения рассматриваемого класса задач в работах [5–7, 13] развита конечно-элементная (КЭ) методика в сочетании с неявными временными шаговыми схемами интегрирования нестационарных уравнений, а также итерационными методами решения нелинейных краевых задач термомеханики на каждом временном шаге. В целом современный уровень численного моделирования рассматриваемых процессов зафиксирован в работах [2, 14, 15].

Расчет остаточного и текущего эксплуатационного напряженно-деформированного и микроструктурного состояния является важным, но не окончательным этапом решения задачи. Опреде-

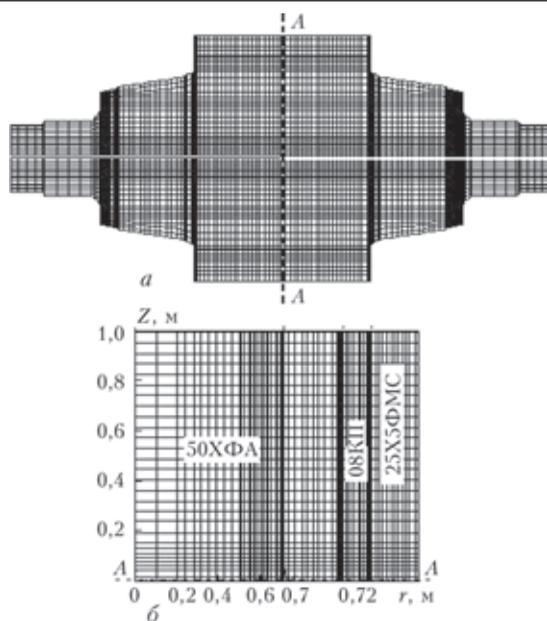


Рис. 1. Конечно-элементная разбивка прокатного вала (а) и наплавленной бочки вала (б)

ляющим является оценка долговечности наплавленного элемента конструкции и ее связь с выбором наплавочных материалов и технологических параметров наплавки.

В данной работе представлена методика оценки усталостной долговечности цилиндрических деталей, наплавленных по боковой поверхности, при действии эксплуатационных циклических термомеханических нагрузок.

Объектом исследования является валок горячей прокатки (рис. 1, а) из стали 50ХФА, наплавленный подслоем низкоуглеродистой стали 08кп (сплошная проволока Св-08А) и наружным слоем мартенситной стали 25Х5ФМС (порошковая проволока ПП-Нп-25Х5ФМС) (рис. 1, б). Диаметр бочки вала 1435 мм. После наплавки валок подвергается эксплуатационному циклическому термомеханическому нагружению. Предполагается, что валок подпирается жестким опорным валком и не испытывает деформаций изгиба.

Задача о спиральной (винтовой) наплавке и последующем циклическом нагружении вала является трехмерной (3D-задача). На настоящем этапе развития ЭВМ такая постановка не может быть эффективной для практических расчетов.

Учитывая двухстадийный характер процесса – наплавка и эксплуатация, а также осевую протяженность геометрии вала, предлагается следующий подход к решению задачи.

1. Стадия наплавки моделируется в рамках осесимметричной постановки задачи.

2. Стадия эксплуатации, характеризующаяся высоколокализованными контактными температурно-механическими нагрузками, описывается в рамках задачи о плоской деформации для осевого сечения цилиндра А–А (рис. 1, а).

При этом постановка задачи для стадии 2 должна учитывать остаточные деформации ($\epsilon_{zz} \neq 0$), сформированные на стадии наплавки. В этом аспекте такая постановка отличается от классической задачи о плоской деформации, в которой остаточные деформации отсутствуют ($\epsilon_{zz} = 0$).

Механическое поведение материала описывается моделью Боднера–Партома [9], которая включает следующие соотношения в цилиндрической системе координат $O_{rz\varphi}$:

закон течения и уравнение пластической несжимаемости:

$$\dot{\epsilon}_{kk} = \dot{\epsilon}_{ij}^p + \dot{\epsilon}_{ij}^e, \quad \dot{\epsilon}_{kk}^p = 0, \quad i, j = r, z, \varphi; \quad (1)$$

закон течения Прандтля–Рейсса:

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \frac{D_0}{J_2^{1/2}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{K_0 + K}{\sqrt{3} J_2} \right)^{2n} \right] s_{ij}, \quad (2)$$

где $J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij}$; $S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk}$;

эволюционное уравнение для параметра изотропного упрочнения K :

$$\dot{K} = m_1 (K_1 - K) \dot{W}_p, \quad K(0) = 0, \quad (3)$$

где $\dot{W}_p = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p$; D_0, K_0, K_1, m_1, n — параметры модели,

закон Гука

$$\sigma_{kk} = 3K_v (\epsilon_{kk} - 3\alpha(\theta - \theta_0)), \quad (4)$$

$$s_{ij} = 2G \left(e_{ij} - \epsilon_{ij}^p \right), \quad e_{ij} = \epsilon_{ij} - \frac{1}{3} \epsilon_{kk} \delta_{ij},$$

где G, K_v, α — модули сдвига, объемного сжатия и коэффициент линейного теплового расширения.

Соотношения дополняются универсальными уравнениями квазистатического равновесия и теплопроводности для осесимметричной задачи:

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{1}{r} (\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}) + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} = 0, \quad (5)$$

$$\frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial r} + \frac{1}{r} \sigma_{rz} + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} = 0,$$

$$c_V \dot{\theta} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda \frac{\partial \theta}{\partial r} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial \theta}{\partial z} \right) + Q, \quad (6)$$

где c_V и λ — коэффициенты объемной теплоемкости и теплопроводности; Q — источник тепла; $\theta = \partial \theta / \partial t$, а также граничными и начальными (для температуры) условиями:

$$\sigma_{rr} = \sigma_{rz} = 0, \quad -\lambda \frac{\partial \theta}{\partial r} = \alpha (\theta - \theta_c) + cc_0 (T^4 - T_c^4),$$

$$r = R, R + h, \quad 0 < z < L, \quad t \neq t_{1,2}^*;$$

$$\sigma_{zz} = \sigma_{rz} = 0, \quad \pm \lambda \frac{\partial \theta}{\partial r} = \alpha (\theta - \theta_c) + cc_0 (T^4 - T_c^4),$$

$$z = 0, r = R, R + \tilde{h}, t > 0; \quad (7)$$

$$\theta = \theta_c, t = 0, \quad (8)$$

где $\tilde{h} = h_1, h_1 + h_2$; $h_{1,2}$ — толщины первого и второго наплавляемых слоев; $t_{1,2}^*$ — время наложения наплавляемых слоев; λ — коэффициент теплопроводности; c — коэффициент черноты; c_0 — постоянная Больцмана; α — коэффициент теплоотдачи; θ_c — температура окружающей среды.

Рассмотрим процесс наплавки ($t = t_{1,2}^*$) и модификацию соотношений (2)–(4) с учетом процесса наращивания. Задача решается методом КЭ. Процесс наращивания является контролируемым, т.е. известны скорость наращивания и конечная конфигурация тела. Конфигурация наращиваемого тела покрывается фиксированной КЭ-сеткой. КЭ-сетка покрывает как наращиваемое тело в исходной конфигурации, так и все наращиваемые в будущем слои. Таким образом, сетка (количество узлов) не изменяется в процессе численного моделирования.

В области, занимаемой исходным телом, свойства определяются материалом тела. Материалу наращивания первоначально приписываются свойства материала «пустоты», который считается термоупругим с характеристиками $E = 0, \nu = 0, \alpha = \alpha_f$ где E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; α_f — коэффициент термического расширения материала наращивания. Теплофизические свойства «пустоты» принимаются такими же, как у материала, который наращивается. Следовательно, элемент «пустой» только с точки зрения механики. В процессе заполнения, который рассматривается как процесс, развивающийся во времени, «пустые» элементы КЭ-сетки будут заполняться наращиваемым материалом. Важно иметь в виду, что в процессе заполнения элементов (наращивания) деформируется вся КЭ-сетка, как покрывающая исходное тело, так и примыкающие к телу «пустые» элементы.

Пусть в момент заполнения t^* некоторый пустой элемент сетки $\Delta V(t^*)$ имеет деформацию ϵ_{ij}^* и пусть он заполняется материалом, имеющим

температуру θ^* . Предполагается, что материал наращиваемого слоя вплоть до контакта с поверхностью тела является ненапряженным:

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\phi\phi} = \sigma_{zz} = \sigma_{rz} = 0, \text{ при } t = t^*. \quad (9)$$

В рамках рассматриваемой модели наращивание есть заполнение элемента, имеющего предварительную деформацию ϵ_{ij}^* , материалом наращивания с температурой θ^* . Таким образом, условия (9), по сути, означают, что

$$\sigma_{ij}(\epsilon_{ij}^*, \theta^*) = 0 \text{ в } \Delta V(t^*). \quad (10)$$

Для того, чтобы определяющие уравнения наращиваемого материала (2), (4) согласовывались с условием (9), (10), необходимо и достаточно модифицировать уравнения (2) и (4) следующим образом:

$$\begin{aligned} s_{ij} &= 2G_f(e_{ij} - \epsilon_{ij}^p - e_{ij}^*), \\ \sigma_{kk} &= 3K_f(\epsilon_{kk} - \epsilon_{kk}^* - 3\alpha_f(\theta - \theta^*)); t > t^* \\ \epsilon_{ij}^p(t^*) &= 0, K_0(t^*) = K_0(\theta^*). \end{aligned} \quad (11)$$

Здесь нижний индекс f показывает, что параметры относятся к материалу наращиваемого объема. Таким образом, чтобы удовлетворить условие наращивания (9), все элементы, которые наращиваются, будут иметь определяющие уравнения, индивидуализированные теми конкретными значениями деформации ϵ_{ij}^* и температуры θ^* , при которых происходило их заполнение. Поэтому состояние $(\epsilon_{ij}^*, \theta^*)$ можно трактовать как «собственное», поскольку оно не вызывает напряжений.

Для расчета микроструктурного состояния металла используют термокинетические диаграммы (ТКД). ТКД для стали 50ХФА и 25Х5ФМС приведены на рис. 2 [11]. Они отображают превращения в стали при охлаждении, обусловленные распадом аустенита ($\xi = A$) в феррит ($\xi = F$), перлит ($\xi = P$), бейнит ($\xi = B$) и мартенсит ($\xi = M$). Жирными линиями ограничены области превращения, а тонкие отвечают кривым охлаждения. Цифры показыва-

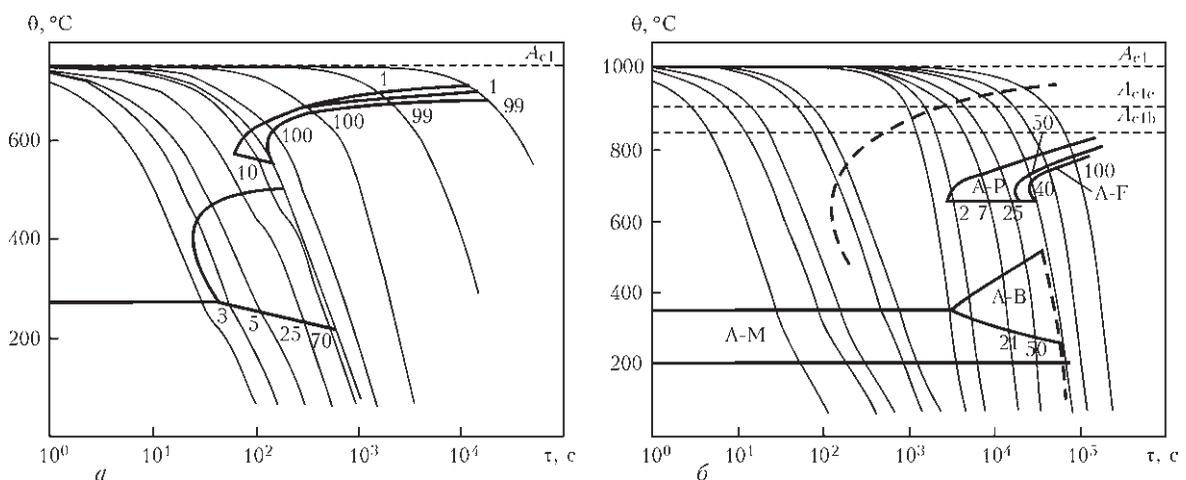


Рис. 2. Термокинетические диаграммы для стали 50ХФА (а) и 25Х5ФМС (б)

ют объемные проценты распавшегося аустенита на выходе из областей превращений.

Закон накопления новой фазы ξ в соответствующих областях вдоль траектории охлаждения дается феноменологическим уравнением Коистинена–Марбургера [12]:

$$p_{\xi} = \left[1 - \exp \left(-k \frac{\theta_s - \theta}{\theta_s - \theta_e} \right) \right] p_{\xi e}, \quad (12)$$

где θ_s, θ_e — температуры начала и конца превращения; $p_{\xi} = C_{\xi} \cdot 100\%$, $p_{\xi e}$ — максимальное значение новой фазы для данной траектории; C_{ξ} — объемная доля фазы, $0 \leq C_{\xi} \leq 1$, $\sum_{\xi} C_{\xi} = 1$.

Свойства каждой фазы Y_{ξ} рассчитываются с учетом зависимости от температуры $Y_{\xi} = Y_{\xi}(\theta)$. Для расчета макрохарактеристик Y для произвольного фазового состава используется линейное правило смесей. Общая формула имеет вид:

$$Y(\theta, t) = \sum_{\xi} C_{\xi}(\theta, t) Y_{\xi}(\theta). \quad (13)$$

Физические величины, рассчитанные по правилу смесей: c_V — коэффициент объемной теплоемкости; k — теплопроводность; E — модуль Юнга; α — коэффициент линейного термического расширения; ν — коэффициент Пуассона. В широком интервале температур правило смесей (13) используется и сопоставляется с экспериментами, описанными в работах [5, 15, 16].

Для оценки усталостной долговечности используется модель Мэнсона–Биргера [17]. При асимметричном цикле нагружения с учетом уравнения Гудмана [18] имеем:

$$\Delta \varepsilon = \left(\ln \frac{1}{1 - \psi} \right)^{0,6} N^{-0,6} + \frac{2\sigma_{-1}}{E} \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_b} \right) \left(\frac{N}{N_0} \right)^k, \quad (14)$$

где σ_{-1} — предел выносливости; N_0 — база определения предела выносливости; E — модуль Юнга; ψ — пластичность при разрушении; k — параметр, определяющий угол наклона кривой усталости; σ_b — временное сопротивление; σ_m и σ_a — среднее и амплитудное значения напряжения в цикле.

При отсутствии циклической пластической деформации $\Delta \varepsilon^p = 0$, первым слагаемым в (14) можно пренебречь. В результате с учетом соотношений, получаем $\Delta \varepsilon = \Delta \sigma / E$, $\Delta \sigma = 2\sigma_a$:

$$\ln N = \frac{1}{k} \lg \left[\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_b} \left(\frac{\sigma_b - \sigma_m}{\sigma_a} \right) N_0^k \right]. \quad (15)$$

Переход от одноосного уравнения (15) к многоосному напряженному состоянию осуществляется с использованием эквивалентного напряжения $\sigma_1 = \sqrt{3s_i} = (2/3s_{ij}s_{ij})^{1/2}$ [17].

С учетом соотношений $\sigma_{ia} = \sqrt{3s_{ia}}$ и $\sigma_m = 3s_{im}$, после некоторых преобразований получаем:

$$\ln N = \frac{1}{k} \lg \left[\chi \left(\frac{\sigma_b - \sqrt{3}s_{im}}{s_{ia}} \right) \right], \quad (16)$$

где

$$\chi = \frac{\sigma_{-1} N_0^k}{\sigma_b \sqrt{3}}. \quad (17)$$

Значения величин $\sigma_b = \sigma_b(\theta)$, $\sigma_{-1} = \sigma_{-1}(\theta)$, $N_0(\theta)$ и $k(\theta)$ для каждого материала выбирались из справочной литературы [18–20], а значения s_{ia} , s_{im} и θ рассчитывали с использованием численных методов в каждой точке цилиндра.

Для конкретизации соотношения (16) применяли следующие допущения: $\sigma_{-1}(\theta)/\sigma_b(\theta) = \text{const}$, $k = \text{const}$, $N_0 = \text{const}$ для всех температур; σ_b зависит от температуры и в соотношении (16) рассчитывается для максимального значения температуры в цикле. Указанные допущения приводят к некоторому обобщению многоциклового варианта универсального уравнения Мэнсона. Значения параметров в (16) и (17) приводятся ниже.

Задача эксплуатационного нагружения цилиндра формулируется в рамках плоской деформации для срединного сечения $z = L/2$. В полярной системе координат $O\varphi$ типичное распределение температуры и давления в развертке $\varphi^* = \varphi - \omega t$, где ω — круговая частота вращения вала, показана на рис. 3.

В области контакта с горячей полосой граничные условия принимаются в виде:

$$\sigma_{rr} = \sigma(\varphi^*), \quad \sigma_{rz}(\varphi^*) = 0, \quad |\varphi^*| < \varphi_0^*. \quad (18)$$

Здесь $\varphi^* = \varphi - \omega t$; распределение $\theta(\varphi)$ приведено на рис. 3, а $\sigma(\varphi^*) = p_0 \sqrt{1 - (\varphi^*/\varphi_0^*)^2}$, где $2\varphi_0^*$ — область действия нагрузки.

Расчет остаточных напряжений. Упрощенная схема мгновенной наплавки по слоям реализовывалась в следующем режиме. Поверхность бочки вала в течение 2,8 с разогревалась до 1800 °С, после чего на нее наплавлялся первый слой стали 08кп (подслой) толщиной $h_1 = 5$ мм. После остыв-

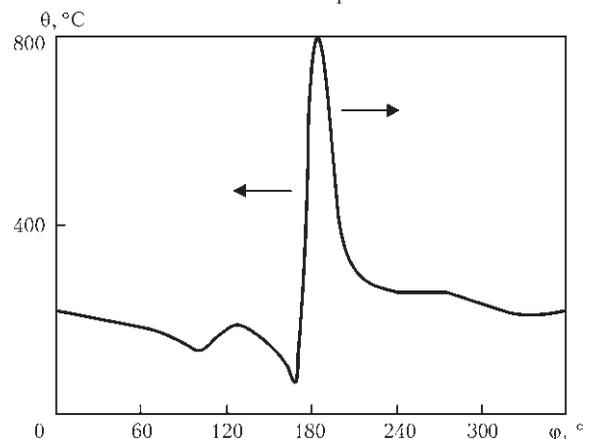


Рис. 3. Распределение температуры по окружной координате на поверхности вала при $\theta_{\max} = 800$ °С

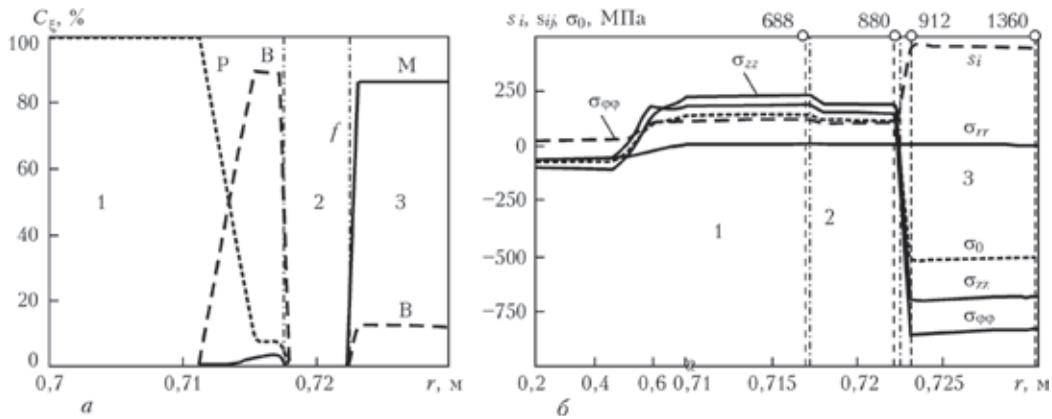


Рис. 4. Остаточное микроструктурное (а) и напряженно-деформированное (б) состояние наплавленного цилиндра: 1 — основной слой; 2 — наплавленный подслоя; 3 — наплавленный износостойкий слой (числа в верхней части рис. 4, б отвечают номерам точек на рис. 5, б, $\sigma_0 = 1/3\sigma_{kk}$)

вания детали до 300 °С ее поверхность снова за 2,8 с разогревалась до 1800 °С, после чего накладывался второй слой толщиной $h_2 = 8$ мм из стали 25Х5ФМС. Затем деталь остывала до комнатной температуры 20 °С.

Микроструктурное и напряженно-деформированное состояние наплавленного цилиндра показано на рис. 4. Штрихпунктирные линии показывают границы слоев. Видно, что структура наружного слоя преимущественно мартенситная, а приграничной зоны основного металла — бейнитная. Поскольку мартенситная фаза имеет максимальный объем, то остаточные напряжения в наружном слое сжимающие, а в подслоя и основном металле — растягивающие (рис. 4, б).

Расчет эксплуатационных напряжений. На рис. 5, а показана КЭ-сетка сечения цилиндра $z = L/2$ (сечение А-А на рис. 1), а на рис. 5, б — фрагмент сетки, выделенный на рис. 5, а штриховым квадратом. Цифрами здесь и на рис. 4 показаны номера точек, для которых рассчитывались показатели напряженно-деформированного состояния. Стрелками показаны подвижные нагрузки, v — линейная скорость точек поверхности.

Для $v = 0,5$ м/с временные зависимости компонент напряжений и температуры для точки 1360 вблизи поверхности цилиндра показаны на рис. 6. Видно, что в области контакта с горячей полосой ($\theta = \theta_{max}$) напряжения в поверхностном слое вала сжимающие, а при остывании они становятся растягивающими. Расчеты показывают, что при $p_0 < 300$ МПа влияние механической составляющей нагрузки не существенно и НДС формируется за счет тепловой нагрузки.

Оценка долговечности. Долговечность рассчитывается по формулам (16), (17) в каждой точке сечения цилиндра (см. рис. 5, б). На рис. 7, а в качестве примера показано радиальное распределение долговечности lgN , а также среднего s_{im} и амплитудного s_{ia} значений интенсивности напряжений s_i для цикла $p_0 = 0$, $\theta_{max} = 500$ °С. Видно, что минимальную долговечность $N \approx 10^4$ имеют поверхностные слои наружного наплавленного слоя вала. При этом долговечность поверхностного слоя существенно зависит от температуры (рис. 7, б). Подслоя и основной металл в этих условиях имеют существенно более высокую долговечность.

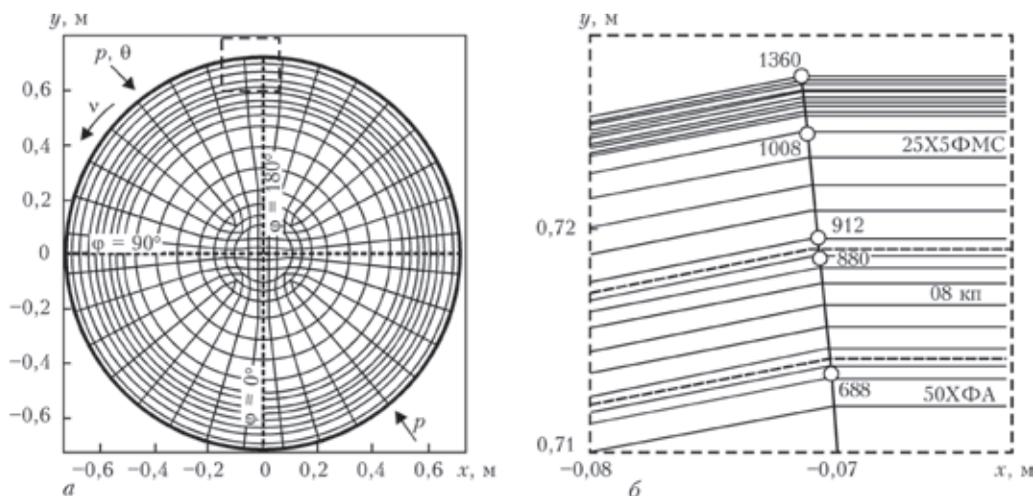


Рис. 5. КЭ-сетка и схема нагрузки вала: а — полный круг; б — фрагмент круга и номера точек

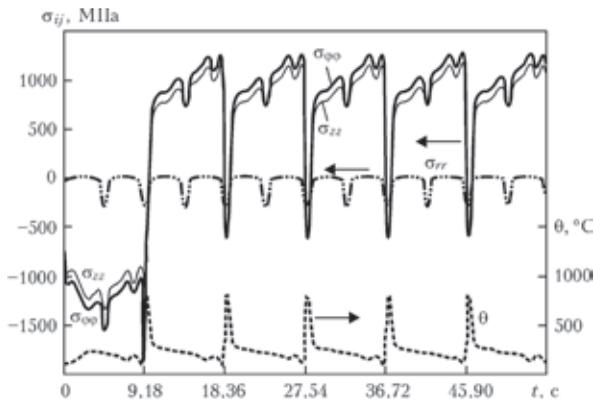


Рис. 6. Эксплуатационное НДС в точке 1360 во внешнем наплавленном слое ($P_0 = 300$ МПа, $\theta_{\max} = 800$ °С)

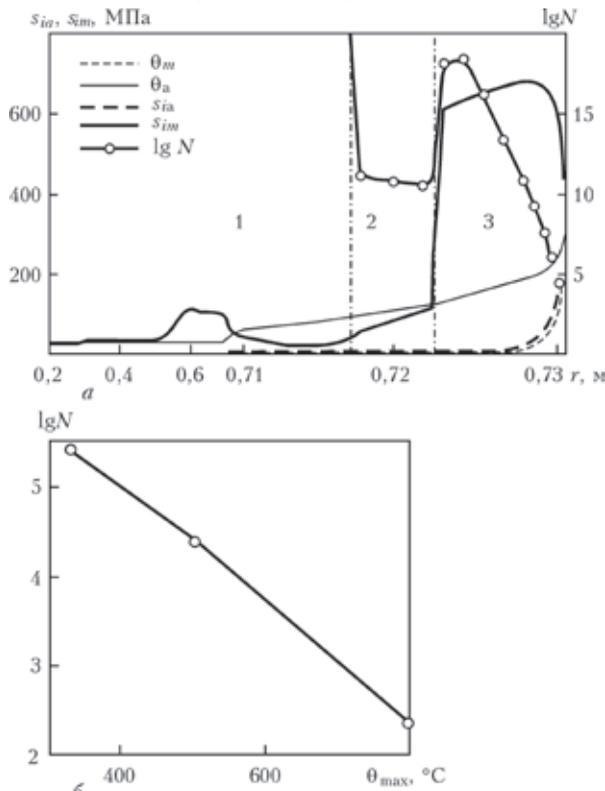


Рис. 7. Радиальное распределение долговечности lgN , s_{im} и амплитудного s_{ia} значений интенсивности напряжений s_i для цикла $p_0 = 0$, $\theta_{\max} = 500$ °С (а) и зависимость долговечности наружного наплавленного слоя от температуры (б) (1 — основной слой; 2 — наплавленный подслои; 3 — наплавленный износостойкий слой)

Выводы

1. Предложена методика расчета остаточного напряженно-деформированного и микроструктурного состояния цилиндрической детали (прокатного валка) при многослойной наплавке по боковой поверхности, а также расчета ее термомеханического состояния и усталостной долговечности при последующем эксплуатационном циклическом термомеханическом нагружении.

2. Разработанная методика позволяет оценивать усталостную договечность наплавленных деталей

в зависимости от величины и соотношения эксплуатационных циклических термических и механических нагрузок и от применяемых наплавочных материалов для подслоя и износостойкого слоя.

1. *Рябцев И.А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Экотехнология, 2004. — 160 с.
2. *Рябцев И.А., Сенченко И.К.* Теория и практика наплавочных работ. — Киев: Экотехнология, 2013. — 400 с.
3. *Арутюнян Н.Х., Дроздов А.Д., Наумов В.Э.* Механика растущих вязкоупругопластических тел. — М.: Наука, 1987. — 472 с.
4. *Закономерности относительных продольных смещений пластины при стыковой электросварке / И.К. Сенченко, Л.М. Лобанов, О.П. Червинко, Н.А. Пашин // Докл. НАНУ. — 1998. — С. 66–70.*
5. *Сенченко И.К.* Термомеханические модели растущих цилиндрических тел из физических нелинейных материалов // Прикл. механика. — 2005. — 41, № 9. — С. 118–126.
6. *Senchenkov I.K., Chervinko O.P., Banyas M.V.* Modeling of thermomechanical process in growing viscoplastic bodies with accounting of microstructural transformation / Encyclopedia of Thermal Stresses. Springer Reference. — 2013. — V. 6. — P. 3147–3157.
7. *Examination of the thermomechanical state of cylindrical components deposited with layers of austenitic and martensitic steels / I.K. Senchenkov, O.P. Chervinko, E. Turyk, I.A. Ryabtsev // Weld. Int. — 2008. — 22, № 7. — P. 457–464.*
8. *Krempl E.* Viscoplastic models for high temperature applications // Int. J. of Solids and Structures. — 2000. — V. 37. — P. 279–291.
9. *Bodner S.R.* Unified Plasticity — An Engineering Approach (Final Report). Faculty of Mech. Eng., Technion — Israel Inst. of Tech. — Haifa 32000, Israel. — 2000. — 106 p.
10. *Сенченко И.К., Жук Я.А., Табиева Г.А.* Термодинамически согласованные модификации обобщенных моделей термовязкопластичности // Прикл. механика. — 1998. — 34, № 4. — С. 53–60.
11. *Сенченко И.К., Червинко О.П., Доля Е.В.* Моделирование остаточного напряженно-деформированного и микроструктурного состояния цилиндра при наращивании по боковой поверхности слоями расплавленного металла // Теор. и прикл. механика. — 2014. — Вып. 8(54). — С. 34–44.
12. *Попов А.А., Попова Л.Е.* Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.-С.: ГНТИ Машиностр. лит., 1961. — 430 с.
13. *Koistinen D.R., Marburger R.E.* A general equation prescribing the extent of austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and carbon steel // Acta Metall. — 1959. — V. 7. — P. 56–60.
14. *Radaj D.* Welding residual stresses and distortion/ Calculation and measurement. — Dusseldorf: DVS Verlag GmbH, 2003. — 396 p.
15. *Махненко В.И.* Ресурс безопасности эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
16. *Inone T.* Mechanics and characteristics of transformation plasticity and metallo-thermo-mechanical process simulations // Procedia Engineerin. — 2011. — № 10. — P. 3793–3798.
17. *Дульнев П.А., Котов П.И.* Термическая усталость металлов. — М.: Машиностроение, 1980. — 200 с.
18. *Троценко Б.Т., Сосновский Л.А.* Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Ч. 1. — Киев: Наук. думка, 1987. — 506 с.
19. *Расчеты на прочность, устойчивость и колебания в условиях высоких температур / Н.И. Безухов, В.Л. Бажанов, И.И. Гольденблат и др. — М.: Машиностроение, 1965. — 568 с.*
20. *Марочник сталей и сплавов / Под. Ред. А.С. Зубченко. — М.: Машиностроение, 2003. — 782 с.*
21. *Джонсон К.* Механика контактного взаимодействия. — М.: Мир, 1989. — 510 с.

Поступила в редакцию 20.04.2015

ВЛИЯНИЕ НАПЛАВКИ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ РОЛИКОВ МАШИН НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЗАГОТОВОК

А.П. ГОПКАЛО, В.В. КЛИПАЧЕВСКИЙ

Ин-т проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины.
01014, г. Киев-14, ул. Тимирязевская, 2. E-mail: postmaster@ipp.adam.kiev.ua

Численным моделированием рассмотрено влияние соотношения физико-механических свойств основного металла и металла наплавки на напряженно-деформированное состояние роликов машин непрерывного литья заготовок. Показано, что варьированием соотношений коэффициента линейного расширения и коэффициента теплопроводности металлов основы и наплавки и их механических свойств возможно управление величиной и знаком термических напряжений на поверхности роликов. Библиогр. 2, рис. 2.

Ключевые слова: ролик, наплавка, температура, напряжения, деформация

В инженерной практике для повышения ресурса роликов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) на их поверхность наплавляют металл с более высокими характеристиками сопротивления термомеханическому нагружению [1]. В работе проведено численное моделирование оценки влияния отличий физико-механических свойств основного металла и металла наплавки на формирование напряженно-деформированного состояния (НДС) роликов МНЛЗ.

На рис. 1 приведено сравнение расчетов термических напряжений в монолитном (без наплавки) ролике МНЛЗ из стали 25Х1М1Ф в упругой (кривая 1) и упругопластической постановках при температурной зависимости физических характеристик и механических свойств (кривая 2), а также при их фиксированных ($T = 20\text{ }^\circ\text{C}$) значениях (кривая 3). Как следует из этих данных, учет температурной зависимости теплофизических и

механических характеристик влияет на характер эпюры термических напряжений (кривая 2) относительно эпюры, полученной при их фиксированных ($T = 20\text{ }^\circ\text{C}$) значениях (кривая 3). Оценка НДС ролика в упругопластической постановке показала, что в зоне перед контактом ролика со слябом возникают пластические деформации сжатия (кривая 4), а в зоне контакта ролика со слябом возникают пластические деформации растяжения.

На рис. 2 приведены эпюры термических напряжений на поверхности части окружности ролика вблизи зоны его контакта со слябом, которые получены расчетом в упругой постановке при ва-

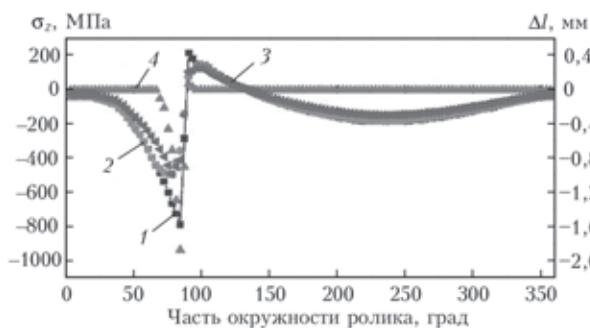


Рис. 1. Распределение расчетных термических напряжений σ_z по контактирующей со слябом поверхности ролика МНЛЗ из стали 25Х1М1Ф в упругой (1) и упругопластической постановке при температурной зависимости физических характеристик [2] и механических свойств (2) и при их фиксированных ($T = 20\text{ }^\circ\text{C}$) значениях (3); распределение пластических деформаций Δl по окружности ролика (4)

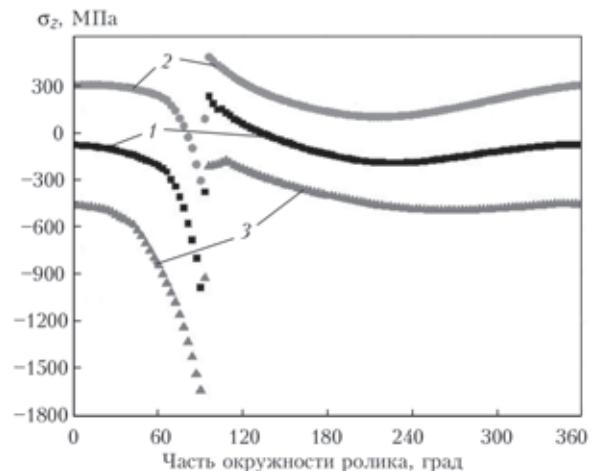


Рис. 2. Влияние соотношений КЛР основного металла и металла наплавки на распределение термонапряжений по поверхности ролика МНЛЗ. Внешний диаметр ролика $D = 300\text{ мм}$, толщина слоя наплавки $t_1 = 15\text{ мм}$; 1 — $\alpha_1 = \alpha_2 = 1,35 \cdot 10^{-5}$; $c_1 = c_2 = 45$ (без наплавки); 2 — $\alpha_1 = 1,8 \cdot 10^{-5}$; $\alpha_2 = 0,9 \cdot 10^{-5}$; $c_1 = 65$; $c_2 = 25$; 3 — $\alpha_1 = 0,9 \cdot 10^{-5}$; $\alpha_2 = 1,8 \cdot 10^{-5}$; $c_1 = 65$; $c_2 = 25$ (где c_1 — КТ основы; c_2 — КТ слоя наплавки; α_1 — КЛР основы; α_2 — КЛР слоя наплавки)

рировании физических и механических характеристик основного металла и металла наплавки. Считается, что при равенстве физических и механических характеристик металлов наплавки и основы, ролик — монолитный (без наплавки). В данном примере рассмотрено влияние соотношений значений коэффициента линейного расширения (КЛР) основного металла и металла наплавки на НДС ролика при одинаковых значениях коэффициента теплопроводности (КТ). Повышение в 2 раза значений КЛР металла наплавки относительно основного металла вызывает увеличение в 1,65 раза значений термических напряжений сжатия в наиболее нагруженной зоне перед контактом ролика со слябом (кривая 3) по сравнению с соответствующими напряжениями для монолитного ролика (кривая 1). При этом на поверхности зоны контакта ролика со слябом также возникают термические напряжения сжатия в отличие от монолитного ролика, для которого характерны термические напряжения растяжения. Использование для наплавки металла со значениями КЛР в 2 раза ниже, чем для основного металла, приводит к трехкратному снижению термических напряже-

ний сжатия в зоне контакта ролика со слябом (2) относительно соответствующих термических напряжений в монолитном ролике (кривая 1). При этом на поверхности зоны контакта ролика со слябом возникают термические напряжения растяжения, которые в 2,2 раза выше, чем в монолитном ролике.

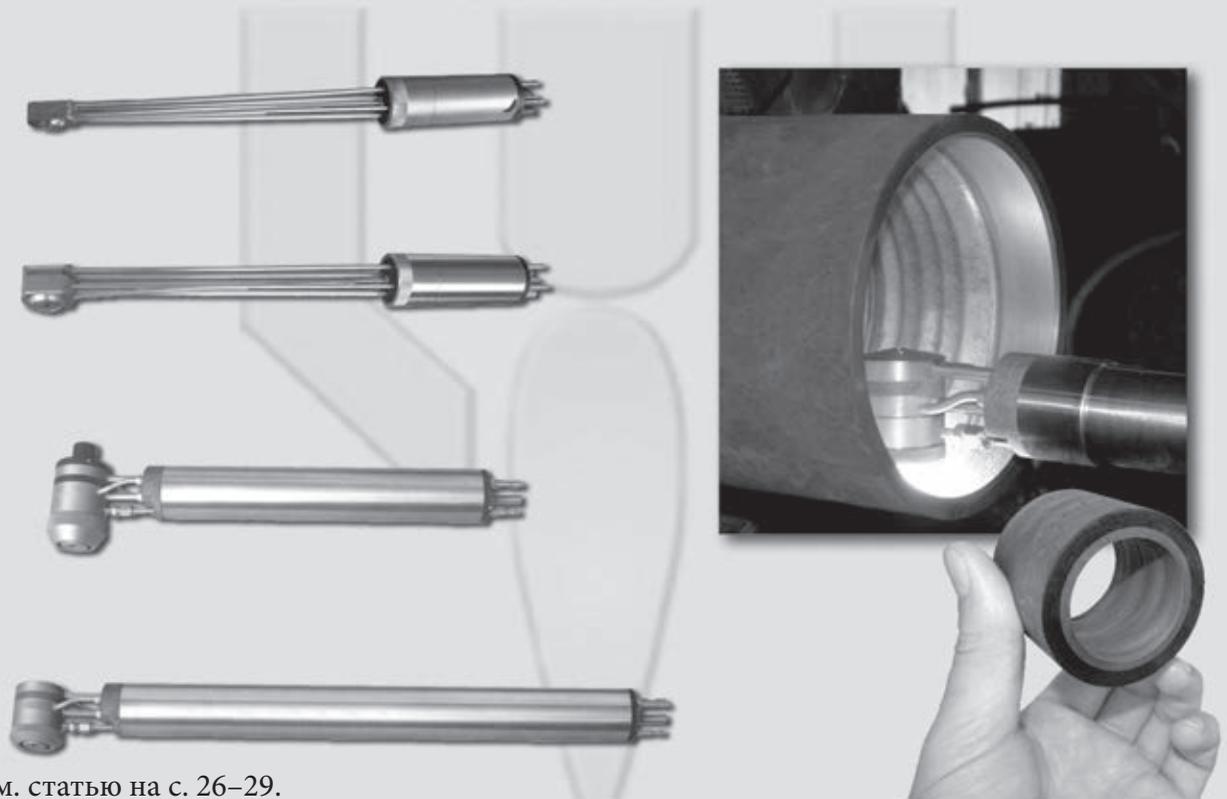
Таким образом, варьированием соотношений КЛР и КТ металлов основы и наплавки и их механических свойств появляется возможность регулировать величину и знак термических напряжений на поверхности ролика. Расчетная оптимизация этих соотношений с учетом эксплуатационных механических нагрузок может служить обоснованием для разработки технических решений не только для восстановления служебных свойств поверхностных слоев роликов МНЛЗ, но и для повышения их ресурса.

1. *Машины непрерывного литья заготовок* / Л.В. Буланов, Л.Г. Корзунин, Е.П. Парфенов и др. // Теория и расчет. Казань: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2004. — 319 с.
2. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник* // Под ред. Б.Е. Неймарка. — М.-Л.: Энергия, 1967. — 240 с.

Поступила в редакцию 29.04.2015

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ

ПЛАЗМОТРОНЫ ДЛЯ ВНУТРЕННЕЙ НАПЛАВКИ



См. статью на с. 26–29.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДОВ С ЭКЗОТЕРМИЧЕСКОЙ СМЕСЬЮ В ПОКРЫТИИ ПРИ РЕМОНТНОЙ СВАРКЕ И НАПЛАВКЕ

А.М. КУЩИЙ, А.Ф. ВЛАСОВ

Донбас. гос. машиностроительная акад. 84313, Донецкая обл., г. Краматорск, ул. Шакинова, 72.

E-mail: dgma@dgma.donetsk.ua

Применение высокопроизводительных электродов при заварке дефектов отливок и ремонте станин остается актуальным до настоящего времени. Повысить производительность процесса наплавки возможно использованием экзотермических смесей в покрытии. В работе исследована возможность оптимизации плавления электродного покрытия с железным порошком, содержащего окалину от прокатного производства и алюминиевого порошка. Предложена статистическая модель, позволяющая оптимизировать содержание экзотермической смеси в покрытии для минимизации потерь электродного металла. Библиогр. 6, рис. 6.

Ключевые слова: дуговая сварка и наплавка, ремонт, покрытые электроды, экзотермическая смесь, плавление электродов, моделирование

При заварке дефектов отливок и трещин станин металлообрабатывающих станков ручная дуговая сварка и наплавка покрытыми электродами остается одним из эффективных способов ремонта. Повышение производительности при этом может быть достигнуто введением в состав покрытия электродов до 70 % железного порошка при одновременном увеличении его толщины. Введение в электродные покрытия значительного количества железного порошка приводит к снижению их пластичности и затруднению процесса из-за неравномерности плавления стержня и покрытия, образованию так называемого козырька, при котором неудовлетворительно формируется сварочный шов и гаснет дуга.

Для обеспечения равномерности плавления электродного стержня и покрытия целесообразно использовать эффект экзотермических реакций [1]. При термитной сварке стремятся к достижению более высоких температур, поэтому термит-

ные смеси изготавливаются на основе оксида железа. Результаты расчетов термичности окалины и ее составляющих при протекании реакции взаимодействия с алюминиевым порошком показали, что при небольшой разнице при тепловыделении, при использовании прокатной окалины вместо окалины от кузнечно-прессового производства восстанавливается большее количество железа, что положительно сказывается не только на равномерности плавления электродного покрытия и стержня, но и на качестве наплавленного металла и позволяет выбрать в качестве основных компонентов для протекания экзотермической реакции окалину от прокатного производства и алюминиевый порошок [2].

Целью данной работы является оптимизация параметров процесса плавления электродного покрытия с экзотермической смесью, состоящей из окалины от прокатного производства и алюминиевого порошка.

Regr. Coefficients; Var.: Ан; R-sqr=.93047; Adj.:.39357 (Spreadsheet9)						
2 factors, 1 Blocks, 10 Runs; MS Residual=2,487993						
DV: Ан						
Factor	Regressn Coeff.	Std.Err.	t(4)	p	-95,% Cnf.Limt	+95,% Cnf.Limt
Mean/Interc.	6,91111	3,160179	1,71089	0,016227	-3,36734	14,18079
(1)Q(L)	0,13958	0,158751	0,65771	0,044665	-0,33635	0,54517
Q(Q)	-0,00083	0,002399	0,21521	0,008401	-0,00614	0,00718
(2)D(L)	1,02500	3,175017	2,35885	0,007776	-1,32586	16,30466
D(Q)	-0,01603	0,959621	-1,80210	0,014588	-4,39367	0,93500
1L by 2L	0,00901	0,039433	-2,50422	0,006647	-0,20823	0,01073

Рис. 1. Анализ план-матрицы эксперимента (модель 1)

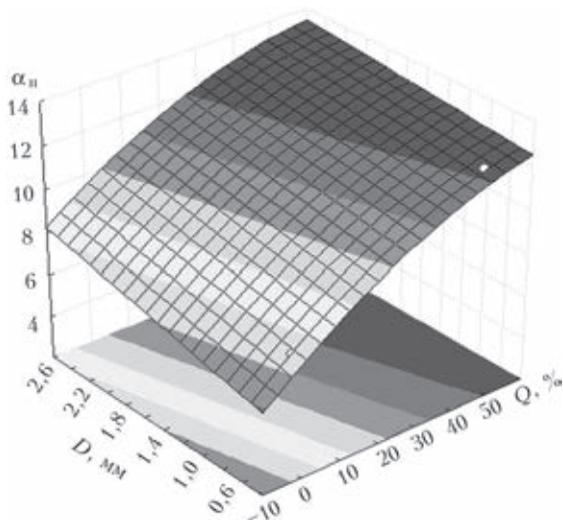


Рис. 2. Зависимость коэффициента наплавки α_n от количества экзотермической смеси Q и толщины электродного покрытия D

Моделирование процесса плавления осуществляли при помощи программной системы Statistica 6 [3–6]. Экспериментальная реализация планов осуществлялась путем определения коэффициентов наплавки и коэффициентов потерь электродного металла. Изменяемые параметры: содержание экзотермической смеси в покрытии электродов $N_{эс}$, количество частей окалины по отношению к частям алюминиевого порошка A и толщина электродного покрытия D . Наибольшее распространение получили эксперименты, в которых факторы варьируются на двух уровнях, т.е. эксперименты типа 2^k . Увеличение числа факторов и уровней варьирования резко увеличивает количество опытов, поэтому использовали ортогональные планы второго порядка 2^2 [6]. Были построены математические модели, описывающие влияние на коэффициент наплавки и коэффициент потерь электродного металла следующих пар факторов: содержание экзотермической смеси в покрытии электродов $N_{эс}$ и толщины электродного покрытия D , количество частей окалины по отношению к частям алюминиевого порошка A и толщины электродного покрытия D .

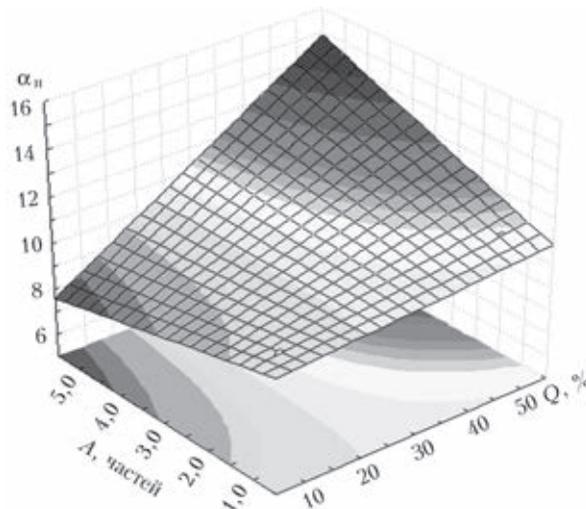


Рис. 4. Зависимость коэффициента наплавки α_n от количества экзотермической смеси Q и количества частей окалины A

Модель 1. Факторы: количество экзотермической смеси Q и толщина покрытия электрода D . Отклик — коэффициент наплавки α_n . Анализ план-матрицы эксперимента представлен на рис. 1.

Из рис. 1 видно, что статистически значимые эффекты (уровень $p < 0,05$) имеют все члены модели. Здесь же приведена величина достоверности аппроксимации $R\text{-sqr} = 0,93047$ — общее качество модели хорошее. Расчет коэффициентов регрессии представлен в первом столбце, $t(4)$ — наблюдаемые значения критерия Стьюдента, p — значимость коэффициентов по критерию Стьюдента, два последних столбца — интервалы для коэффициентов.

Уравнение регрессии имеет вид:

$$\alpha_n = 6,911111 + 0,139500Q - 0,000827Q^2 + 1,025000D - 0,016667D^2 - 0,009000QD.$$

Поверхность отклика представлена на рис. 2.

Модель 2. Факторы: количество экзотермической смеси Q и количество частей окалины по отношению к алюминию A ; отклик — коэффициент наплавки α_n . Анализ план-матрицы эксперимента представлен на рис. 3.

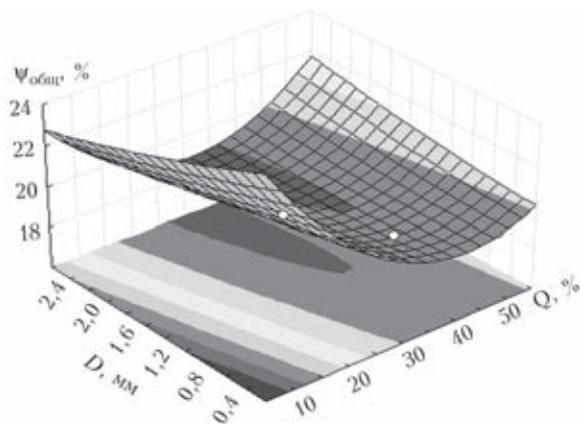
Из рис. 3 видно, что статистически значимые эффекты (уровень $p < 0,05$) имеют все члены мо-

Regr. Coefficients; Var.:Ан; R-sqr=.98857; Adj:0, (Spreadsheet18)						
2 factors, 1 Blocks, 9 Runs; MS Residual=6,450383						
DV: Ан						
Factor	Regressn Coeff.	Std.Err.	t(3)	p	-95,% Cnf.Limt	+95,% Cnf.Limt
Mean/Interc.	10,20625	15,07188	-0,410578	0,007089	-54,1536	41,77727
(1)Q(L)	0,00437	0,33136	0,709099	0,042940	-0,8196	1,28948
Q(Q)	-0,78361	0,00426	-0,381872	0,007280	-0,0152	0,01192
(2)A(L)	-0,60625	10,02538	1,030793	0,003785	-21,5711	42,23932
A(Q)	5,74601	1,70238	-0,937811	0,004175	-7,0142	3,82122
1L by 2L	0,02563	0,09134	-0,467067	0,006723	-0,3333	0,24802

Рис. 3. Анализ план-матрицы эксперимента (модель 2)

Regr. Coefficients; Var.: Потери; R-sqr=,89417; Adj:,0763 (Spreadsheet22)						
2 factors, 1 Blocks, 10 Runs; MS Residual=5,442128						
DV: Потери						
Factor	Regressn Coeff.	Std.Err.	t(4)	p	-95,% Cnf.Limt	+95,% Cnf.Limt
Mean/Interc.	29,72222	4,517067	5,74895	0,004538	13,4270	38,50976
(1)Q(L)	-0,47500	0,227022	-1,82022	0,001428	-1,0435	0,21709
Q(Q)	0,00542	0,003116	1,91427	0,012811	-0,0027	0,01462
(2)D(L)	-2,50000	3,661317	-0,84040	0,044798	-13,2424	7,08848
D(Q)	0,16667	1,036221	0,79161	0,047288	-2,0567	3,69729
1L by 2L	0,05000	0,058321	0,75016	0,049487	-0,1182	0,20567

Рис. 5. План-матрица эксперимента и ее реализация (модель 3)

Рис. 6. Зависимость коэффициента потерь электродного металла $\Psi_{\text{общ}}$ от толщины покрытия D и количества экзотермической смеси Q

дели. Здесь же приведена величина достоверности аппроксимации $R\text{-sqr} = 0,98857$ — общее качество модели хорошее. Расчет коэффициентов регрессии представлен в первом столбце, $t(3)$ — наблюдаемые значения критерия Стьюдента, p — значимость коэффициентов по критерию Стьюдента, два последних столбца — интервалы для коэффициентов. Уравнение регрессии имеет вид:

$$\alpha_n = 10,20625 + 0,00437Q - 0,78361Q^2 - 0,60625A + 5,7460A^2 + 0,02563AQ.$$

Поверхность отклика представлена на рис. 4.

Модель 3. Факторы: количество экзотермической смеси Q и толщина электродного покрытия D ; отклик — коэффициент потерь $\Psi_{\text{общ}}$. Анализ план-матрицы эксперимента представлен на рис. 5.

Из рис. 5 видно, что статистически значимые эффекты (уровень $p < ,05$) имеют все члены модели. Здесь же приведена величина достоверности аппроксимации $R\text{-sqr} = 0,89417$ — общее качество модели хорошее. Расчет коэффициентов регрессии представлен в первом столбце, $t(3)$ — наблюдаемые значения критерия Стьюдента, p — значимость коэффициентов по критерию Стьюдента, два последних столбца — интервалы для коэффициентов. Уравнение регрессии имеет вид:

$$\Psi_{\text{общ}} = 29,72222 - 0,47500Q + 0,00542Q^2 - 2,50000D + 0,16667D^2 + 0,05000QD.$$

Поверхность отклика представлена на рис. 6.

Анализ полученных моделей показал, что оптимальным является содержание экзотермической смеси в количестве 35...40 % при толщине покрытия 1,6 мм на сторону и соотношении окалины к алюминиевому порошку 3:1. При таких параметрах коэффициент потерь электродного металла имеет наименьшее значение, а коэффициент наплавки соответствует заданному значению при расчете оптимального содержания экзотермической смеси.

Выводы

Предложена статистическая модель, анализ которой показывает, что при толщине покрытия 1,6 мм на сторону и соотношении окалины к алюминиевому порошку 3:1 оптимальным является содержание экзотермической смеси в количестве 35...40 %. При таких параметрах коэффициент потерь электродного металла имеет наименьшее значение, а коэффициент наплавки соответствует заданному значению при расчете оптимального содержания экзотермической смеси.

1. Власов А.Ф., Макаренко Н.А., Куций А.М. Нагрев и плавление электродов с экзотермической смесью в покрытии // Автомат. сварка. — 2014. — С. 151–155.
2. Власов А.Ф., Куций А.М. Усовершенствование высокопроизводительных электродов для ручной дуговой сварки и наплавки // Междунар. науч.-техн. конф. «Университетская наука-2013»: Сб. тез. докл. в 3-х т. — Мариуполь: ГВУЗ «ПГТУ», 2013. — 122 с.
3. Яцерицын П.И. Планирование эксперимента в машиностроении. — М.: Машиностроение, 1985. — 288 с.
4. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. — М.: Машиностроение, 1981. — 184 с.
5. Зарубин В.С. Математическое моделирование в технике: Уч. для вузов / Под ред. В.С. Зарубина, А.П. Крищенко. — М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. — 496 с.
6. Боровиков В.П. STATISTICA: Искусство анализа данных на компьютере. Для профессионалов. — СПб.: Питер, 2001. — 656 с.

Поступила в редакцию 20.03.2015



IX ВСЕУКРАИНСКИЙ ФЕСТИВАЛЬ НАУКИ

19–21 мая 2015 г. состоялся IX Всеукраинский фестиваль науки, который впервые был проведен в 2007 г. Ежегодно Национальная академия наук Украины совместно с Министерством образования и науки Украины, Малой академией наук Украины, отраслевыми академиями наук Украины, Киевским национальным университетом им. Тараса Шевченко, Национальным техническим университетом Украины «КПИ» проводят ряд разнообразных по форме и содержанию и рассчитанных на разные категории участников мероприятия — дни открытых дверей, выступления ведущих отечественных и иностранных ученых с популярными лекциями, экскурсии в лаборатории и музеи, заседания круглых столов, презентации инновационных разработок, выставки, стендовые доклады, видеолектории, демонстрации научно-популярных фильмов и т.п.

Главной целью проведения Фестиваля науки является популяризация научных знаний в обществе, формирование позитивного отношения об-

щественности к науке и привлечение талантливой молодежи к научной деятельности.

К организации и проведению Фестиваля постоянно привлекаются общественные организации и дипломатические представительства иностранных государств. В этом году уже традиционно главными партнерами были посольство Франции в Украине, Французский институт в Украине и Французский культурный центр. При их поддержке в рамках Фестиваля были проведены конференции, посвященные квантовой физике, научным реформам и охране окружающей среды, а также представлены серии документальных и мультипликационных фильмов.

Еще одним партнером нынешнего фестиваля стал фонд «Открытая политика», совместно с которым были проведены познавательные мастер-классы народных умельцев и зеленые лаборатории молодых ученых. Всего в рамках IX Всеукраинского фестиваля науки состоялось более 1000 мероприятий по всей Украине.



Слева направо: Министр молодежи и спорта Украины И.А. Жданов; первый вице-президент НАН Украины академик А.Г. Науумовец; президент НАН Украины академик Б.Е. Патон; главный ученый секретарь НАН Украины академик В.Л. Богданов; посол Франции в Украине господин Ален Реми



Вице-президент НАН Украины академик А.Г. Загородний знакомится с достижениями юных изобретателей



Молодой исследователь демонстрирует свою разработку Министру молодежи и спорта И.А. Жданову

Торжественное открытие Фестиваля состоялось 19 мая 2015 г. в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. Открывая мероприятие, президент Национальной академии наук Украины академик Б.Е. Патон отметил, что Фестиваль с каждым годом приобретает все большую популярность, расширяет границы участников, сплачивает вокруг себя все больше заинтересованных лиц и успешное проведение Фестиваля в этом году станет, без сомнения, весомым вкладом в очень важное дело — популяризацию науки в нашей стране.

Сегодня перед отечественными учеными возникают ответственные задачи научного обеспечения экономического, социального и культурного развития Украины, ее надежной обороноспособности. Б.Е. Патон отметил, что именно наука должна стать локомотивом будущего нашего государства, его инновационного развития и процветания.

С приветствиями также выступили Министр молодежи и спорта Украины И.А. Жданов и посол Франции в Украине господин Ален Реми.

Открытие Фестиваля началось с научно-популярных лекций члена-корреспондента НАН Украины В.М. Сорокина, который рассказал о пробле-



У стенда издательского дома «Патон»



Прибор «Тренар» на стенде института кибернетики НАНУ

мах и перспективах светодиодного освещения, и И. Доценко — члена исследовательской группы лауреата Нобелевской премии в области физики в 2012 г. Сержа Ароша на тему «Как приручить фотон?».

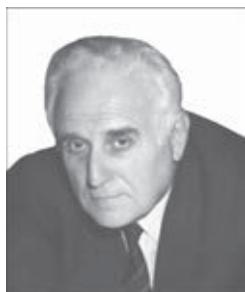
В рамках Фестиваля действовала выставка-презентация научных разработок учреждений НАНУ. Около 50 организаций представили свои научные достижения в области здравоохранения, информационных технологий, машиностроения, жилищно-коммунального хозяйства, энергетики, сельского хозяйства, оборонной промышленности и т.д. Посетители имели возможность ознакомиться с конкурентоспособными научно-техническими разработками, которые уже внедрены или могут быть внедрены в производство для обеспечения замещения импортной продукции отечественной, не уступают зарубежным аналогам, или даже превышают их по основным качественным показателям.

Большое внимание посетителей мероприятия привлекла презентация научно-исследовательских работ учащихся Малой академии наук Украины и средних учебных учреждений г. Киева. Юные изобретатели представили свои приборы и технологии для использования в различных сферах общества.

По материалам пресс-службы НАН Украины



ПАМЯТИ И.К. ПОХОДНИ



11 мая 2015 г. на 89-м году после тяжелой продолжительной болезни ушел из жизни Игорь Константинович Походня — известный украинский ученый в области металлургии и технологии металлов, материаловедения, электросварки, видный общественный деятель и крупный организатор науки, академик Национальной академии наук Украины, лауреат Государственных премий СССР и Государственной премии Украины в области науки и техники, Премии Совета Министров СССР, Премии им. Е.О. Патона и Премии им. Н.Н. Доброхотова НАН Украины, профессор, доктор технических наук, заслуженный деятель науки и техники Украины.

И.К. Походня родился 24 января 1927 г. в Москве. В 1930–1941 гг. жил и учился в Минске. Во время Второй мировой войны экстерном окончил среднюю школу и в 1945 г. поступил в Киевский политехнический институт. После его окончания работал начальником бюро сварки Донецкого машиностроительного завода. Руководил работами по автоматизации сварки конструкций горно-шахтного оборудования. В 1952 г. стал аспирантом Института электросварки им. Е.О. Патона и с этих пор вся жизнь и деятельность И.К. Походня неразрывно связаны с Институтом электросварки им. Е.О. Патона и Национальной академией наук Украины. В 1955 г. И.К. Походня успешно защитил диссертацию на соискание научной степени кандидата технических наук, в 1968 г. — доктора технических наук. В 1972 г. он избирается членом-корреспондентом, а в 1978 г. — действительным членом АН УССР (ныне НАН Украины).

Фундаментальные исследования закономерностей кинетики плавления и переноса электродного металла, распределения температуры в сварочной ванне и каплях электродного металла, процессов абсорбции и десорбции газов, взаимодействия в системе «состав–структура–свойства» применительно к металлу сварных швов внесли большой вклад в теорию сварочных процессов и получили мировое признание. Они послужили теоретической базой для создания многих марок прогрессивных сварочных материалов. С его участием были созданы промышленные технологии их изготовления, построены мощные цеха по производству покрытых электродов и порошковых проволок, что позволило обеспечивать потребности предприятий Украины и ближнего зарубежья в этих материалах при изготовлении сварных металлоконструкций из углеродистых и низколегированных сталей.

Широко известны работы И.К. Походни и коллектива сотрудников, который он возглавлял, в области

улучшения санитарно-гигиенических характеристик сварочных материалов, развития современных представлений о механизме влияния водорода на охрупчивание металла швов, математического моделирования металлургических процессов дуговой сварки. Научный вклад И.К. Походни в развитие отечественной промышленности в целом и процессов изготовления сварных металлоконструкций в частности был отмечен двумя Государственными премиями СССР в области науки и техники (1971, 1978), Премией Совета Министров СССР (1983), Государственной премией Украины в области науки и техники (1999).

Приоритет разработок, выполненных под руководством И.К. Походни, защищен авторскими свидетельствами и патентами СССР, Болгарии, Чехии, США, ФРГ, Великобритании, Франции, Италии, Австрии, Швейцарии, Венгрии и других стран. Отечественные технологические линии, оборудование, «ноу-хау» поставлены фирмам США, ФРГ, Франции, Японии, ЧССР, ВНР, НРБ, Аргентины, Китая.

И.К. Походня — автор более 900 научных работ, в том числе 28 монографий, 8 из которых изданы в США, Великобритании, Китае, Чехии, 118 изобретений, 158 зарубежных патентов, 6 патентов Украины.

Под его научным руководством подготовлено 39 кандидатов наук, шесть из которых стали докторами наук. За активную работу по подготовке научных кадров ему в 1970 г. присвоено звание профессора. За плодотворную научную и практическую деятельность, вклад в развитие народного хозяйства И.К. Походня награжден орденами СССР, Украины, Болгарии и Чехословакии.

На протяжении 36 лет И.К. Походня проводил плодотворную научно-организационную работу в Национальной академии наук Украины на посту главного ученого секретаря, вице-президента НАН Украины. Он внес большой вклад в развитие науки, утверждение международного авторитета Украины. С 1988 г. И.К. Походня многократно избирался академиком-секретарем Отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины. На этом ответственном посту он много внимания уделял организации новых направлений исследований в области материаловедения, координации работ, подготовке кадров научных сотрудников и организаторов науки, работе с научной молодежью, укреплению материальной и технической базы институтов.

Игорь Константинович был высокообразованным интеллигентом, опытным педагогом, порядочным и доброжелательным человеком, которого искренне уважали и любили его коллеги, друзья и все, кто знал его по работе и в быту.

Уход Игоря Константиновича Походни тяжелая потеря для науки.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

ПОДПИСКА 2015 — на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	3600 руб.	7200 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена стоимость доставки заказной бандеролью.

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



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка»
на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com>

В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2013 гг. в формате *.pdf.

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

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
 - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
 - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
 - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
 - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
 - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- #### Технические требования к рекламным материалам
- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации
- Все файлы в формате IBM PC
- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi
- Стоимость рекламы и оплата
- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Контакты:

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

© Автоматическая сварка, 2015

Подписано к печати 27.05.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 32,00. Усл.-отт. 32,8. Уч.-изд. л. 25,20 + 5 цв. вклеек.
Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

XIV МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ – 2015

МЕЖДУНАРОДНЫЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЕ ВЫСТАВКИ И КОНФЕРЕНЦИИ



МЕТАЛЛО-ОБРАБОТКА
МЕТАЛЛООБРАБАТЫВАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБОРУДОВАНИЕ



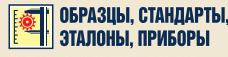
УКРПЛАСТ ПЛЕКХ
ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА И ПЕРЕРАБОТКИ ПЛАСТМАСС



ГИДРАВЛИКА ПНЕВМАТИКА



УКРПРОМ АВТОМАТИЗАЦИЯ
ПРОМЫШЛЕННАЯ АВТОМАТИЗАЦИЯ



ОБРАЗЦЫ, СТАНДАРТЫ, ЭТАЛОНЫ, ПРИБОРЫ
КОНТРОЛЬНО-ИЗМЕРИТЕЛЬНЫЕ ПРИБОРЫ, ЛАБОРАТОРНОЕ И ИСПЫТАТЕЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ, МЕТРОЛОГИЯ, СЕРТИФИКАЦИЯ



БЕЗОПАСНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА
СРЕДСТВА ЗАЩИТЫ, БЕЗОПАСНОСТЬ РАБОЧЕЙ ЗОНЫ



УКРМАШ ПЛЕКХ
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, ОБОРУДОВАНИЕ



УКРВТОР ПЛЕКХ
КОМИССИОННАЯ ТЕХНИКА, ОБОРУДОВАНИЕ



ПОДШИПНИКИ



УКРСВАРКА
ТЕХНОЛОГИИ, ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ



ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНОЕ СКЛАДСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ



УКРЛИТЬЕ

Генеральный информационный партнер:



Технический партнер:



ОРГАНИЗАТОР

Международный выставочный центр

ПРИ ПОДДЕРЖКЕ:

Украинской Национальной Компании "Укрстанкоинструмент"

**24-27
НОЯБРЯ**



+38 044 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58

e-mail: lilia@iec-expo.com.ua

www.iec-expo.com.ua

www.tech-expo.com.ua

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР**

Украина, Киев, Броварской пр-т, 15

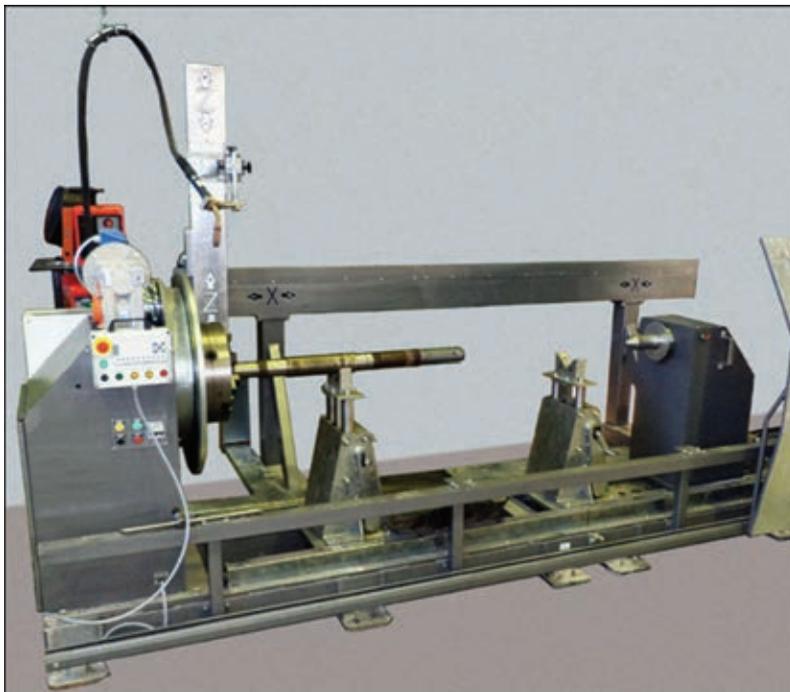
Ⓜ "Левобережная"

Новые установки производства ООО «НАВКО-ТЕХ» для автоматической дуговой наплавки и сварки*

Модельный ряд автоматических установок, предлагаемых предприятием ООО «НАВКО-ТЕХ», пополнился двумя новыми установками типа АС354 для дуговой восстановительной наплавки цилиндрических и конических поверхностей.

Одна из них изготовлена по заказу и эксплуатируется на ОАО «НАФТАН» (Беларусь, Витебская обл., г. Новополоцк) для восстановительной наплавки изношенных поверхностей роторов мощных электродвигателей. Вторая — на ООО «Балаковские минеральные удобрения» (Россия, Саратовская обл., г. Балаково) для наплавки рабочих колес насосов. Установки позволяют наплавлять поверхности диаметром 20...500 мм на изделиях весом до 1500 кг, диаметром до 1600 мм и длиной до 5000 мм. Наплавка поверхностей изделий длиной свыше 3000 мм выполняется с переустановкой изделия на 180 град. Способ наплавки — МИГ/МАГ сплошной или порошковой проволоками.

Установки предусматривают двухопорное крепление изделия на вращателе (приводной стойке) и задней бабке (неприводной стойке). Вращатель установлен на станине неподвижно, а задняя бабка, в зависимости от длины наплавляемого изделия, перемещается по направляющим в станине с фиксацией в любом положении. Для удобства загрузки и выгрузки изделия на станине расположены перемещаемые по направляющим ориентирующие упоры, опорные поверхности которых регулируются по высоте. Установки укомплектованы подвижными защитными экранами.



Установка АС354-5000 для наплавки роторов электродвигателей



Наплавленный вал
колеса насоса



Наплавленный вал
ротора электродвигателя

Установки обеспечивают

- Контурное управление перемещением горелки по линейной траектории (образующие цилиндрической или конической поверхностей) с заданием требуемой линейной скорости инструмента и окружной скорости наплавляемого изделия, а также параметров колебаний горелки относительно линейной траектории.
- Программирование траектории способом «от точки к точке», т.е. с перемещением горелки с помощью переносного пульта в начало и конец наплавляемого участка и автоматической записью координат этих точек в память контроллера.
- Наплавку одним из двух способов — по спирали или ступенью.
- Формирование библиотеки предварительно записанных координат наплавляемых поверхностей и предварительно записанных параметров режима наплавки.
- Наплавку с колебаниями инструмента и плавным регулированием амплитуды и периода колебаний, продолжительности задержки горелки в крайних точках колебаний.
- Одновременное управление 2-я сервоприводами перемещения горелки и приводом вращения изделия.
- Плавное регулирование параметров режима сварки.
- «Горячее», т.е. в процессе наплавки, редактирование параметров с пульта.
- Быструю переналадку под наплавку изделий различных размеров.

Алгоритм записи программы наплавки конкретного изделия сводится к заданию на выносном пульте: скорости наплавки, режима наплавки (одного из предварительно установленных на сварочном оборудовании), времени зажигания дуги и заварки кратера, амплитуды колебаний горелки, их периода и времени задержки в крайних положениях, а также к записи координат точек начала и конца наплавки.

С более подробной информацией о предприятии и оборудовании можно ознакомиться на сайте <http://www.navko-teh.kiev.ua>

* На правах рекламы.

АВТОМАТИЗАЦИЯ, ДОВЕДЕННАЯ ДО СОВЕРШЕНСТВА*

В роботизированных системах и при крупносерийном производстве замена быстро изнашивающихся деталей является фактором, снижающим эксплуатационную готовность оборудования. Во время замены контактного наконечника или газового сопла, ячейка робота должна находиться в состоянии покоя. А такой простой стоит денег. Компания Fronius решает все проблемы при помощи своей новой разработки — автономной системы для смены корпуса горелки Robacta TX.

Корпус горелки может иметь различную геометрическую форму или содержать «всего лишь» быстроизнашивающиеся детали, требующие регулярной замены. Сварные швы могут располагаться в различных, в том числе, и в труднодоступных местах. Для обеспечения наилучшего качества всех сварных швов на разных участках могут потребоваться различные горелки. При использовании стандартного оборудования это означает эксплуатационные перерывы до 15 мин — необходимые для смены корпуса горелки или же подключения нескольких последовательных сварочных процессов с помощью различных корпусов горелок с использованием двух или более роботизированных ячеек.

Система Robacta TX повышает гибкость процесса, оптимизирует продолжительность включения оборудования, значительно уменьшает затраты, связанные с вынужденным простоем роботизированной ячейки.

Автономная система Robacta TX позволяет выполнить замену корпуса горелки очень быстро: время цикла между снятием одного и установкой другого корпуса горелки составляет всего лишь 20–30 с. Замена корпуса горелки происходит автоматически и не требует вмешательства человека. Момент выполнения этих сервисных работ теперь не зависит от рабочих смен: его можно задавать после определенного времени эксплуатации или числа рабочих циклов. Последующее сервисное обслуживание корпуса горелки можно удобно выполнять в любом месте.

В результате незначительных изменений в работе и источнике сжатого воздуха существующей сварочной системы Fronius, замена корпуса горелки в каждой сварочной ячейке сможет производиться автономно. Для этого потребуется дополнительная стационарная консоль с посадочными местами для хранения корпусов горелки и специальная муфта, установленная между корпусом горелки и шлангпакетом, эта муфта позволяет осуществлять быструю фиксацию корпуса горелки на шлангпакете. Для приведения муфты в действие подается сжатый воздух под давлением 6 бар.

К примеру, при использовании жесткой проволоки возникает повышенный абразивный износ контактного наконечника, в таком случае при помощи

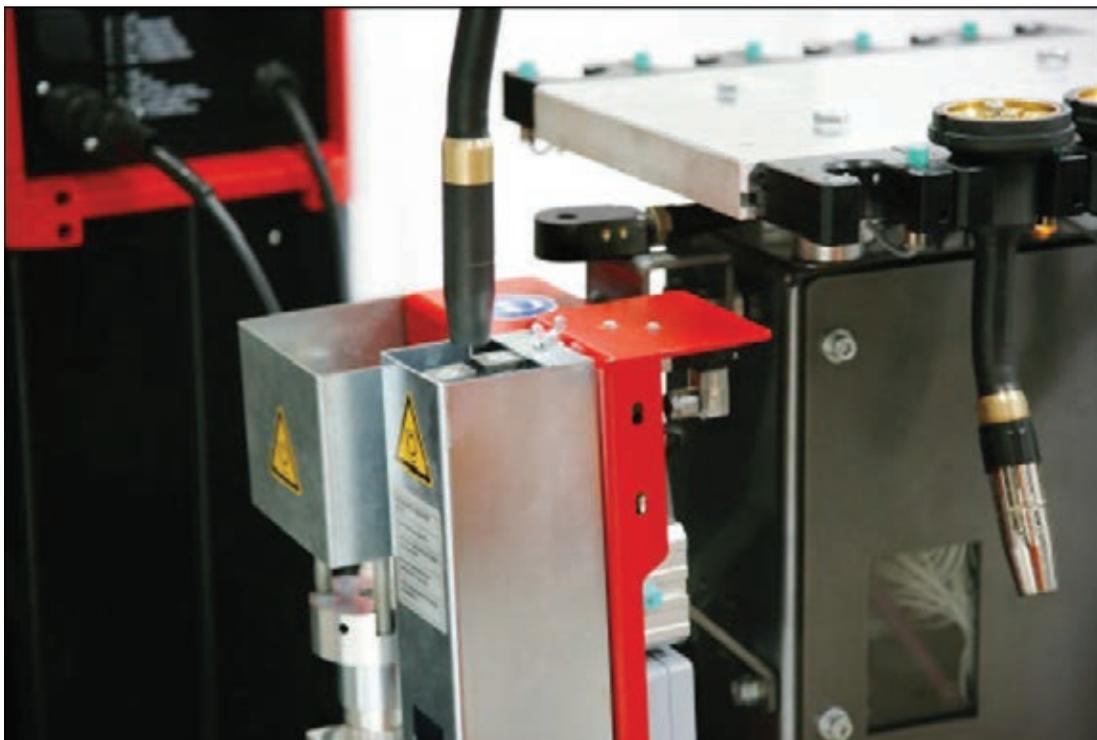


Robacta TX — автономная система для смены корпуса горелки от Fronius



Робот меняет корпус горелки для выполнения различных сварочных задач или корпус горелки с новым контактным наконечником автономно, а также в зависимости от ситуации и потребности

* Статья на правах рекламы.



После установки нового корпуса горелки сварочная проволока подается сквозь корпус горелки и отрезается до нужного вылета электрода.

Robacta TX возможно осуществлять замену рабочих элементов горелки без остановки производственного процесса. Система смены корпуса горелки Robacta TX состоит из консоли, на которой может располагаться до 10 корпусов горелок. Устройство для обрезания сварочной проволоки закреплено на консоле. Все необходимые действия: обрезание проволоки перед сменой корпуса горелки, ее обратная намотка и укладка, активация муфты для быстрой фиксации корпуса горелки, захват следующего корпуса горелки, подача проволоки вперед и ее обрезание до необходимого вылета электрода выполняются автономно и под контролем датчиков. Компактная конструкция системы гарантирует кратчайшие сроки замены корпуса горелки. Система Robacta TX подходит для горелок как с газовым, так и с водяным охлаждением.

Благодаря разработке этой системы, повышается производительность труда, качество сварки, безопасность производственного процесса и эксплуатационная эффективность оборудования и при этом уменьшается время простоя.

Fronius International — австрийское предприятие, главный офис которого расположен в Петтенбахе и которое также имеет отделения в Вельсе, Тальхайме, Штайнхаусе и Заттледте. Предприятие специализируется на системах для заряда батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3344 сотрудника. Доля экспорта составляет 93%, что достигается благодаря 20 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям Fronius более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 1008 действующим патентам, Fronius является лидером в области технологий на мировом рынке.



РАСШИРЯЯ ГРАНИЦЫ

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